

POLITECNICO DI TORINO

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica



**Politecnico
di Torino**

Tesi di laurea magistrale

**Ottimizzazione trattamento termico e caratterizzazione
delle performance meccaniche della lega AlSi10Cu8Mg
processata tramite tecnologia additiva LPBF**

Relatori

Prof. Mariangela Lombardi

Dott. Alessandra Martucci

Candidato

Francesco Pisapia

Dicembre 2025

INDICE

1.	<i>Introduzione</i>	1
1.1	<i>Storia dell'additive manufacturing</i>	1
1.2	<i>Laser Power Bed Fusion</i>	3
1.3	<i>Difetti critici</i>	5
1.4	<i>Uso di leghe di Alluminio per il processo LPBF</i>	8
1.5	<i>Cu come elemento legante nelle leghe di Al</i>	11
1.6	<i>Trattamenti termici delle leghe di alluminio</i>	12
1.7	<i>Scopo del lavoro</i>	13
2.	<i>Materiali e Metodi</i>	15
2.1	<i>Raw material</i>	15
2.2	<i>Produzione additiva</i>	16
2.3	<i>Preparazione campione</i>	17
2.4	<i>Analisi immagini</i>	19
2.5	<i>Analisi SEM</i>	20
2.6	<i>Microdurezze</i>	20
2.7	<i>Prova di Trazione</i>	22
2.8	<i>DSC</i>	23
2.9	<i>Trattamenti termici</i>	23
3.	<i>Ottimizzazione Parametri di Processo</i>	25
3.1	<i>Analisi energetica e valutazione combinazioni</i>	25
4.	<i>Caratterizzazione As Built AlSi10Cu8Mg</i>	30
4.1	<i>Analisi SEM e EDS</i>	30
4.2	<i>Risultati prove meccaniche e analisi superficie di frattura</i>	33
4.3	<i>Differential Scanning Calorimetry</i>	38
5.	<i>Trattamento Termico</i>	41
5.1	<i>Impostazione del trattamento e valutazione microdurezze</i>	41
5.2	<i>Valutazione DSC e SEM</i>	44
5.2.1	350 °C.....	45
5.2.2	300 °C.....	47
5.2.3	250°C.....	49
5.3	<i>Scelta del trattamento</i>	52
5.3.1	<i>Prova di trazione sui campioni trattati</i>	53
6.	<i>Conclusioni</i>	58
	<i>Bibliografia</i>	60

INDICE FIGURE

Figura 1: Rappresentazione del processo LPBF [14].	3
Figura 2: Cause e soluzioni nella formazione dei principali difetti nel processo LPBF secondo la letteratura [19].	5
Figura 3: Formazione delle porosità lack of fusion [27].	7
Figura 4: Formazione delle porosità gassose, keyhole e lack of fusion [27].	8
Figura 5: Diagramma Al-Si [31].	9
Figura 6: Immagine SEM AlSi10Mg as built [39].	10
Figura 7: Trattamenti termici e microstrutture di leghe Al-Si [19].	13
Figura 8: VIGA.	15
Figura 9: Print Sharp 250.	16
Figura 10: (a) Troncatrice ATA Brillant 220; (b) lama Cernet.	17
Figura 11: Pressa inglobatrice Remet IPA 30.	18
Figura 12: Lucidatrice Minitech 233.	18
Figura 13: Microscopio ottico Leica DM3000.	19
Figura 14: Immagini ottico scala di grigi e dopo la treshold.	19
Figura 15: NeoScope™ Benchtop SEM JCM-7000 (JEOL).	20
Figura 16: Indentometro.	21
Figura 17: (a) Penetratore; (b) Impronta.	21

Figura 18: Macchina Zwick Z100.....	22
Figura 19:Dimensioni provino [56].....	22
Figura 20:Forno tubolare (a); navicelle per l’inserimento campioni (b).....	24
Figura 21: Densità relativa in funzione del VED.....	27
Figura 22: Densità relativa per le varie combinazioni P-v.....	28
Figura 23: Immagine ottico campione as built.....	29
Figura 24: Micrografie SEM campione as built a diversi ingrandimenti: 1000X(a), 2000X(b), 3000X(c).....	31
Figura 25: Spettro EDS e composizione media del campione as built.	32
Figura 26: Mappe EDS del campione nello stato as built.	32
Figura 27:(A) Centro meltpool a 20.000X; 27(B) Bordo meltpool a 20.000X.....	33
Figura 28: confronto valori durezza leghe as built Al-Si-Cu	34
Figura 29: Diagramma tensione-deformazione as built.	34
Figura 30: Porosità sferiche.....	36
Figura 31: (a) Dimples; (b) Particelle non fuse.....	37
Figura 32: Mappa EDS di una regione localizzata della superficie di frattura.	38
Figura 33: Curva DSC per il campione as built.	39
Figura 34: Andamento microdurezze campioni trattati termicamente all’aumentare dei tempi di mantenimento.	43
Figura 35: Confronto DSC fra il campione as built e quello trattato a 350°C.	45
Figura 36: Micrografia SEM campione trattato 2 h a 350°C a basso ingrandimento.	46

Figura 37: Porosità ad alti ingrandimenti.	47
Figura 38: Confronto fra DSC as built e campioni trattati a 300 °C per diversi tempi di mantenimento.	48
Figura 39: Micrografia SEM campione trattato a 300 °C per 8 h.	49
Figura 40: Confronto DSC as built e DSC campioni trattati a 250 °C con diversi tempi di mantenimento.	50
Figura 41: Micrografia SEM campione trattato a 250 °C per 4h.	51
Figura 42: Micrografie SEM ad alto ingrandimento del campione trattato	51
Figura 43: Diagramma tensione – deformazione dalla prova a temperatura ambiente.....	54
Figura 44: Diagramma tensione – deformazione dalla prova di trazione a 200°C.	56

INDICE TABELLE

Tabella 1: Composizione nominale della polvere AlSi10Mg [36].	9
Tabella 2:Densità teorica, durezza, modulo di Yung della lega AlSi10Mg [36].	10
Tabella 3: Risultati per le combinazioni analizzate	26
Tabella 4: Valori medi allungamento percentuale a rottura, carico di rottura e il limite di snervamento per le leghe analizzate.....	35
Tabella 5: Trattamenti effettuati.....	42
Tabella 6: Valori medi carico di rottura e snervamento dalla prova a temperatura ambiente .	54
Tabella 7:Confronto valori prova di trazione con leghe casting.	55
Tabella 8: Valori medi carico di rottura e snervamento dalla prova di trazione a 200°C.....	56

Abstract

Negli ultimi decenni, l'Additive Manufacturing ha rivoluzionato il mondo della produzione, affermandosi come una delle tecnologie più promettenti per la realizzazione di componenti metallici ad alte prestazioni.

Una delle tecnologie che ha attirato maggior interesse nel mondo additivo è la Laser Powder Bed Fusion, in quanto capace di produrre componenti ad alta densità, con microstrutture fini che le rendono altamente performanti e geometrie complesse difficilmente realizzabili con metodi convenzionali.

L'alluminio rappresenta uno dei materiali più utilizzati, grazie ad un ottimo rapporto resistenza-peso, una buona resistenza alla corrosione ed un'eccellente conduttività termica, che lo rendono particolarmente adatto a numerose applicazioni. L'alluminio puro, tuttavia, presenta alcune criticità che ne limitano la processabilità; per ovviare a tali criticità si ricorre alle leghe Al-Si, e in particolare la AlSi10Mg, caratterizzata da un basso peso specifico, eccellente rapporto resistenza-peso, buona conduttività termica e proprietà meccaniche migliori rispetto alla medesima lega processata tramite tecnologie tradizionali.

Per incrementare ulteriormente le prestazioni la ricerca recente si è focalizzata sull'introduzione di elementi in lega capaci di potenziarne i meccanismi di indurimento fra queste particolare attenzione ha riscontrato il rame (Cu) che nelle leghe di alluminio, grazie alla formazione dei precipitati Al_2Cu , genera un impatto positivo sulla durezza e resistenza del materiale.

In questo lavoro è stata analizzata la lega AlSi10Cu8Mg, contenente un tenore Cu (8%) superiore al limite di solubilità in Al, al fine di valutarne gli effetti che ha sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche.

Dopo l'ottimizzazione dei parametri di processo, i campioni sono stati sottoposti a prove di microdurezza, trazione e analisi microstrutturali mediante microscopia ottica e microscopia elettronica a scansione, così da avere una caratterizzazione meccanica e microstrutturale della lega as built.

I risultati hanno evidenziato una microstruttura fine ed omogenea, con una elevata durezza ma una bassa duttilità; quindi, è stato condotto uno studio per l'individuazione di un trattamento termico non convenzionale che potesse garantire una maggiore capacità di deformazione plastica senza comprometterne le proprietà meccaniche.

Il trattamento ottimale è risultato essere quello a 250 °C per 4h, che promuove la crescita controllata dei precipitati e una parziale riduzione della distorsione reticolare, garantendo un incremento dell'allungamento percentuale a rottura con una riduzione moderata della durezza, mantenendo buoni valori di resistenza anche in prove condotte ad elevata temperatura.

Tali prestazioni confermano le grandi potenzialità della lega AlSi10Cu8Mg per applicazioni strutturali ad alte prestazioni nei settori dell'aerospazio ed automotive, offrendo un equilibrio fra le proprietà meccaniche e la duttilità anche ad elevate temperature.

1. Introduzione

1.1 *Storia dell'additive manufacturing*

Le tecnologie di AM hanno avuto origine negli anni '80 e sono state sviluppate principalmente per rispondere all'esigenza di creare prototipi rapidi e modelli funzionali direttamente dai progetti digitali, spianando la strada a quella che è stata definita la “quarta rivoluzione industriale” [1].

Sono portatrici di un nuovo concetto di produzione: a differenza dei metodi tradizionali in cui gli oggetti vengono prodotti in stampi e poi modellati, sottraendo il materiale in eccesso, con l'additive si parte dai dati di un modello 3D e, mediante un processo di unione dei materiali strato per strato, si realizzano i prodotti [2].

Grazie a tale metodologia di produzione le tecnologie AM presentano notevoli vantaggi sul piano ambientale, in particolare per quanto riguarda l'uso efficiente della materia prima. Il processo additivo, infatti, consente il riutilizzo delle polveri non sinterizzate, riducendo il volume degli scarti rispetto alle tecnologie sottrattive tradizionali. Tuttavia, tali benefici devono essere valutati alla luce del significativo dispendio energetico che il processo comporta, sia nella fase di fusione che nella produzione delle polveri stesse. Per poter considerare queste tecnologie realmente sostenibili, è necessario intervenire sull'efficienza energetica complessiva del processo, promuovendo l'impiego di fonti rinnovabili e ottimizzando i consumi lungo tutte le fasi della catena produttiva [3].

Iniziando come uno strumento di prototipazione rapida, la produzione additiva ha subito un'evoluzione significativa dal suo inizio negli anni '80, in una soluzione di produzione completa, abbracciando una vasta gamma di materiali come polimeri, metalli, ceramiche e compositi. Il progresso della tecnologia è stato caratterizzato da innovazioni nei materiali, nella tecnologia e nel software, spingendo l'AM in settori come l'aerospaziale, l'automotive, la sanità e la moda [4].

Le origini dell'AM risalgono agli anni '80, quando Charles Hull sviluppò e brevettò la tecnologia della stereolitografia, dando vita alla prima macchina capace di creare oggetti tridimensionali attraverso la polimerizzazione di resine fotoindurenti mediante l'azione di un laser UV. Inizialmente concepita per scopi di prototipazione rapida, questa tecnologia consentiva di ottenere modelli fisici in tempi ridotti rispetto ai metodi tradizionali, rappresentando un salto qualitativo nella progettazione e nello sviluppo di prodotto.

Successivamente, Stratasys introdusse una nuova tecnica, il Fused Deposition Modeling, che sfruttava l'estrusione termoplastica per realizzare oggetti layer-by-layer a partire da filamenti di materiale polimerico. Entrambe le tecnologie, orientate prevalentemente alla lavorazione di materiali plastici, segnarono l'inizio di una fase di intensa sperimentazione e diffusione della stampa 3D, principalmente nell'ambito dei modelli concettuali e dei prototipi funzionali.

Con l'evoluzione della ricerca, l'interesse si estese anche all'impiego delle polveri polimeriche, portando allo sviluppo della Selective Laser Sintering, che utilizza un laser per fondere selettivamente il materiale su un letto di polvere. Verso la metà degli anni '90, l'attenzione si spostò gradualmente verso materiali metallici, aprendo nuovi scenari

applicativi. Nel 1995, l'azienda tedesca EOS GmbH introdusse sul mercato il processo di Direct Metal Laser Sintering, rendendo possibile la produzione additiva di componenti metallici ad alte prestazioni.

Da quel momento, l'AM ha compiuto una transizione significativa: da tecnologia per prototipi a strumento di produzione vera e propria, in grado di realizzare parti finali in settori ad alta criticità come l'aerospaziale, il biomedicale e l'automotive. L'integrazione di software avanzati, l'aumento della precisione e l'ampliamento della gamma di materiali disponibili l'hanno reso una tecnologia matura, con un ruolo crescente all'interno delle strategie produttive avanzate [5].

Negli ultimi decenni, la sua crescente evoluzione ha permesso di estendere i suoi campi di applicazione, arrivando alla realizzazione di componenti metallici funzionali e strutturali. Questa transizione ha dato origine al settore del Metal Additive Manufacturing (MAM), il quale ha conosciuto una rapida crescita grazie ai vantaggi associati all'impiego di queste tecnologie, tra cui il minore consumo di materia prima, l'elevata personalizzazione dei componenti e la possibilità di produrre geometrie complesse senza vincoli progettuali tipici delle tecnologie sottrattive.

Le tecnologie MAM possono essere classificate in due macrofamiglie principali: Directed Energy Deposition (DED) e Powder Bed Fusion (PBF). Tale distinzione si basa principalmente sul metodo di deposito del materiale e sul meccanismo di fusione utilizzato.

La DED impiega sorgenti energetiche (laser, fascio di elettroni, arco) per fondere materiali (polvere o filo) mentre vengono depositati. È particolarmente efficace per operazioni di riparazione, rivestimento o produzione di componenti di grandi dimensioni, dove la flessibilità del processo risulta strategica [6].

Nel PBF, invece, un letto di polvere metallica viene fuso selettivamente strato per strato mediante una fonte termica, consentendo una precisione dimensionale elevata, una finitura superficiale accurata e la realizzazione di componenti finali ad alta complessità [7]. A seconda del tipo di sorgente energetica impiegata e dell'ambiente di lavoro si definiscono due tecniche Electron Beam Melting (EBM) e Laser Powder Bed Fusion (LPBF).

La tecnologia EBM utilizza un fascio di elettroni ad alta energia, operando in un ambiente sottovuoto, condizione necessaria per evitare la dispersione degli elettroni e l'ossidazione del materiale. La polvere viene preriscaldata a temperature elevate prima della fusione, riducendo le tensioni residue nel componente finale e favorendo un raffreddamento più lento e controllato.

Offre diversi vantaggi, tra cui la capacità di produrre parti con geometrie complesse con eccellenti proprietà del materiale paragonabili ai metalli battuti, grazie alle rapide velocità di raffreddamento e alla lavorazione ad alta temperatura, che si traduce in microstrutture fini. EBM può elaborare metalli reattivi come il titanio e le sue leghe nel vuoto, il che è essenziale per le applicazioni aerospaziali e mediche. I limiti risiedono invece nell'elevato costo delle apparecchiature dovute al requisito di un ambiente a vuoto e all'uso della tecnologia del fascio di elettroni, ma soprattutto a una finitura superficiale delle parti prodotte più ruvida rispetto ad altre tecnologie AM, che spesso necessita di un'ulteriore post-elaborazione. Inoltre, la selezione di materiali compatibili con EBM è attualmente più limitata rispetto ad altri metodi AM.

La tecnologia LPBF, al contrario, impiega un laser ad alta potenza per fondere selettivamente le particelle di polvere in atmosfera inerte (argon o azoto). Questo consente una maggiore precisione geometrica, con spessori di strato più sottili e una migliore finitura superficiale, che spesso riduce o elimina la necessità di post-processing. LPBF è una

tecnologia estremamente versatile, compatibile con una vasta gamma di materiali metallici (acciai, leghe di alluminio, leghe di nichel, titanio) e adatta alla produzione di componenti complessi e ad alte prestazioni.

1.2 Laser Power Bed Fusion

Tale tecnologia ha avuto una crescita rapida e costante negli ultimi anni, grazie alla sua capacità di produrre componenti metallici con geometrie complesse, elevata densità e finitura superficiale di qualità. Tra il 2024 e il 2033, il mercato globale delle macchine LPBF si stima crescerà a un tasso annuo composto tra il 13-16 %, con valori attesi tra 1,2 miliardi di dollari nel 2024 e oltre 3 - 4 miliardi nel 2033 [8].

Tale espansione trova fondamento nella crescente domanda di componenti leggeri, altamente performanti e personalizzabili, in settori industriali ad alto contenuto tecnologico. In particolare, LPBF è sempre più impiegata nei settori aerospaziale, automotive, sanitario ed energetico medicale. Nel comparto aerospaziale e difesa, è utilizzata per parti strutturali, componenti motore e supporti interni che beneficiano della riduzione di peso senza sacrificare la resistenza meccanica. Nel settore automotive, invece, trova applicazione nella produzione di prototipi funzionali, attrezzaggi e componentistica finale di alto valore, sebbene non sia ancora pienamente esplosa ma si stima una crescita importante nei prossimi anni grazie a un suo impiego nella produzione di massa. Nel sanitario, la capacità di produrre geometrie complesse la rende ideale per dispositivi impiantabili personalizzati e strumenti chirurgici complessi. Infine, il settore energetico rappresenta il campo di applicazione più promettente per via dell'alto grado di personalizzazione dei prodotti realizzabili e della velocità con cui è possibile effettuare riparazioni [9] [10] [11] [12] [13].

La Figura 1 schematizza le fasi del processo di lavorazione di un oggetto realizzato tramite LPBF.

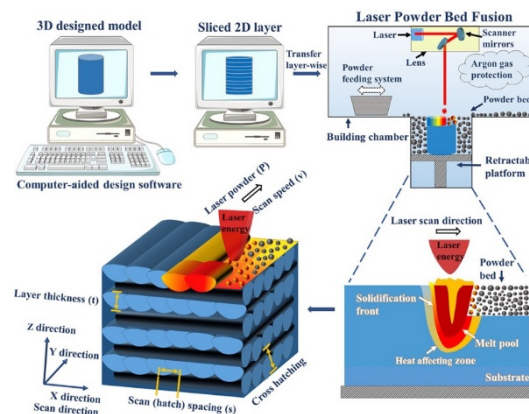


Figura 1: Rappresentazione del processo LPBF [14].

Si parte da un modello 3D CAD del componente da realizzare, convertito successivamente in un file STL, così da essere reso compatibile con la macchina di stampa 3D. In seguito, viene elaborato da uno *slicer* che lo suddivide in strati orizzontali, traducendo quindi il file in istruzioni che la macchina utilizzerà per il deposito del materiale strato per strato.

Il processo di stampa avviene in un ambiente controllato: la camera di stampa viene riempita da gas inerte, tipicamente Argon, per prevenire l'ossidazione delle polveri, che comporterebbe la formazione di porosità. Una volta avvenuto il primo deposito di polvere

in maniera omogenea, un laser focalizzato viene diretto sul materiale andando a fondere la regione di interesse secondo quanto stabilito dal file STL, raggiungendo elevate velocità di raffreddamento fino a 10^5 K/s [15].

Sulla piattaforma avviene poi la deposizione omogenea di un nuovo strato di polvere metallica, sopra il precedente appena solidificato; questo processo prende il nome di *recoating*, effettuato mediante una lama che si muove orizzontalmente rispetto alla piattaforma di costruzione livellando la polvere in uno strato uniforme.

Una volta depositato l'ultimo strato e completata la fusione selettiva, il componente viene lasciato raffreddare all'interno della camera di stampa e successivamente rimosso dal letto di polvere. Il pezzo ottenuto è già perfettamente integro e, in molti casi, immediatamente pronto all'uso, con buone caratteristiche meccaniche e dimensionali. Tuttavia, qualora necessario, è possibile sottoporlo a trattamenti di post-processing volti a migliorarne ulteriormente le prestazioni o l'estetica.

Tra questi interventi rientrano, ad esempio, i trattamenti termici, per ridurre eventuali tensioni residue, e la rimozione dei supporti di stampa, che vengono generati solo quando richiesto da particolari geometrie o da specifici orientamenti all'interno della camera. I supporti, infatti, non sono sempre indispensabili, ma possono essere utilizzati in presenza di superfici sospese o fortemente inclinate, per garantire la stabilità del componente durante la costruzione. Nella fase successiva, si può eventualmente procedere a trattamenti di finitura superficiale, come sabbiatura o lavorazioni meccaniche, qualora siano richiesti livelli elevati di rugosità o precisione in determinate aree funzionali.

Tale tecnologia, rispetto ai tradizionali processi di produzione sottrattivi, si presenta, dunque, particolarmente vantaggiosa data la possibilità di realizzare complesse parti metalliche, ridurre il ciclo di lavoro del componente e massimizzare l'utilizzo del materiale. Tuttavia, vista anche la sua complessità, rende necessaria una corretta valutazione dei parametri di prestazione, poiché un'erronea scelta potrebbe portare a una cattiva fusione delle polveri con conseguente peggioramento delle proprietà meccaniche a causa di scarsa finitura superficiale, porosità e alte tensioni residue [14].

L'LPBF è un processo altamente complesso in cui più di 50 parametri possono essere modificati al fine di ottimizzare il processo di stampa. Tra quelli che hanno una maggior influenza sul livello di densificazione dei componenti ricordiamo:

- Laser: un incremento della potenza può aumentare l'energia disponibile per fondere la polvere, migliorando la densificazione, ma valori troppo elevati possono causare la formazione di porosità da keyhole [16].
- Hatching distance: letteralmente è la distanza fra due tracce consecutive di scansione singola, misurata come la distanza fra il centro di due *melt pool* adiacenti. Una hatch distance troppo ampia provoca una scarsa sovrapposizione tra passaggi adiacenti, aumentandone le porosità. Al contrario, una hatch distance troppo ridotta può richiedere numerosi passaggi e favorire accumuli di energia localizzati. Entrambi gli estremi influiscono negativamente sulla densità, generando piccole porosità sferiche, porosità da gas e per lack of fusion [17].
- Layer thickness: determina il quantitativo di polvere steso per ogni layer. Strati troppo spessi implicano un volume di materiale da fondere elevato; se la potenza o il tempo di esposizione non sono adeguati, si verifica fusione incompleta e difetti strutturali. Strati più sottili permettono elevate densità grazie a un miglior legame con quelli sottostanti ma richiedono elevati tempi di lavoro.

- **Scanning speed:** è la velocità di scansione, definita dal rapporto fra la distanza puntuale di due punti di fusione successivi e il tempo di esposizione di ciascuno. Velocità troppo bassa significa eccessivo apporto energetico, che può generare una discontinuità nella traccia di fusione. Al contrario, una velocità troppo elevata non consente il completo scioglimento della polvere, portando a difetti da fusione incipiente e drastica perdita di densità.
- **Scanning strategy:** indica il percorso seguito dal laser durante la fusione dei singoli strati e fra uno strato e l'altro. Influisce in modo significativo sulla distribuzione delle tensioni residue, sulla microstruttura e sulla densificazione del campione. La scelta di una corretta strategia è necessaria per evitare accumuli locali di calore e distribuire uniformemente le sollecitazioni interne, migliorando così la qualità superficiale e microstrutturale del componente.

Tali parametri hanno un impatto significativo sullo stato termodinamico del *melt pool*, ossia il bagno di fusione che si crea durante l'irraggiamento della polvere con il laser; pertanto, la loro corretta combinazione è essenziale per garantire un processo di fusione omogenea delle polveri ed una corretta solidificazione.

Una scelta erranea dei tali parametri causa instabilità nel *melt pool* che porta alla generazione dei difetti quali le porosità, che incidono sulle proprietà meccaniche del componente e creano una zona di forti sollecitazioni che può portare alla generazione della cricca e a frattura.

1.3 Difetti critici

L'analisi dei difetti critici riscontrabili è necessaria perché gli stessi possono influenzare le proprietà finali del materiale. Gli studi di Galy et al., (2018) hanno distinto 3 tipi principali di difetti osservati nelle parti lavorate per LPBF delle leghe di alluminio: cricatura, rugosità superficiale e porosità [18].

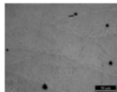

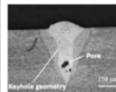
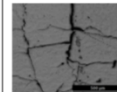

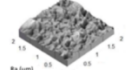
	POROSITY			CRACK		SURFACE DEFECTS
	Gas porosities	Lacks of fusion	Keyhole pores	Hot tears	Cracks and delamination	Roughness
						
CAUSES	Powder moisture [88, 89]; Gas atomisation parameters [90]; PBF-LB/M dynamics [91].	Insufficient energy involved in the PBF-LB/M process [93, 94].	Excessive energy involved in the PBF-LB/M process [95].	High solidification range [97, 98].	Layer-by-layer scanning [101,102]; High cooling rates typical of PBF-LB/M [101,102]; Thermally-induced stresses [101,102]	Layer-by-layer scanning [111]; Inadequate PBF-LB/M process parameters [112, 113].
SOLUTIONS	Pre-processing powder drying; Gas atomisation optimisation; HIP [92]	PBF-LB/M process parameters optimisation [95]; HIP [92].	PBF-LB/M process parameters optimisation [96]; HIP [92]	Quasi-eutectic compositions [99]; Alloying of inoculant elements [100]; Platform heating [101].	Chessboard scanning strategy [103]; Reduced scan speed [104, 105]; Platform heating [109]; Use of support structures [67].	Process parameter optimisation [110]; Surface post-processing operations [114].

Figura 2: Cause e soluzioni nella formazione dei principali difetti nel processo LPBF secondo la letteratura [19].

Per i difetti di cricatura è necessario procedere a un'ulteriore differenziazione fra gli strappi a caldo e le delaminazioni.

La suscettibilità allo strappo a caldo è principalmente determinata dall'ampia gamma di solidificazione della lega: un'elevata differenza tra la temperatura di solidus e liquidus porta alla formazione di grani lunghi durante la solidificazione. Quando la temperatura diminuisce e il contenuto di fase solida aumenta, il liquido fuso rimanente viene intrappolato nelle regioni intercolunari. Al momento della solidificazione, si verifica una contrazione del volume a causa della transizione di fase solido-liquido. Le sollecitazioni indotte fanno sì che la fase liquida si separi dalla fase solida, con conseguenti lacerazioni calde nelle regioni intercolunari. Fra le soluzioni utilizzate per limitare tale fenomeno troviamo l'utilizzo di leghe con composizioni quasi-eutettiche al fine di ridurre al minimo l'intervallo di solidificazione, l'aggiunta di elementi inoculanti per ottenere una microstruttura più fine e il riscaldamento della piattaforma per ridurre la velocità di solidificazione [20].

La scansione strato per strato e gli alti tassi di raffreddamento tipici della produzione LPBF si traducono in un alto gradiente termico e, quindi, in sollecitazioni indotte termicamente. Le sollecitazioni sviluppate durante il processo additivo potrebbero portare a fenomeni di crepe e delaminazione indesiderabili, influenzando seriamente le prestazioni meccaniche del componente finale. Le sollecitazioni estremamente elevate indotte durante il processo additivo sul componente costruito sono principalmente causate dai grandi gradienti termici [21]. Tra i metodi più utilizzati per ridurre le sollecitazioni residue ed evitare crepe o delaminazione, la strategia di scansione della scacchiera con una rotazione di 90° potrebbe essere una soluzione ottimale per indurre un tensore di stress isotropo vantaggioso per le sollecitazioni residue nella componente, evitando lunghe lunghezze di vettori di scansione e vettori di scansione uniformemente orientati. Un ruolo importante nel ridurre lo stress residuo ed evitare la formazione di delaminazione è dato dalla scelta dei parametri di processo ottimali, che una volta individuati permettono di ottenere valori di densificazione migliori durante il processo LPBF e un livello ridotto di sollecitazioni residue [22]. Un altro approccio ampiamente utilizzato è rappresentato dal preriscaldamento della piattaforma e l'utilizzo di strutture di supporto che sono utili per rallentare il flusso di calore e i tassi di raffreddamento riducendo il gradiente termico.

Altra categoria di difetti riguarda la finitura superficiale dei campioni LPBF. Esiste una correlazione tra rugosità superficiale e parametri di elaborazione e, soprattutto, che maggiore è la potenza del laser, minore è la rugosità superficiale quando il valore della velocità di scansione è fisso [23]. Nonostante i molti metodi tentati nell'ottimizzazione dei parametri di processo per ottenere una rugosità superficiale inferiore, la superficie dei campioni LPBF costruiti è ancora inadatta a diverse applicazioni industriali e le operazioni di post-elaborazione sono spesso richieste in alcune parti dei componenti.

La categoria "porosità" è ampia e include diverse tipologie tra cui: porosità gassosa, lack-of-fusion e porosità keyhole. Quest'ultima categoria è, ad oggi, la più attenzionata in quanto strettamente correlata con i parametri di processo della macchina e dalla loro analisi è possibile evincere direttamente il valore di densificazione del componente.

Le porosità gassose sono piccole e sferiche, causate prevalentemente dall'umidità nelle polveri, dal gas intrappolato nelle particelle dopo l'atomizzazione del gas e dalla dinamica del processo LPBF. L'essiccazione della polvere, immediatamente prima del processo additivo, permette di ridurre significativamente l'umidità dalle superfici delle particelle, mentre per il gas intrappolato lo si può ridurre ottimizzando accuratamente il processo di atomizzazione del gas. Nonostante questi metodi di mitigazione, le dinamiche del processo LPBF rendono inevitabile la porosità gassosa [24]. Il gas protettivo (argon o azoto) presente nella camera viene inevitabilmente intrappolato dal flusso di polvere, entra nel meltpool, attraverso il flusso di Marangoni, e provoca bolle di gas intrappolate. Sebbene questo tipo di porosità non sia comunemente considerato dannoso per le prestazioni meccaniche grazie

alle piccole dimensioni e alla forma sferica, le applicazioni estreme, come nel campo aerospaziale, devono necessariamente ottenere una perfetta densificazione del componente. Si tratta di un obiettivo raggiungibile solo attraverso la definizione inderogabile di operazioni di post-elaborazione fatte su misura, come la pressatura isostatica a caldo [25].

Le porosità lack-of-fusion sono di dimensioni piuttosto grandi, tipicamente caratterizzate da forme irregolari e di solito situate al confine del meltpool. Sono considerate dannose per resistenza a fatica e le proprietà meccaniche del componente a causa della loro morfologia con bordi taglienti che possono agire come siti di nucleazione delle cricche. Questi difetti sono principalmente causati da un'energia insufficiente coinvolta durante il processo di produzione, che si traduce in una fusione incompleta degli strati che peggiora le prestazioni dei componenti. Tuttavia, potrebbe essere completamente evitata ottimizzando correttamente i parametri di processo, in particolare la potenza del fascio laser e la velocità di scansione [26].

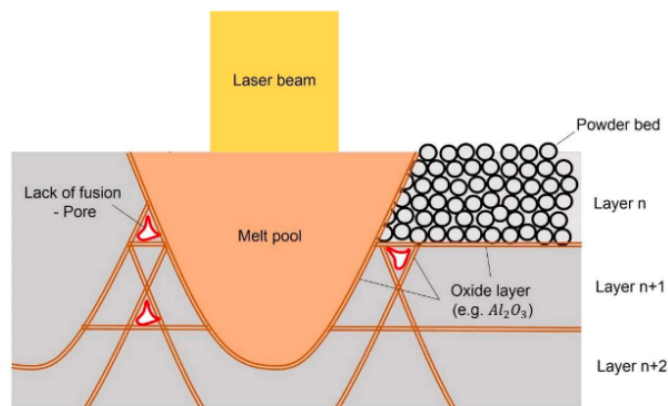


Figura 3: Formazione delle porosità lack of fusion [27].

Ultima, ma non meno importante, categoria di difetti pericolosi è quella delle porosità keyhole. Se nel processo LPBF è coinvolta un'eccessiva potenza laser, la temperatura del meltpool può superare quella di ebollizione del materiale, con conseguente vaporizzazione del materiale. La pressione causata dalla vaporizzazione spinge la superficie del liquido verso il basso, formando una zona di vuoto che prende il nome di porosità keyhole. La temperatura della superficie liquida intorno alla porosità varia notevolmente, generando pressioni di rinculo e forze orientate in direzioni diverse, portando al collasso.

Quando il keyhole collassa rapidamente, il flusso turbolento del metallo fuso intrappola bolle di gas, che non riescono a risalire facilmente a causa dell'effetto Bernoulli. Se il metallo si solidifica prima che le bolle riescano a fuoriuscire, si formano porosità interne, riducendo la qualità del componente finale.

Sebbene alcuni meccanismi di formazione, propagazione e collasso di questa tipologia di porosità rimangano poco chiari, sono stati compiuti sforzi significativi per indagare su come mitigare questi difetti [28].

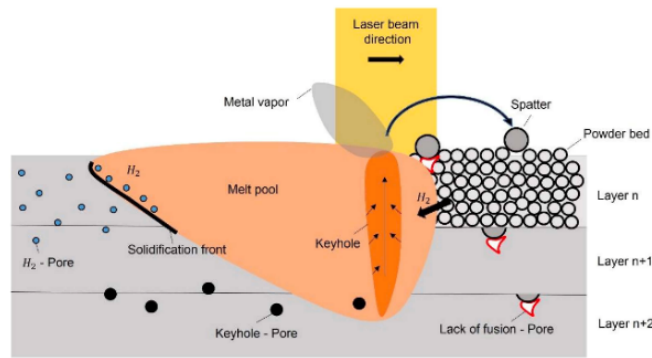


Figura 4: Formazione delle porosità gassose, keyhole e lack of fusion [27].

1.4 Uso di leghe di Alluminio per il processo LPBF

Il notevole interesse riscontrato per tali tecnologie di produzione ha portato a un'elevata crescita del mercato e degli investimenti nella ricerca. Negli ultimi anni i ricercatori hanno messo a punto un vasto numero di leghe di materiali metallici andando ad ampliare il catalogo dei materiali processabili mediante additive e fra questi l'alluminio è diventato uno dei materiali maggiormente studiati, in quanto capace di abbinare un'ottima resistenza meccanica a una bassa densità, buona resistenza alla corrosione e un'eccellente conduttività termica ed elettrica. Grazie a queste proprietà si realizzano componenti funzionali di geometrie complesse con una buona qualità superficiale e ottime proprietà meccaniche che le rendono particolarmente adatte per applicazioni nei settori automotive e aerospaziale, tanto da essere diventata la seconda classe di materiali più utilizzata per LPBF, eppure la messa a punto di tali leghe è piuttosto complessa e necessita di numerosi studi.

Durante il processo LPBF, il tempo di interazione tra il laser e la polvere metallica è estremamente breve, complicando i processi metallurgici a causa dei grandi gradienti di temperatura e delle velocità di raffreddamento nel meltpool. È quindi necessaria una fase iniziale di ottimizzazione dei parametri di processo per garantire una densificazione ottimale del campione, andando a valutare il miglior accoppiamento fra potenza laser e velocità di scansione. Gli studi pregressi dimostrano infatti la correlazione fra questi parametri di processo e la presenza di difetti metallurgici nel campione, in particolare all'aumentare della potenza laser si nota un incremento delle porosità, mentre con l'aumentare della velocità di scansione si avranno maggiori crepe e difetti da lack of fusion. Le cause di tali difetti sono legate principalmente all'elevata riflettività del laser, la conduttività termica e l'affinità per l'ossigeno [29].

Una delle principali problematiche è legata a elevata riflettività, superiore al 91%, ed elevata conduttività termica, che richiedono alte potenze per raggiungere la fusione del materiale [30]. L'alluminio è caratterizzato da una elevata affinità chimica per l'ossigeno, che porta alla formazione spontanea di ossidi che ne riducono la bagnabilità superficiale, che può favorire la presenza di particelle non fuse durante la produzione che possono promuovere l'innescio di cricche che portano ad una marcata riduzione della vita a fatica del componente realizzato [19].

Ulteriore complicazione è dovuta alla scarsa scorrevolezza delle polveri, causata dal basso peso e dalla tendenza a impaccarsi tra loro, specialmente se presente dell'umidità; in questi casi si rende necessario un processo di essiccazione delle polveri precedente alla loro lavorazione.

Data l'alta sensibilità alle cricche a caldo delle leghe base Al, per la produzione additiva si sono impiegate maggiormente leghe della famiglia alluminio-silicio che oltre a garantire un'ottima saldabilità grazie alla massiccia presenza del Si, sono caratterizzate da composizione quasi-eutettica con un intervallo di solidificazione molto ristretto. Si definiscono eutettiche le leghe che presentano un contenuto di Si compreso tra l'11-13 % in peso, ipereutettiche se superiore al 13 % e ipoeutettiche con percentuali inferiori all'11 % [31]. Questa combinazione di fattori consente una solidificazione rapida e omogenea, riducendo significativamente il rischio di hot tearing, una delle principali criticità nella lavorazione additiva delle leghe di alluminio [32].

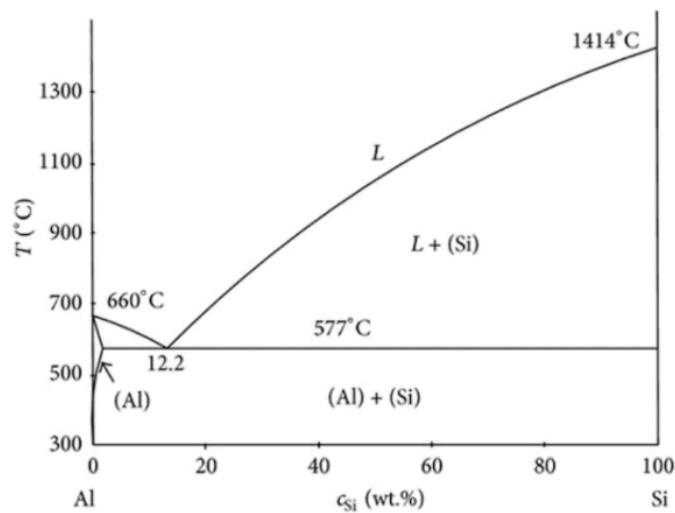


Figura 5: Diagramma Al-Si [31].

Fra queste, ampiamente utilizzata in molteplici applicazioni è la lega quasi eutettica AlSi10Mg, caratterizzata da temperature di fusione relativamente basse e buona fluidità del metallo fuso, raffreddamento rapido e solidificazione uniforme con una conseguente minore formazione di cricche e difetti nonché una microstruttura fine ed un ottimo rapporto resistenza/peso che la rende particolarmente interessante per applicazioni nei settori dell'aerospazio e automotive. Tanto che è stata impiegata con successo in diverse applicazioni industriali, come le staffe per le antenne dei satelliti Sentinel di RUAG, quelle del tetto della BMW i8 Roadster e gli scambiatori di calore sviluppati da Conflux Technology, tutte applicazioni in cui la riduzione del peso ottenuta grazie alla progettazione ottimizzata del processo LPBF si tramuta in un miglioramento dell'efficienza complessiva e un risparmio dei costi di esercizio [33] [34] [35].

La sua composizione è riportata nella Tabella 1:

Tabella 1: Composizione nominale della polvere AlSi10Mg [36].

Element	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

Si tratta di una lega di cui ci si avvale frequentemente anche nel casting, che presenta una temperatura di fusione intorno ai 570 °C, offre una buona resistenza e durezza, caratteristiche che la rendono particolarmente adatta per parti con pareti sottili e geometrie complesse soggetti ad elevati carichi. La microstruttura fine che ne deriva dalla produzione mediante LPBF conferisce elevata durezza e resistenza meccanica rispetto alla lega colata tradizionalmente.

Il silicio (Si) è presente con un tenore del 10 %, migliora la fluidità del metallo fuso, riduce la tendenza alla formazione delle cricche durante il raffreddamento e forma precipitati che migliorano la resistenza meccanica ad alte temperature.

Il magnesio (Mg), con un tenore compreso fra 0,2-0,5 % permette di rafforzare la lega dopo il processo di solidificazione aumentando durezza e resistenza dopo i trattamenti termici grazie alle precipitazioni di nanoparticelle di Mg_2Si disperse [31].

È una lega facilmente densificabile tramite LPBF, che permette di ottenere livelli di difettosità contenuti.

Tabella 2: Densità teorica, durezza, modulo di Young della lega AlSi10Mg [36].

Density (g/cm ³)	Residual Porosity	Hardness (HV)	Young's Modulus (GPa)
2.66	0.80	105±5	73±1

Dalle osservazioni al SEM è possibile individuare una microstruttura tipica delle leghe Al-Si ottenute mediante LPBF, in cui la rapida solidificazione tipica del processo impedisce la crescita dei grani e porta una matrice α -Al sovrassatura e da un network di Si eutettico, che ne migliora resistenza e durezza della lega generando però un accumulo di tensioni residue interne [37].

Grazie alla strategia di scansione layer-by-layer la microstruttura presenta tre zone che rispecchiano le diverse condizioni termiche del processo, al centro del meltpool troviamo una microstruttura fine con celle piccole e un reticolo di silicio sottile, avvicinandosi verso i bordi la microstruttura è grossolana con celle più grandi e l'ispessimento del network, al ridosso dei bordi troviamo poi le zone alterate termicamente in cui troviamo la rottura del network di Si [38].

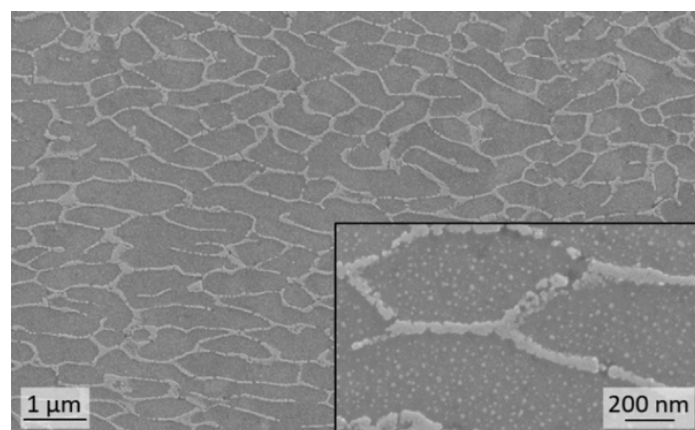


Figura 6: Immagine SEM AlSi10Mg as built [39].

1.5 Cu come elemento legante nelle leghe di Al

Attualmente, le prestazioni meccaniche non raggiungono gli standard richiesti per la realizzazione di componenti strutturali per applicazioni nel settore automobilistico e aeronautico, e la loro resa è inferiore rispetto a quella delle leghe forgiate delle serie 7xxx e 2xxx [40].

Negli ultimi anni la ricerca si è dedicata alla realizzazione di leghe differenti per ampliare il portfolio dei materiali processabili mediante le tecnologie additive, e per quanto riguarda le leghe Al, migliorarne le proprietà meccaniche.

È stato anche investigato l'effetto benefico che porterebbe la produzione mediante tecnologie additive su leghe commerciali realizzate mediante tecnologie tradizionali, come nel caso della lega AlSi9Cu3, una lega commerciale molto utilizzata nell'automotive prodotta mediante pressocolata ad alta pressione. Grazie al lavoro svolto da Fiocchi et al., (2020) è stato possibile riscontrare come la produzione additiva possa conferire alla lega un miglioramento delle proprietà meccaniche in particolare il suo indurimento attribuito alla formazione [41].

L'indurimento per precipitazione è il metodo più utilizzato per il miglioramento delle proprietà meccaniche dei materiali metallici: l'effettivo rafforzamento dipende dai precipitati che si creano e dalle loro caratteristiche quali taglia, geometria e disposizione nello spazio; in generale, comunque, l'aumento della densità dei precipitati tende a bloccare il moto delle dislocazioni, garantendo il rafforzamento [42].

In letteratura sono già presenti degli studi sulle leghe Al-Si-Mg realizzate per casting che, grazie all'aggiunta di Cu, hanno registrato un miglioramento delle proprietà meccaniche, sia per la presenza di rame in soluzione solida che per la precipitazione di fasi ricche in Cu. I precipitati più comuni che si trovano sono le fasi β'' e β' (precursori di Mg_2Si), già presente nelle leghe base Al-Si-Mg, θ' (Al_2Cu), S ($CuMgAl_2$) o Q ($Cu_2Mg_8Si_6Al_5$) [43].

I primi studi su leghe AlSi10Mg con aggiunta di Cu in ottica LPBF partono dal lavoro di Merola e Bosio (2021), che hanno esplorato la possibilità di impiegare polveri mixate meccanicamente di Cu e AlSi10Mg. Nella loro ricerca, l'approccio sperimentale ha permesso di validare la percorribilità del processo usando miscele di polveri pre-alloyed AlSi10Mg e Cu puro, evidenziando una densificazione fino al 99 - 99,2 % e un aumento significativo della durezza grazie a meccanismi di precipitati a base Cu [44].

Successivamente, il team guidato da A. Martin et al., (2021) ha condotto uno studio [45] in cui è stata valutata l'aggiunta del 4 % wt di Cu alla lega AlSi10Mg con l'utilizzo di polveri preallegate. Lo studio ha mostrato che, dopo un trattamento termico T5 (invecchiamento artificiale), la resistenza alla microdurezza supera i 180 HV uguagliando quello della lega forgiata Al7075 dopo il trattamento T6. Si tratta di benefici certamente attribuibili alla presenza di Cu che, durante la solidificazione, porta alla creazione di una soluzione sovrasatura nella matrice di Al, successivamente grazie all'azione dei trattamenti termici si diffonde fuori dalla matrice generando i precipitati Al_2Cu e la fase quaternaria Q che contribuiscono a un indurimento e rafforzamento della lega [46].

Gli importanti risultati riscontrati da Martin hanno portato notevole interesse sulla lega AlSi10CuMg per AM e in particolare sulla possibilità di realizzare componenti strutturali affidabili con essa.

Tali studi si basano su leghe aventi di un tenore di Cu del 4 % che permettono di ottenere campioni privi di crepe e completamente densi, essendo il valore al di sotto del limite di solubilità di Cu nell'alluminio che in un sistema binario Al-Cu è del 5,65 %. Tuttavia, nei

processi additivi, e in particolare nel LPBF, le elevatissime velocità di raffreddamento (fino a 10^6 K/s) che si verificano durante la solidificazione impediscono al sistema di raggiungere l'equilibrio termodinamico. Questo consente alla matrice di alluminio di sciogliere quantità di rame superiori rispetto al limite teorico, portando a una condizione di supersaturazione solida stabile nella fase α -Al.

Negli ultimi anni, visto il crescente interesse in merito alle tecnologie di additive, sono stati condotti studi sullo sviluppo di leghe Al-Si-Cu-Mg per LPBF aventi un elevato tenore di Cu per conferire alla lega elevate prestazioni meccaniche.

In particolare, lo studio condotto da A. Martucci et al., (2022) su una lega avente un tenore di Cu dell'8% ha dimostrato che l'uso sinergico di parametri di processo appropriati e strutture di supporto ha portato alla realizzazione di campioni privi di crepe e completamente densi, con un incremento della microdurezza di circa il 22 % rispetto alla lega AlSi10Cu4Mg [47].

In uno studio successivo, sempre condotto da A. Martucci et al., (2023), sono state valutate leghe aventi un tenore di Cu crescente (AlSi10Cu4Mg, AlSi10Cu8Mg, AlCu20Si10Mg), stabilendo che l'aggiunta di Cu, oltre al limite di solubilità, porta a soluzioni sovrasature che, mediante un'accurata scelta dei parametri di processo, garantisce alla lega importanti benefici relativamente alle proprietà meccaniche e ai valori di microdurezza senza precedenti. Confermando il potenziale mostrato dalle leghe Al-Si-Cu-Mg con elevato tenore di Cu come materiali candidati per applicazioni strutturali in settori altamente tecnologici in cui vengono richieste elevate prestazioni meccaniche accompagnate da una riduzione del peso specifico dei componenti, ma evidenziando le difficoltà che si riscontrano nella loro processabilità [48].

1.6 Trattamenti termici delle leghe di alluminio

Nella maggior parte dei casi il componente metallico as built non è pronto per essere messo in esercizio, poiché di frequente le sue proprietà non sono ottimizzate per le applicazioni per le quali cui sono state progettate.

La causa di ciò è che il processo LPBF produce microstrutture profondamente fuori equilibrio, caratterizzate da una forte sovrasaturazione della matrice e da fasi metastabili. Tali condizioni derivano dalle elevatissime velocità di raffreddamento che impediscono il rilassamento termodinamico delle fasi e spesso generano microstrutture instabili nel lungo periodo [49].

Questo fa sì che sia necessario utilizzare trattamenti termici per consentire il rilascio delle tensioni residue che si formano nel componente in virtù del processo di produzione per rimuovere fasi metastabili indesiderate o per indurre la nucleazione di fasi cristalline specifiche che andranno a migliorare le performances meccaniche del componente, migliorandone resistenza e duttilità o semplicemente per ridurre le porosità interne.

Lo stress relieving viene impiegato per ridurre le tensioni residue generate durante il processo di produzione a causa dell'elevati gradienti termici durante raffreddamento. generalmente realizzato in temperature fra 270 - 350 °C per un tempo di esposizione che varia fra le 2 - 4 h, permette di ridurre significativamente le tensioni ma porterà a una variazione della microstruttura con grani grossolani, ingrossamento delle particelle di Si e un network globularizzato. Spesso viene utilizzato per stabilizzare la microstruttura prima di trattamenti più complessi come solubilizzazione o invecchiamento artificiale.

L'annealing viene applicato a temperature leggermente superiori 300-400 °C con tempi di mantenimento che vanno dalle 2 alle 8 h. Esso comporta un rilascio completo delle tensioni

residue ed un'evoluzione microstrutturale, che si manifesta con l'ingrossamento del network di Si e ad una sua rottura parziale.

Gli altri elementi in lega si diffondono andando a formare le fasi stabili. Questo porta ad una riduzione delle proprietà meccaniche dovuta dalla perdita di parte del rinforzo della soluzione solida, ma anche ad un aumento della duttilità.

Nel caso delle leghe di alluminio, sono inoltre diffusi i trattamenti di invecchiamento artificiale secondo le designazioni T5 e T6: la condizione T5 prevede l'invecchiamento artificiale direttamente dallo stato as built, si mantiene il pezzo a una temperatura compresa fra i 150-200 °C per un lasso di tempo che va dalle 2 alle 18 h che porta a un rafforzamento per precipitazione che ne aumenterà durezza e resistenza meccanica, riducendone la duttilità.

Con il trattamento T6 l'invecchiamento è preceduto da una fase di solubilizzazione, che provoca un ingrandimento dei grani andando a perdere i benefici della microstruttura fine ottenuta dalla rapida solidificazione e fa scomparire il network di Si, tuttavia esso è spesso utilizzato poiché la metodologia di produzione layer to layer porta a cicli successivi di riscaldamento e raffreddamento che alterano le fasi locali, quindi grazie ad esso si riesce ad avere una omogenizzazione della microstruttura con la solubilizzazione e poi si effettua l'invecchiamento.

I trattamenti e le relative microstrutture delle leghe Al-Si sono rappresentati dall'immagine seguente:

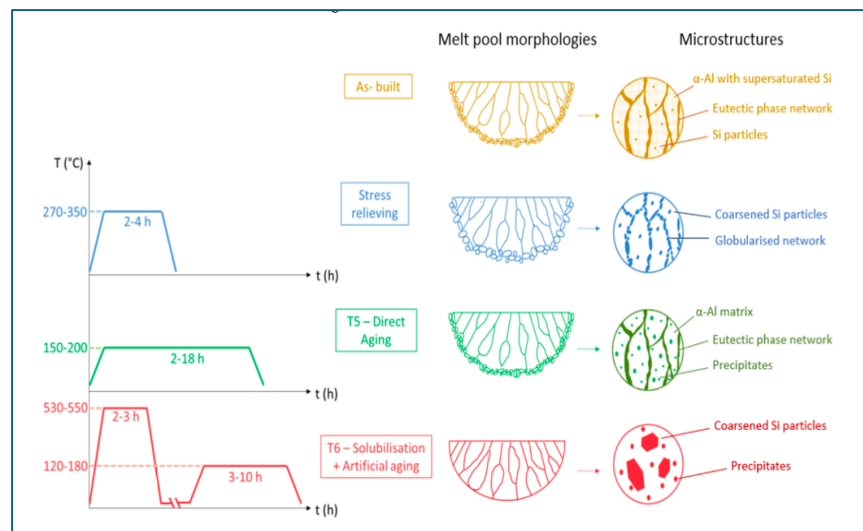


Figura 7: Trattamenti termici e microstrutture di leghe Al-Si [19].

1.7 Scopo del lavoro

Le eccellenti proprietà che caratterizzano le leghe Al le rendono particolarmente adatte alle applicazioni in settori altamente tecnologici come l'aerospazio e l'automotive, in cui la bassa densità, abbinata alla ottima resistenza alla corrosione, consente di migliorare l'efficienza operativa dei sistemi e ridurre i consumi energetici.

Sebbene la lega AlSi10Mg sia particolarmente adatta al processo LPBF è stato appurato che l'aggiunta di elementi di lega può migliorarne in modo significativo le proprietà meccaniche; ad attirare particolare interesse è l'aggiunta di Cu capace di incrementarne la resistenza e la durezza del materiale grazie alla formazione di precipitati di fasi intermetalliche.

La letteratura scientifica ha dimostrato i benefici derivanti dall'introduzione del Cu in lega ma con approcci che differiscono da quello sviluppato nel presente lavoro.

Nello studio pubblicato da Martin et al. (2021) l'analisi si focalizza sui meccanismi di precipitazione e sull'effetto dell'invecchiamento termico in leghe aventi un basso tenore di Cu, limitandosi a valutare l'evoluzione microstrutturale senza un'ottimizzazione dei parametri di processo LPBF.

Successivamente Martucci et al. (2022) hanno esteso l'indagine a leghe ad alto contenuto di Cu concentrandosi sulle strategie di trattamento termico per bilanciare indurimento e fragilità.

Il presente lavoro va ad individuare i parametri di processo ottimali che permettono di ottenere campioni ad alta densificazione analizzando le relazioni dirette fra microstruttura, trattamenti termici e proprietà meccaniche, al fine di ottenere un equilibrio ottimale tra durezza e duttilità così da massimizzare le prestazioni della lega AlSi10Cu8Mg.

La caratterizzazione microstrutturale è avvenuta mediante microscopia ottica e valutazione al SEM per osservare la morfologia dei grani, la presenza di porosità e le caratteristiche delle fasi presenti.

Dal punto di vista meccanico, il materiale è stato sottoposto a prove di durezza Vickers per valutare la resistenza locale alla deformazione plastica e a prove di trazione per determinare le proprietà meccaniche globali, come il limite di snervamento, la resistenza a rottura e l'allungamento percentuale a rottura.

Successivamente, la superficie di frattura dei provini sottoposti a trazione è stata analizzata mediante SEM, per identificare il meccanismo di rottura predominante e comprenderne l'influenza della microstruttura sulle proprietà meccaniche.

Infine, è stata eseguita una Differential Scanning Calorimetry (DSC) per studiare le trasformazioni termiche della lega, valutare eventuali fenomeni di rilassamento delle tensioni residue o transizioni di fase. Questo ha permesso di individuare le temperature critiche associate alle precipitazioni delle fasi fornendo informazioni essenziali per la scelta del ciclo termico più idoneo all'ottimizzazione delle proprietà meccaniche.

2. Materiali e Metodi

2.1 Raw material

La polvere AlSi10Cu8Mg utilizzata per tale lavoro di tesi è stata prodotta dal nostro gruppo di ricerca utilizzando l'atomizzatore di gas PSI HERMIGA 100/10 VI VIGA, partendo da AlSi10Mg e lingotti di Cu puri.

Il processo VIGA (Vacuum Inert Gas Atomization) è una tecnica avanzata per la produzione di polveri metalliche sferiche, ampiamente utilizzata per leghe reattive come quelle a base di alluminio.

Dopo la fusione del metallo in un crogiolo sottovuoto, il liquido viene fatto colare attraverso un ugello nella camera di atomizzazione, dove viene investito da un getto di gas inerte ad alta pressione (solitamente argon).

L'interazione tra il getto e il metallo liquido provoca la frammentazione in goccioline, che solidificano rapidamente durante la caduta, formando particelle fini, sferiche e a bassa ossidazione, con una microstruttura tipicamente fuori equilibrio. Questa tecnologia consente di ottenere polveri con buona scorrevolezza, elevata densità di impaccamento e distribuzione granulometrica controllata, rendendole idonee all'utilizzo nei processi LPBF [50].

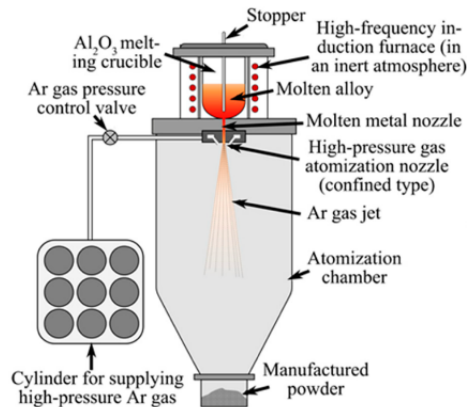


Figura 8: VIGA.

Prima della sua caratterizzazione, la polvere è stata setacciata tra 20 e 63 μm , come suggerito per la produzione di LPBF.

Prima del processo LPBF, la polvere setacciata è stata trasferita in un forno di essiccazione a 90° C per 2 ore perché, stando allo studio di Weingarten, tale procedura riduce notevolmente i pori gassosi dopo la produzione additiva [51].

2.2 Produzione additiva

Per l'intera produzione è stata utilizzata la macchina Print Sharp 250 un sistema industriale per la stampa diretta di metalli in atmosfera controllata, dotata di sorgente laser fibra single mode in IR con potenza di 500 W e un volume di costruzione da 258x258x330 mm [52].



Figura 9: Print Sharp 250.

I campioni sono stati costruiti su una piattaforma di Al preriscaldata a 100°C, per limitare tensioni residue e stabilizzare il meltpool. Per identificare i valori di potenza (P) e velocità di scansione (v) adatti per la produzione e ridurre al minimo il tempo e la polvere necessari, sono stati esaminati vari accoppiamenti con potenze che vanno da 200 a 400 W e velocità comprese fra 200 e 1250 mm/sec, valutandone la densità relativa dei campioni realizzati.

Il valore dell'hatch distance (hd) è quello ottimizzato su una lega simile (AlSi10Mg) per la stessa macchina: $hd = 0,14$ mm.

Per quanto riguarda lo spessore del layer l, seguendo le indicazioni standard del fornitore della macchina, per leghe a base Al è stato scelto un valore di: $l = 0,03$ mm. Tale spessore favorisce la sovrapposizione ottimale tra passate consecutive, contribuendo a una microstruttura più fine e una distribuzione del calore uniforme.

Infine, è stata utilizzata una strategia di scansione con stripes a 67° in cui ogni layer viene scansionato seguendo un pattern a strisce parallele, nei layer successivi tali strisce ruotano di 67° rispetto al precedente.

Tale angolo è stato scelto poiché favorisce una distribuzione termica più omogenea promuovendo una ridotta anisotropia, risoluzione dello stress residuo e una migliore densificazione rispetto ad orientamenti a 0° e 90° [53].

Il distacco dei campioni è avvenuto utilizzando il taglio EDM a filo. Questo metodo si basa sul principio dell'elettroerosione controllata, in cui una serie di scariche elettriche localizzate tra un filo metallico e il pezzo genera temperature sufficientemente alte da vaporizzare il materiale senza necessità di contatto fisico.

L'intero processo avviene in un fluido dielettrico, che svolge una doppia funzione:

- 1) isola elettricamente il pezzo e il filo così da permettere la generazione di scariche precise e controllate;

- 2) raffredda l'area di taglio e rimuovendo i detriti prodotti dall'erosione, evitando accumuli di materiale fuso che potrebbero compromettere la qualità del taglio.

Rispetto a metodi di separazione meccanica come fresatura CNC, taglio a sega o disco abrasivo, l'EDM a filo consente di rimuovere i provini dalla piattaforma senza causare deformazioni plastiche, carichi meccanici diretti o danneggiamenti superficiali. Grazie all'erosione termica controllata tramite impulsi elettrici e alla mancanza di contatto fisico, questa tecnica riduce in modo significativo i residui di stress meccanico o termico nei campioni, preservando la loro microstruttura originale.

2.3 Preparazione campione

Al fine di preparare i campioni per le successive analisi, sono stati portati al laboratorio di preparativa "Polito Disat", dove sono stati tagliati, inglobati e lucidati prima di poter essere esaminati. È necessario tagliare i campioni per poter esaminare la superficie perpendicolare orientata lungo la direzione di crescita andando ad escludere le zone di contour che possono presentare condizioni termiche e meccaniche differenti che altererebbero i risultati.

La scelta della sezione lungo l'asse di crescita consente di analizzare al meglio la morfologia dei meltpool, fondamentali per comprendere la microstruttura derivante dal processo di produzione. Una volta tagliati, i campioni vengono poi lucidati fino ad ottenere una finitura a specchio che ci permetta di osservarli al microscopio ottico e al SEM.

Per il taglio è stata utilizzata la troncatrice ATA Brillant 220. La macchina è stata impostata con una velocità di rotazione della lama pari a 1600 rpm e una velocità di avanzamento del campione di 0.500 mm/s utilizzando l'acqua come refrigerante, queste condizioni limitano surriscaldamenti e sollecitazioni sul campione prevenendo alterazioni microstrutturali garantendo così un taglio controllato.



Figura 10: (a) Troncatrice ATA Brillant 220; (b) lama Cernet.

Una volta tagliati, i campioni vengono inglobati in una resina conduttiva mediante una pressa inglobatrice Remet IPA 30: una pressa automatica ad azionamento pneumatico in cui l'intero ciclo di lavoro è gestito da un microprocessore facilmente programmabile. Il ciclo è stato eseguito a 155°C per un tempo di mantenimento di 7 minuti, sotto pressione costante, parametri che assicurano una corretta polimerizzazione della resina e la formazione di un inglobato compatto e idoneo alle successive fasi di lucidatura.

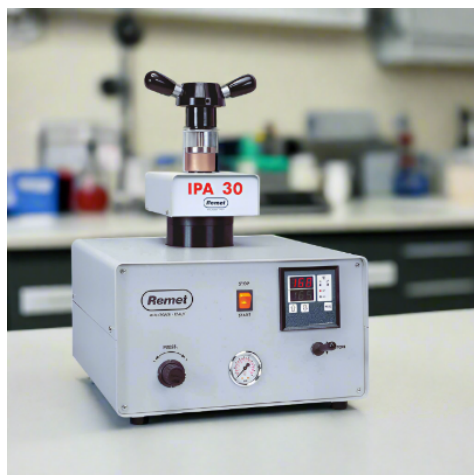


Figura 11: Pressa inglobatrice Remet IPA 30.

Prima di poter essere analizzati i campioni inglobati necessitano di essere lucidati e, a tal scopo, si utilizza una lucidatrice Minitech 233, dal cui schermo LCD è possibile impostare facilmente velocità, direzione di rotazione, getto d'acqua e tempo.



Figura 12: Lucidatrice Minitech 233.

Ogni campione è stato trattato con 3 differenti carte abrasive: P1000, P2500 e P4000 andando a ruotarne di 90° il verso ogni volta che venivano cambiate le carte mantenendo costantemente un getto d'acqua per evitare surriscaldamenti. Una volta completata la carteggiatura per rendere le superfici dei metalli pronte per l'analisi avviene un'ulteriore lucidatura, con l'ausilio di un panno lubrificato di silice che ne rimuove le impurità residue rendendo la superficie specchiata.

Per la valutazione delle porosità interne è stato utilizzato un microscopio ottico Leica DM3000, dotato di un revolver portaobiettivi motorizzato, testa del condensatore motorizzata e regolazione dell'intensità luminosa automatizzata, supportato dal software Leica Application Suite che permette l'acquisizione, la misurazione e l'analisi delle immagini.



Figura 13: Microscopio ottico Leica DM3000.

2.4 *Analisi immagini*

La porosità è stata valutata in termini di dimensioni e quantità da un approccio di elaborazione delle immagini: sono state acquisite dieci micrografie di sezioni casuali, ortogonali alla direzione di costruzione del componente ed elaborate tramite il software ImageJ Fiji. Le immagini acquisite mediante il microscopio ottico sono state editate per mettere in risalto le porosità ed eliminare ombreggiature ed eventuali difetti indesiderati che avrebbero potuto comprometterne l'analisi, sono state poi convertite in scala di grigi e successivamente sottoposte a un processo di thresholding per distinguere le porosità dalla matrice metallica regolando opportunamente il valore di contrasto, in modo da separare le aree di vuoto dalla parte solida del materiale. In un secondo momento è stata valutata la porosità percentuale per ogni micrografia: le aree di vuoto (rappresentate in bianco) sono state sommate e messe in relazione con la superficie totale, calcolata poi la media fra i valori ottenuti per le diverse sezioni di un medesimo componente si è ottenuta la densità relativa di ogni campione analizzato e solo alla fine è stata poi considerata la deviazione standard.

Questo approccio ha consentito di quantificare il grado di densificazione dei campioni e di valutare l'influenza dei parametri di processo sulla formazione di difetti interni.

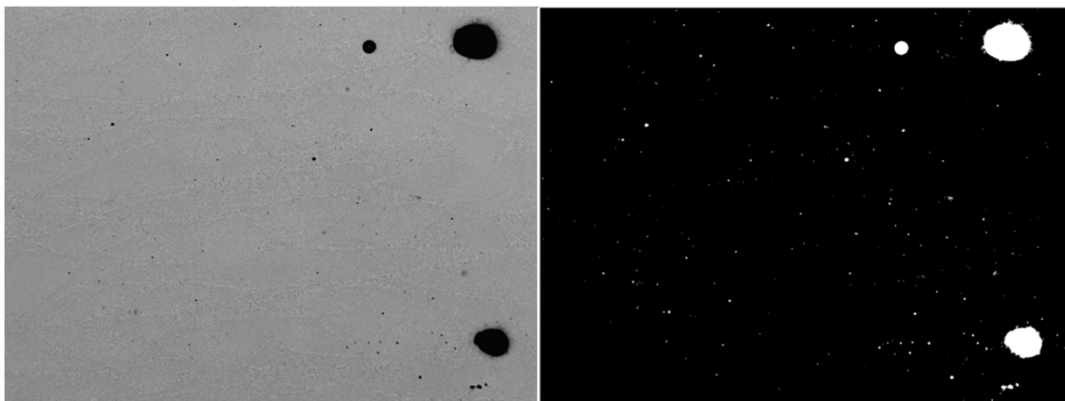


Figura 14: Immagini ottico scala di grigi e dopo la treshold.

2.5 *Analisi SEM*

Dopo la valutazione al microscopio ottico, per completare la caratterizzazione microstrutturale della lega, è stata effettuata un'analisi al SEM. La produzione mediante tecnologia LPBF, caratterizzata da rapidi cicli di fusione e solidificazione, genera microstrutture estremamente fini e complesse, non osservabili mediante microscopia ottica tradizionale.

Il SEM consente di analizzare, con elevata risoluzione la presenza di strutture dendritiche o cellulari, le zone di fusione e i difetti tipici del processo come porosità, cricche o delaminazioni. A tali risultati si giunge poiché esso non utilizza, come sorgente, la luce come avviene nel microscopio ottico, sfrutta invece come strumento di analisi un fascio elettronico, che consente di avere un potere risolutivo molto più elevato data la minor lunghezza d'onda degli elettroni rispetto ai fotoni. Infine, grazie alla possibilità di associare l'analisi EDS (Energy Dispersive Spectroscopy), è possibile ottenere informazioni composizionali localizzate. Tale analisi viene impiegata per identificare la distribuzione degli elementi principali presenti in lega e verificarne la presenza di eventuali segregazioni o arricchimenti locali.

Per l'analisi al microscopio elettronico a scansione è stato utilizzato il NeoScope™ Benchtop SEM JCM-7000 (JEOL), uno strumento da banco compatto che consente osservazioni ad alta risoluzione della superficie dei campioni. Questo SEM permette di ottenere immagini dettagliate della morfologia con ingrandimenti fino a 10.000x e, dotato di sistema EDS. È particolarmente adatto per analisi metallografiche rapide, grazie alla sua interfaccia semplificata e ai tempi ridotti di preparazione e acquisizione [54].



Figura 15: NeoScope™ Benchtop SEM JCM-7000 (JEOL).

2.6 *Microdurezza*

La valutazione della microdurezza Vickers fornisce diverse informazioni sulle proprietà meccaniche della lega e in particolare su: resistenza, duttilità e stato d'usura del campione. La prova di durezza Vickers è definita dalla norma UNI EN ISO 6507-1: si esegue applicando un carico sul campione, mediante un opportuno penetratore, e misurando l'impronta rilasciata sulla sua superficie. Le analisi di microdurezza sono state effettuate presso il Politecnico di Torino, con l'indentometro Leica VMHT MOT e le prove sono state effettuate con 0,5 Kg di carico e con tempo di permanenza di 10 s.



Figura 16: Indentometro.

Il penetratore è costituito da un diamante a forma di piramide retta a base quadrata con un angolo di diedro di 136° rappresentato nella Figura 17 (a).

Una volta tolto il carico, si visualizza l'impronta rilasciata sulla superficie Figura 17 (b) e si misurano le lunghezze delle due diagonali, la cui media aritmetica viene impiegata per il calcolo della superficie dell'impronta, che sarà l'area laterale di una piramide retta a base quadrata, avente lo stesso angolo al vertice del penetratore.

È di estrema importanza che la superficie su cui si esegue la prova sia liscia e libera da ossidazioni affinché la rugosità superficiale non ne influenzi la misura.

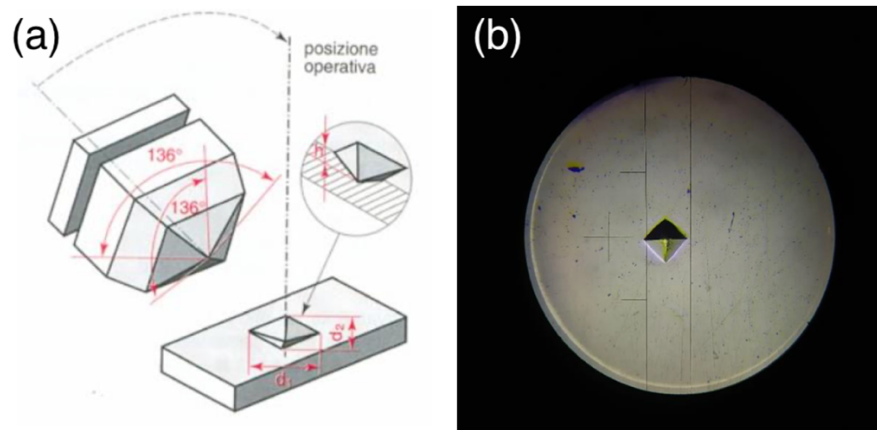


Figura 17: (a) Penetratore; (b) Impronta.

In generale la durezza di un materiale è direttamente proporzionale al carico applicato e inversamente proporzionale all'area di contatto, e viene calcolata tramite la relazione:

$$HV = \frac{KP}{(d_1 \times d_2)}$$

dove K è una costante, P il carico applicato, e d_1 e d_2 le diagonali dell'impronta sul campione [55].

Occorre precisare che è opportuno effettuare più impronte per ogni campione al fine di garantire l'affidabilità dei dati e ridurre l'errore sperimentale, facendo attenzione che queste non siano troppo vicine tra di loro né al bordo del campione: viene prescritta una distanza pari o superiore a 2.5 volte la diagonale dell'impronta precedente sia dal bordo sia tra un'impronta e l'altra. Inoltre, si consiglia uno spessore del campione decisamente più elevato della massima profondità raggiunta dal penetratore.

2.7 Prova di Trazione

Dopo aver valutato il valore di microdurezza, il campione è stato sottoposto a una prova di trazione, disciplinata dalla norma ASTM E8/E8M [56] per le prove a temperatura ambiente e ASTM E21 [57] per quelle a caldo.

Consiste nel sottoporre una provetta del materiale, opportunamente realizzata e preparata, a uno sforzo di trazione fino alla rottura, con lo scopo di determinarne i valori caratteristici di resistenza e la loro deformazione. Tale prova è stata eseguita presso i laboratori Polito di Alessandria, mediante l'impiego della Zwick Z100, macchina universale per prove meccaniche con carico massima di 100 kN.



Figura 18: Macchina Zwick Z100.

I test sono stati effettuati sui provini piatti la cui geometria e processo di lavorazione sono disciplinati dalla norma ASTM E8, e i valori riportati in Figura 19.

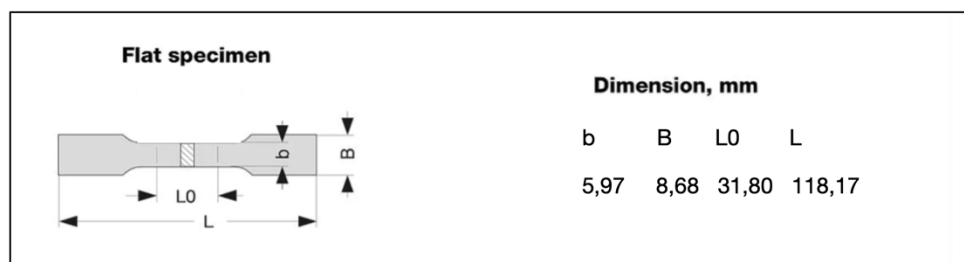


Figura 19: Dimensioni provino [56].

Una volta definite geometria e dimensioni del provino, esso viene posizionato tra le morse di serraggio a cuneo, che garantiscono un bloccaggio stabile ed evitano lo slittamento durante la prova.

Successivamente si impostano le condizioni di carico per dare inizio alla prova. Nel caso esaminato si è partiti da un carico di 3 MPa, un incremento di 60 MPa/s, una velocità di spostamento di 1 mm/min e una velocità di prova di 0,008 mm/s, la cella di carico registra le forze applicate.

La valutazione della deformazione avviene grazie a un estensimetro, il quale va a rilevare la variazione della lunghezza del provino nella sezione costante fornendo i valori utili per la determinazione delle sue proprietà meccaniche, fra cui il modulo elastico, il carico di snervamento, quello a rottura e il valore dell'allungamento percentuale a rottura.

2.8 DSC

L'analisi DSC è una tecnica termoanalitica impiegata per studiare il comportamento termico dei materiali durante un ciclo controllato di riscaldamento o raffreddamento. Essa misura la differenza di flusso di calore tra il campione e un riferimento in funzione della temperatura, consentendo di individuare le trasformazioni fisiche e chimiche che avvengono nel materiale, come processi di precipitazione, dissoluzione o ricristallizzazione. Con tale analisi è possibile ricostruire la sequenza delle reazioni e le temperature caratteristiche associate alle trasformazioni microstrutturali.

Le prove sono state eseguite mediante un DSC NETZSCH 214 Polyma (Netzsch Group, Germany), utilizzando un crogiolo in Al_2O_3 e un'atmosfera protettiva di argon per evitare fenomeni di ossidazione. Il riscaldamento è stato condotto a una velocità di 10 °C/min in un intervallo di temperatura compreso tra 20 e 500 °C.

L'output dell'analisi è rappresentato da un termogramma, che riporta il flusso di calore differenziale in funzione della temperatura. Dall'andamento di tale curva e dall'analisi dei picchi endotermici ed esotermici è possibile dedurre la natura e la sequenza delle trasformazioni che interessano la lega, fornendo indicazioni sullo stato di precipitazione e sulla stabilità termica del materiale.

In particolare, i picchi esotermici sono associati ai processi di precipitazione o rilascio delle tensioni interne, mentre quelli endotermici indicano la dissoluzione dei precipitati o la fusione di fasi metastabili. La loro analisi è fondamentale per la scelta delle temperature ottimali per i trattamenti da eseguire.

2.9 Trattamenti termici

Il trattamento è stato eseguito mediante un forno tubolare a controllo digitale della Nabertherm, mostrato in Figura 20 (a). L'apparecchio consente un controllo preciso della temperatura fino a 1400 °C, operando in atmosfera statica d'aria e provvisto di un isolamento multistrato in fibra ceramica e di un rivestimento esterno in acciaio inox, per garantire sicurezza operativa e stabilità termica durante il funzionamento [58].



Figura 20: Forno tubolare (a); navicelle per l'inserimento campioni (b).

Una volta raggiunta la temperatura di target i campioni vengono adagiati in navicelle di ceramica, Figura 20 (b) e posizionati al centro del forno in corrispondenza della cosiddetta zona calda stabile, per assicurare un'omogeneità termica ottimale lungo tutta la superficie dei provini. Una volta terminato il trattamento, vengono estratti e sottoposti a un raffreddamento mediante air cooling.

3. Ottimizzazione Parametri di Processo

Nel presente capitolo viene illustrato il percorso di ottimizzazione dei parametri di processo adottato per la produzione dei campioni mediante LPBF.

In questa prima fase dell'elaborato è stata condotta un'indagine con l'obiettivo di individuare una giusta combinazione fra i parametri di processo che possa garantire la processabilità della lega AlSi10Cu8Mg.

Questo poiché la presenza in lega di un tenore di Cu (8%), superiore rispetto al limite di solubilità nella matrice Al, comporta un'estensione della gamma di solidificazione ed una riduzione della conduttività termica, causando un peggioramento della diffusione di calore. Tali condizioni accentuano la sensibilità alle sollecitazioni termiche favorendo la formazione di cricche e strappi a caldo, rendendo indispensabile un'accurata scelta dei parametri di progetto che garantisca la processabilità della lega.

I precedenti studi presenti in letteratura sulla tale lega di Martucci et. Al. (2023) sono stati condotti utilizzando una Concept Laser MLab Cusing R una macchina da laboratorio equipaggiata con un laser a fibra da 100 W e volume utile 90x90x80 mm. In tali condizioni la lega è risultata processabile impiegando basse potenze (95 W) e velocità di scansione, (500 mm/s) necessarie per mantenere la stabilità del meltpool ed evitare cricche e strappi a caldo.

Nel presente studio invece è stata utilizzata una Print Sharp 250 dotata di un laser a fibra da 500 W e volume utile 258x258x330 mm, questo ci ha permesso di operare potenza e velocità di scansione elevate ampliando la finestra dei parametri di processo esplorabili. La possibilità di utilizzare potenze maggiori permette di raggiungere la fusione completa del materiale anche a velocità più alte, rendendo il processo più rapido e potenzialmente più produttivo, senza compromettere la qualità della microstruttura del materiale.

3.1 *Analisi energetica e valutazione combinazioni*

Per individuare la combinazione ottimale dei parametri di stampa in grado di garantire la massima densificazione del materiale è stata condotta una analisi sul Volumetric Energy density (VED), una grandezza che definisce l'energia fornita al materiale che contiene al suo interno i principali parametri di processo della macchina che influenzano fortemente le caratteristiche superficiali e microstrutturali nonché la densità relativa del componente realizzato.

I parametri coinvolti per la determinazione della densità di energia volumetrica sono:

$$VED = \frac{P}{v \times hd \times l}$$

Nello specifico: P corrisponde alla potenza del fascio di laser, v segna la velocità di scansione, hd è l'hatch distance ovvero la distanza fra due tracce consecutive e l il layer thickness cioè lo spessore del layer considerato.

Il nostro interesse si è focalizzato sull'effetto della combinazione P-v per individuare il miglior compromesso tra densificazione ottimale e minimizzazione dei difetti, poiché sono le due variabili che incidono più direttamente sul bilancio energetico locale e quindi sulla qualità della fusione. Un aumento della potenza, se non compensato da una velocità adeguata, può portare a una concentrazione eccessiva di calore, generando fenomeni di instabilità del meltpool e l'insorgere di porosità da keyhole.

Al contrario, una velocità troppo elevata, a parità di potenza, può risultare in fusione incompleta, con difetti da lack of fusion visibili come porosità irregolare o mancate coalescenze tra le tracce adiacenti. Per questo motivo, il rapporto tra P e v deve essere ottimizzato per ottenere un meltpool stabile, profondo il giusto e ben raccordato agli strati precedenti. Questo equilibrio permette di massimizzare la densità relativa e minimizzare i difetti volumetrici.

La valutazione del VED è stata poi accompagnata dall'analisi delle porosità percentuali, i campioni vengono tagliati nella mezzeria in direzione perpendicolare a quella di crescita, inglobati nelle resine e lucidati, poi mediante ottico Leica DM3000 vengono prese le micrografie che sono valutate con il software Image Fiji per determinarne la densità relativa.

Nelle modalità illustrate in precedenza sono stati valutati 21 differenti campioni realizzati con i seguenti valori di potenza e velocità di scansione:

P = 200/250/300/400 (W)

v = 200/400/600/800/1000/1250/1500 (mm/sec)

mantenendo costanti i valori di l = 0,03 mm e hd = 0,14 mm.

I risultati ottenuti sono riportati nella Tabella 3, in cui per ogni combinazione P-v sono indicati il VED calcolato, la densità relativa e la sua deviazione standard.

Tabella 3: Risultati per le combinazioni analizzate

Power (W)	Scan speed (mm/sec)	Energy density (J/mm ³)	Relative Density (%)	Dev.standard
200	200	238	98,1	0,6
200	400	119	99,7	0,1
200	600	79,4	99,9	0,4
200	800	59,5	99,8	0,3
200	1000	47,6	99,9	0,1
250	600	99,2	99,9	0,1
250	800	74,4	99,9	0,1
250	1000	59,5	99,9	0,1
250	1250	47,6	99,9	0,0
250	1500	39,7	99,8	0,1
300	200	357,1	99,9	1,6
300	400	178,6	99,6	1,2
300	600	119	99,5	1,1

300	800	89,3	99,2	0,4
300	1000	71,4	99,7	0,2
300	1250	57,1	99,8	0,3
300	1500	47,6	99,6	0,3
400	200	476,2	97,3	1,8
400	400	238,1	96,8	0,7
400	600	158,7	97,4	1,0
400	800	119	96,0	1,1

Dall'osservazione dei dati ottenuti si nota come il valore del VED sia direttamente proporzionale alla potenza ed inversamente proporzionale alla velocità, influenzando in modo diretto il valore della densità finale del componente. Al fine di determinare la combinazione finale con cui realizzare i campioni sono state condotte dapprima delle valutazioni sul VED valutandone gli effetti sulla densificazione finale così come mostrato in Figura 21.

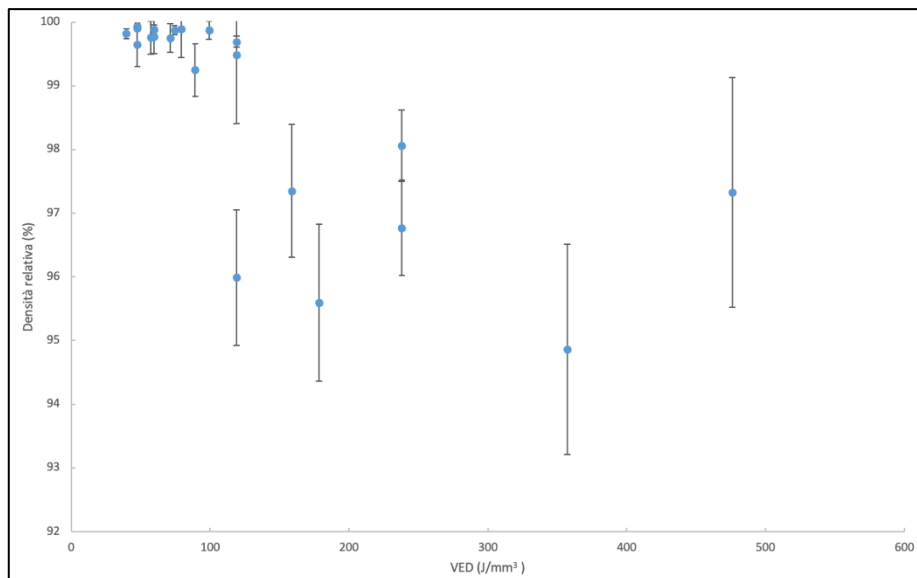


Figura 21: Densità relativa in funzione del VED.

Il grafico mette in evidenza che, i valori massimi di densificazione si ottengono fra 40-99 J/mm³.

In questo intervallo l'energia fornita al materiale risulta sufficiente a garantire la completa fusione della polvere, ma non eccessiva al punto da generare instabilità termiche. Il meltpool risulta stabile e ben controllato, assicurando un'adeguata sovrapposizione tra tracce successive e buona coesione tra gli strati. Ne consegue una microstruttura senza particolari priva di cricche e delaminazioni, con pochissime porosità ed una elevata densità relativa (99.9%) con basse deviazioni standard segno di un processo stabile, ripetibile e ben bilanciato dal punto di vista energetico.

All'aumentare del VED si osserva un progressivo calo della densità relativa, indice di una perdita di stabilità del processo dovuta a un eccessivo apporto energetico, che porta ad un'instabilità nel meltpool che favorisce la formazione di porosità keyhole.

È stata poi analizzata l'incidenza dei singoli parametri sulla densità relativa per poter escludere dalla scelta le condizioni estreme che potrebbero generare instabilità nei meltpool. In Figura 22 sono riportate le densità relative ottenute per ciascun valore di potenza all'aumentare della velocità di scansione.

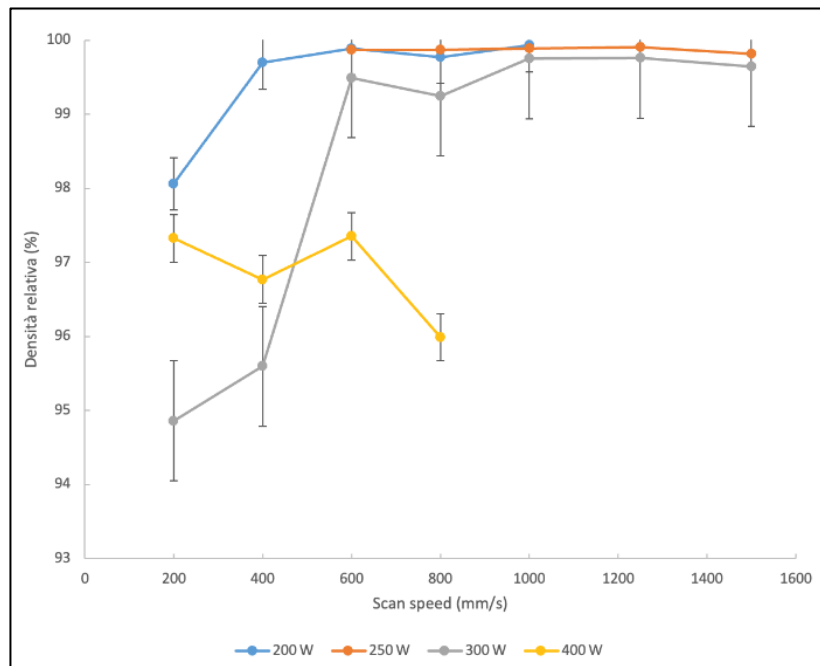


Figura 22: Densità relativa per le varie combinazioni P-v.

Si osserva che condizioni di massima densificazione si manifestano per valori di potenza di 200 e 250 W dalle 600 mm/sec in poi, dove si generano delle condizioni di equilibrio fra laser e velocità che consentono una fusione completa della polvere.

All'aumentare della potenza a 300 W sono necessarie velocità più elevate (1000 mm/s) per bilanciare l'apporto termico ed ottenere campioni altamente densificati. A 400 W ci troviamo già in una condizione di potenza eccessiva che il nostro materiale non riesce a gestire, questo porta alla formazione di porosità da keyhole e irregolarità superficiali che non ci permettono di arrivare ai valori attesi di densificazione.

Alla luce dei risultati ottenuti la configurazione più promettente risulta essere quella a 250 W e 1250 mm/sec, il miglior compromesso fra una massima densificazione e la stabilità del processo.

Tale combinazione permette di ottenere una densità eccellente (99,9%) ad una elevata velocità con una minima deviazione standard e quindi anche un notevole risparmio dei costi di produzione.

In Figura 23 è riportata una micrografia a basso ingrandimento della sezione trasversale del campione lucidata mediante silice e senza attacco chimico, rappresentativa della microstruttura del campione nello stato as built.

La morfologia visibile evidenzia chiaramente la presenza di pozze di fusione sovrapposte, caratteristiche tipiche del processo LPBF. Tali pozze si estendono in direzione trasversale

rispetto all'asse di crescita, seguendo il percorso della scansione laser all'interno di ciascun layer [59].

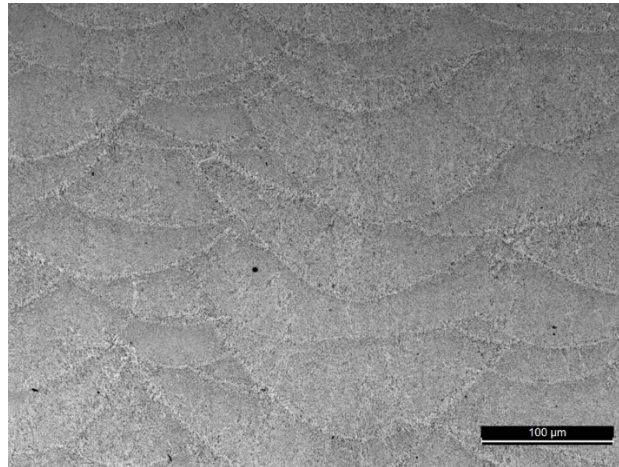


Figura 23: Immagine ottico campione as built.

4. Caratterizzazione As Built AlSi10Cu8Mg

Una volta trovate le condizioni di lavorazione ottimali per produrre campioni perfettamente densificati e privi di crepe di AlSi10Cu8Mg, sono state valutate le caratteristiche microstrutturali e meccaniche del campione.

In questo capitolo sono descritte le analisi sperimentali condotte sul campione nello stato as built, ovvero senza trattamenti termici successivi, al fine di valutarne le prestazioni e il comportamento in esercizio.

Il campione è stato inizialmente sottoposto ad analisi microstrutturale mediante SEM e EDS, al fine di caratterizzarne la morfologia, la distribuzione delle fasi e la presenza di eventuali precipitati. Successivamente sono state eseguite le prove di microdurezza Vickers e di trazione per valutarne le proprietà meccaniche. Questo ha permesso di determinarne proprietà come la durezza, il limite di snervamento, la resistenza a rottura e il suo allungamento prima della rottura.

A completare tale analisi è stata poi valutata la superficie di frattura al SEM, così da identificarne il meccanismo di rottura predominante, ed eseguita un'analisi DSC per studiarne le trasformazioni termiche della lega e valutarne le transizioni di fase.

Le seguenti sezioni illustrano nel dettaglio le metodologie adottate e i risultati ottenuti, con l'obiettivo di fornire una visione complessiva del comportamento della lega nello stato as built.

4.1 *Analisi SEM e EDS*

Dopo la valutazione preliminare al microscopio ottico, utilizzata per stimare il livello di densificazione dei campioni e individuare visivamente la presenza di porosità macroscopiche e difetti diffusi, i campioni sono stati sottoposti ad osservazione al SEM.

Questa analisi ha permesso di approfondire l'indagine microstrutturale ad alta risoluzione, consentendo di osservare con maggiore precisione la forma, la dimensione e la distribuzione delle porosità residue, di fasi e segregazioni nonché eventuali microfessure o discontinuità superficiali non rilevabili con l'ottico.

Le micrografie SEM riportate in Figura 24 mettono in evidenza la microstruttura del campione nello stato as built, ad ingrandimenti crescenti. Le immagini mostrano in modo la tipica microstruttura finemente solidificata a tracce di scansione sovrapposte tipica del processo di deposizione layer to layer. La disposizione e l'aspetto delle celle consentono di distinguere tre regioni principali all'interno di ciascuna traccia di fusione: il centro del melt pool, il bordo e la zona termicamente alterata, che riflettono le differenti condizioni termiche e cinetiche di solidificazione che si instaurano durante il processo.

Nel centro del meltpool la solidificazione avviene in modo più stabile, la microstruttura è estremamente fine, con una matrice di α -Al ed un network continuo di Si eutettico. In questa zona la velocità di raffreddamento è elevata e il tempo disponibile per la diffusione dei soluti è molto ridotto, con conseguente limitata segregazione di Si e Cu ai bordi cellulari. La rete eutettica risulta quindi estremamente fine e distribuita in modo omogeneo, conferendo alla matrice un'elevata sovrassaturazione in elementi di lega [41] [48].

Procedendo verso il bordo del meltpool (MPB) si osserva un progressivo aumento della disomogeneità morfologica, con un inspessimento del network che presenta tracce di discontinuità in prossimità delle intersezioni fra tracce di scansione adiacenti. In queste regioni la solidificazione avviene sotto un gradiente termico meno intenso e a velocità ridotta, condizione che favorisce la segregazione di Si e Cu lungo le pareti intercellulari e la formazione di un reticolo eutettico più marcato. Tali condizioni favoriscono la formazione di fasi come Al_2Cu o Mg_2Si . Tale tendenza era stata già riportata dai lavori di Fiocchi et al., (2020) e Suchy et al., (2020) su una lega simile a quella esaminata, la lega AlSi9Cu3 [41] [60].

La zona termicamente alterata (HAZ), visibile al di sopra o al di sotto delle tracce di fusione, presenta un contrasto più tenue e un aspetto superficiale meno definito. In questa regione il materiale non è stato rifuso completamente ma ha subito un riscaldamento significativo durante il passaggio del laser negli strati successivi. Ciò ha determinato una parziale coalescenza delle celle e un inizio di diffusione del silicio dai bordi cellulari verso l'interno della matrice. La HAZ è quindi caratterizzata da una microstruttura leggermente più grossolana e da un certo grado di riorganizzazione della rete eutettica, in letteratura tali fenomeni sono associati ai ripetuti cicli termici che portano ad un rilassamento delle tensioni residue e ad una riduzione dell'efficacia dell'indurimento microstrutturale [61].

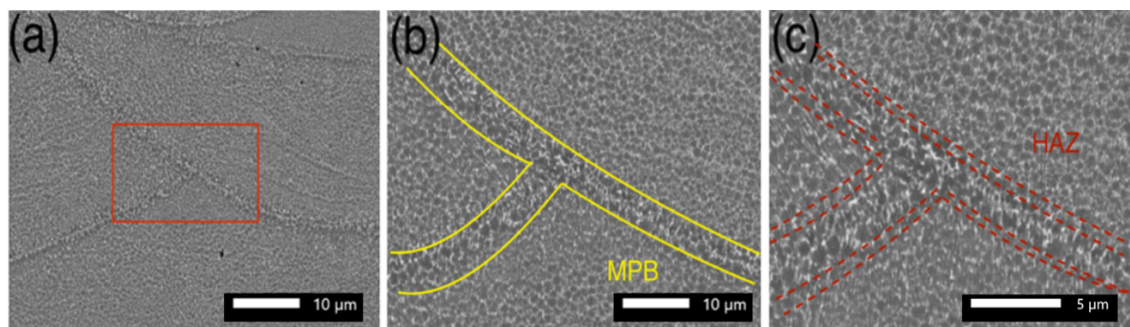


Figura 24: Micrografie SEM campione as built a diversi ingrandimenti: 1000X(a), 2000X(b), 3000X(c).

Per completare la caratterizzazione morfologica, è stata eseguita un'analisi EDS sul campione, al fine di verificarne la distribuzione degli elementi di lega e confermare la composizione chimica locale.

La Figura 25 riporta lo spettro EDS, ovvero la rappresentazione grafica del risultato dell'analisi composizionale eseguita sul campione, insieme ai valori medi di concentrazione elementare ottenuti. In ascissa viene riportata l'energia dei segnali raccolti, mentre in ordinata la loro intensità, ogni picco corrisponde alla presenza di un elemento rilevato la cui energia di emissione è caratteristica e consente di identificarlo. Il segnale dell'Al è predominante coerentemente con la sua funzione di elemento di matrice, mentre i picchi di Si e Cu, di intensità inferiore ma ben distinti, confermano la presenza di tali elementi come soluti o fasi secondarie. I valori medi di composizione risultano in buon accordo con la composizione nominale della lega, con una lieve riduzione del contenuto di Cu rispetto al valore teorico, fenomeno osservato nei processi LPBF e attribuibile ad una parziale evaporazione dell'elemento o a segregazioni localizzate.

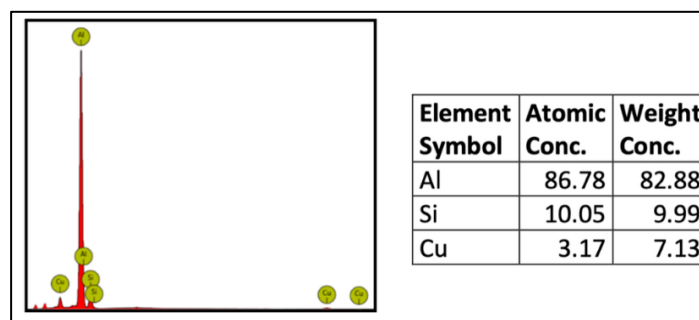


Figura 25: Spettro EDS e composizione media del campione as built.

Oltre all'analisi quantitativa riportata nello spettro, l'acquisizione delle mappe EDS ha permesso di valutare la distribuzione spaziale degli elementi di lega all'interno della microstruttura. Le mappe riportate in Figura 26, mostrano come l'Al (rosso) sia uniformemente distribuito confermando la continuità ed omogeneità della matrice α -Al. Il Si (giallo) mostra una lieve segregazione nelle regioni interdendritiche, in accordo con la formazione del network Al-Si che si forma durante la rapida solidificazione tipica del processo LPBF, mentre per il Cu (blu) la mappatura non evidenzia concentrazioni localizzate né variazioni significative di intensità, mostrando un segnale omogeneo su tutta l'area analizzata, escludendo la presenza di dannosi clusters di Cu.

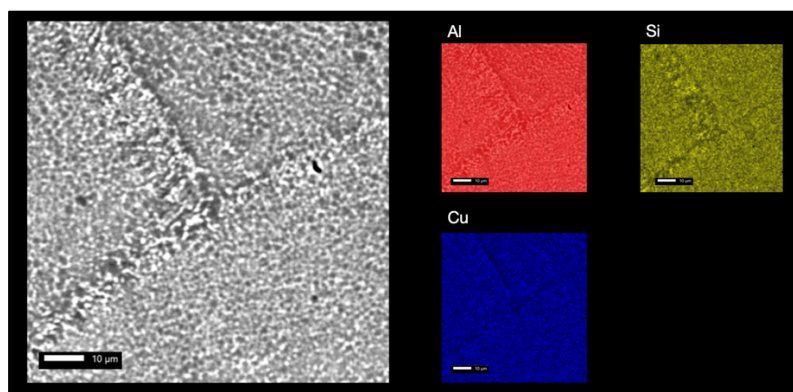


Figura 26: Mappe EDS del campione nello stato as built.

Per uno studio più approfondito dei meccanismi di solidificazione e della distribuzione dei soluti, sono state acquisite immagini SEM ad altissimo ingrandimento, grazie al quale è stato possibile analizzare con maggiore precisione la morfologia cellulare nelle diverse regioni del meltpool mettendo in evidenza aspetti non apprezzabili agli ingrandimenti precedentemente discussi.

In Figura 27 (A), viene mostrata la microstruttura al centro del meltpool.

Le celle di α -Al sono estremamente fini e prive di precipitati, condizione che indica una matrice in forte stato di sovrasaturazione, dovuto alla bassa diffusività dei soluti Si e Cu nella matrice Al e alle elevate velocità di raffreddamento che caratterizzano questa zona, che non permettono ai soluti di diffondere all'interno del volume della cella durante la solidificazione.

Sul bordo delle celle troviamo la presenza del network eutettico che, rispetto alle tipiche morfologie della lega AlSi10Mg, risulta fortemente inspessito a causa dell'elevato tenore di Cu in lega.

In Figura 27 (B) viene mostrato il bordo del meltpool, qui la microstruttura cambia in modo evidente. Le celle risultano di dimensioni maggiori, presentano contorni più ampi e marcati rispetto al centro, coerentemente con una segregazione più accentuata degli elementi di lega nelle regioni intercellulari, dovuta dalle ridotte velocità di raffreddamento.

Il confronto fra le due immagini mostra chiaramente la variazione della microstruttura a causa delle condizioni termiche locali.

Al centro troviamo celle più fini dovute da una solidificazione più rapida, mentre sul bordo, a causa dei raffreddamenti più gradual, troviamo celle più grandi ed un network più spesso segno di una maggiore segregazione dei soluti.

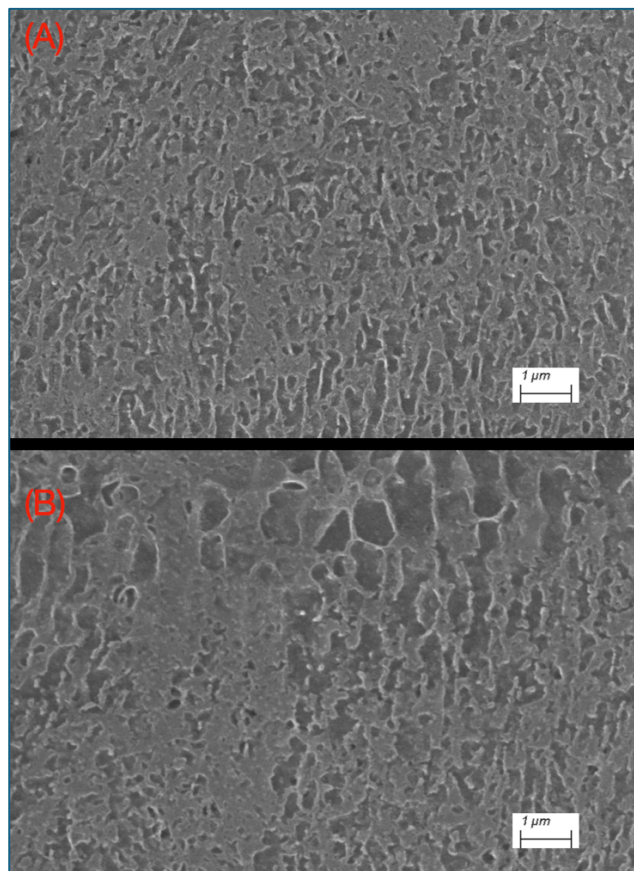


Figura 27:(A) Centro meltpool a 20.000X; 27(B) Bordo meltpool a 20.000X

4.2 Risultati prove meccaniche e analisi superficie di frattura

La prima prova meccanica eseguita è stata la valutazione della microdurezza Vickers, che ha restituito un valore medio di $173,64 \pm 6$ HV. Andandolo a confrontare con i valori riportati in letteratura da Martucci et al. (2023) si registra un incremento del 43 % rispetto alla lega di partenza AlSi10Mg e del 20 % rispetto alla lega AlSi10Cu4Mg, coerentemente con l'effetto di un aumento del tenore di Cu in lega.

L'elevata durezza registrata è attribuibile principalmente alla forte sovrasaturazione della matrice α -Al, l'indurimento per soluzione solida dei soluti intrappolati durante la

solidificazione rapida del processo e al maggiore inspessimento del network ricco di Si e Cu. In Figura 28 viene riportata il confronto fra i valori di durezza registrati.

Sempre in tale studio viene analizzata una lega identica a quella in esame per composizione ma processata con una altra macchina, che registra un valore medio di durezza di 190 HV, una leggera variazione attribuibile alle differenti condizioni operative di processo, a cui si somma il possibile errore di misura che si ottiene passando da uno strumento all'altro.

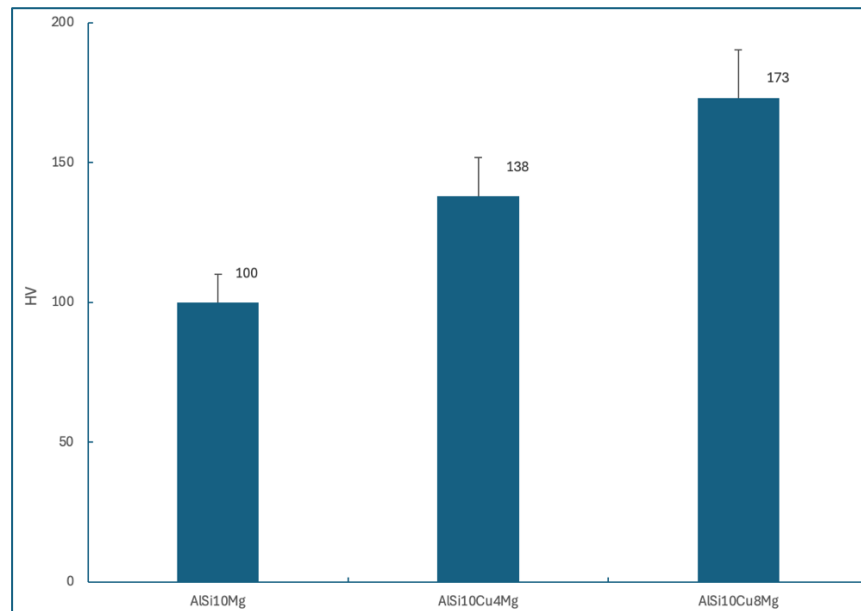


Figura 28: confronto valori durezza leghe as built Al-Si-Cu

Successivamente sono state condotte le prove di trazione, i cui dati raccolti durante la prova sono stati elaborati dal software TestXpert III che permette di generare un diagramma tensione-deformazione di seguito riportato.

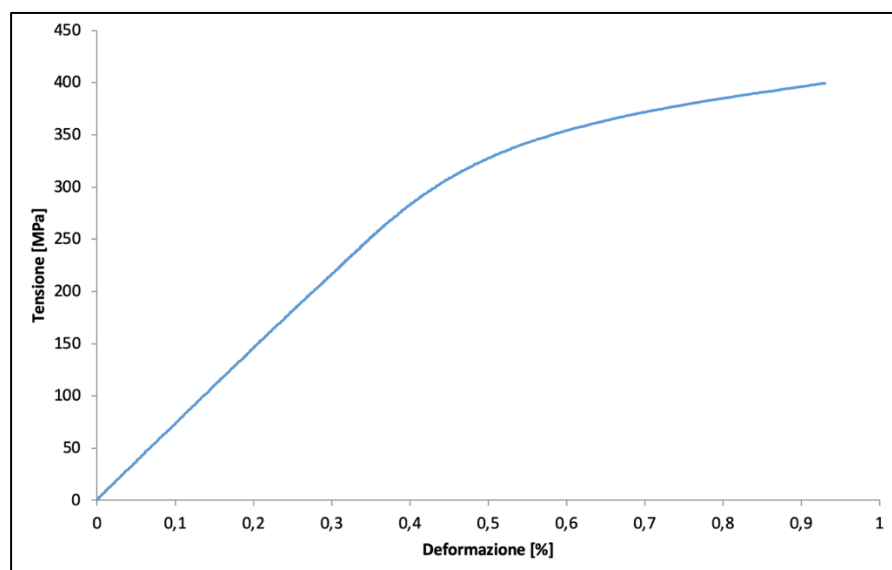


Figura 29: Diagramma tensione-deformazione as built.

Dal diagramma riportato in Figura 29 si evince che la presenza di un'elevata concentrazione di Cu nella lega AlSi10Mg ne ha ridotto drasticamente l'allungamento percentuale a rottura che, parte da un valore di circa il 6,2 % per la lega base, scende al 2,7 % per la AlSi10Cu4Mg, e raggiunge appena lo 0,9 % nella AlSi10Cu8Mg.

Tale comportamento era già stato osservato nello studio di Martucci et al. (2023) che aveva evidenziato una marcata perdita di duttilità già con un tenore di Cu del 4 %, l'ulteriore riduzione osservata nella lega con l'8 % è attribuibile ad un aumento delle fasi intermetalliche ricche di Cu che agiscono come barriere per i moti dislocativi nella matrice favorendo l'innescio e propagazione delle cricche già a basse deformazioni [62].

In Tabella 4 sono riportati i valori di resistenza a rottura, limite di snervamento e allungamento percentuale per le tre leghe sopracitate. L'aggiunta di Cu determina un incremento significativo della resistenza a rottura nella lega con il 4 % di Cu di oltre il 40 % rispetto alla lega base, mentre in quella con un tenore dell'8 % l'incremento è inferiore ed è circa del 20 % rispetto alla lega base. Discorso differente invece per il limite di snervamento, che aumenta rispetto alla lega base di circa il 50 % e rimane pressoché invariato incrementando il tenore di Cu.

Questo comportamento suggerisce che, un aumento moderato di Cu favorisce l'indurimento della lega grazie alla maggiore sovrasaturazione della matrice, ma un contenuto troppo elevato determina un eccesso di fasi intermetalliche ricche di Cu che vanno a compromettere la capacità di deformazione della lega.

Tabella 4: Valori medi allungamento percentuale a rottura, carico di rottura e il limite di snervamento per le leghe analizzate

	A (%)	Rm (MPa)	Rp02 (MPa)
AlSi10Mg	6,2	330 ± 4	240 ± 8
AlSi10Cu4Mg	2,7	471 ± 2	373 ± 16
AlSi10Cu8Mg	0,9	390 ± 16	369 ± 6

Dopo aver sottoposto i provini alla prova di trazione, le superfici di frattura sono state analizzate al SEM per determinare i meccanismi di rottura e valutare la presenza di difetti microstrutturali.

Si tratta di un'analisi necessaria poiché permette di distinguere tra frattura duttile e fragile, identificare la morfologia delle superfici fratturate e la presenza di porosità o cricche preesistenti, informazioni fondamentali per correlare le proprietà meccaniche della lega AlSi10Cu8Mg con la sua microstruttura ed evidenziare l'influenza dei parametri di processo LPBF e di eventuali trattamenti termici post-lavorazione. A seguire sono riportate alcune micrografie SEM a diversi ingrandimenti.

In Figura 30 è riportata una micrografia a basso ingrandimento della superficie di frattura. L'immagine evidenzia la presenza di numerose porosità a morfologia prevalentemente sferica, alcune delle quali, all'apparenza aperte in superficie, potrebbero aver favorito l'innescio e la propagazione della cricca durante la prova di trazione.

La loro forma regolare suggerisce che siano riconducibili a porosità da gas intrappolato durante il processo di solidificazione in accordo con quanto riportato in letteratura per leghe

Al prodotte mediante LPBF, dove le alte velocità di solidificazione tipiche del processo possono portare all'intrappolamento di gas nella microstruttura. Meccanismi di questo tipo sono comunemente associati alla presenza di idrogeno o gas residuo intrappolato nelle polveri atomizzate e possono porta alla generazione di queste cavità sferiche.

La loro distribuzione non uniforme, unita alle dimensioni relativamente elevate di alcune di esse, indica che tali discontinuità hanno contribuito a ridurre ulteriormente la duttilità della lega e a facilitare l'innesco della frattura favorendo un comportamento più fragile.

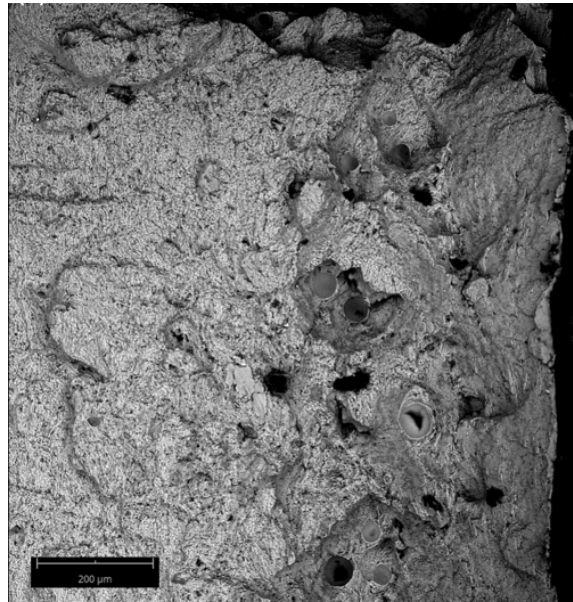


Figura 30: Porosità sferiche.

La Figura 31 (a) mostra quella che è un'immagine presa a 500X in cui è chiaramente visibile la presenza dei dimples, piccole cavità emisferiche che sono indicatori di meccanismi di frattura duttile. Essi si vengono a formare durante la prova di trazione mediante un processo che implica 3 stadi: abbiamo inizialmente la nucleazione dei microvuoti, un loro accrescimento dovuto dalla deformazione plastica per la trazione, ed infine la loro coalescenza che porta alla formazione dei dimples.

La dimensione e la densità indicano quanta deformazione plastica si è accumulata prima della rottura: una popolazione fitta e fine corrisponde in generale a maggiore duttilità/tenacità, mentre dimples grossi e disomogenei, come quelli osservati in figura, segnalano innesco precoce e duttilità ridotta. Nelle leghe Al-Si-Cu-Mg i microvuoti che generano i dimples nascono di solito lungo la rete eutettica di Si o su intermetallici a base Cu/Mg, crescono con la deformazione e infine coesistono unendosi in cavità più grandi fino alla rottura [63].

In Figura 31 (b), presa ad un ingrandimento di 1300X, si osservano particelle non completamente fuse inglobate nella matrice. Presentano una morfologia sferica ma si distinguono dalle porosità vere e proprie perché non mostrano cavità e risultano piene al loro interno. Si tratta di residui di polvere parzialmente fusa o zone di incompleta fusione, un difetto tipico della tecnologia LPBF quando l'energia fornita durante il processo di fusione non è sufficiente a fondere completamente lo strato di polvere.

La presenza di tali elementi in lega può indebolire la coesione fra i layer e agire come punto di nucleazione della cricca, contribuendo all'innesco della frattura e accentuando il comportamento fragile della lega.

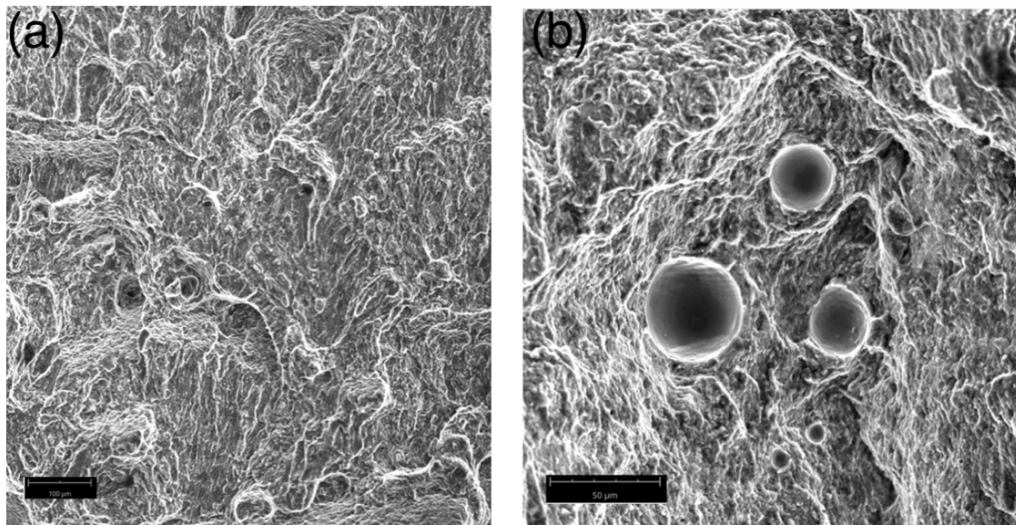


Figura 31: (a) Dimples; (b) Particelle non fuse.

In una regione localizzata della superficie di frattura è stata eseguita un'analisi EDS puntuale per approfondirne la natura della particella inglobata nella matrice per individuare se fosse o meno un precipitato di Cu. Come mostrato in Figura 32, la composizione rilevata mostra valori di Al, Si e Cu compatibili con quelli della lega, mentre si evidenzia un contenuto di ossigeno rispetto alla matrice circostante.

L'elevata presenza di O è coerente con la possibile individuazione di una particella ossidata o di un residuo di polvere non completamente fusa, fenomeni comunemente osservati nei materiali LPBF. L'assenza di un arricchimento significativo di Cu rispetto alla composizione nominale esclude la possibilità di attribuire la particella ad una fase intermetallica di Cu, suggerendo piuttosto una discontinuità localizzata con una superficie ossidata, riconducibile a un residuo di polvere non completamente fusa.

Sebbene non sia possibile affermare con certezza il ruolo di questa particella nel processo di frattura, la presenza di inclusioni ossidate o residui di polvere parzialmente fusa rappresenta una discontinuità locale nella microstruttura, e quindi un potenziale punto di coesione ridotta fra gli strati.

In una lega caratterizzata da una duttilità limitata, come la AlSi10Cu8Mg, difetti di questo tipo possono costituire siti per la nucleazione di microvuoti e favorire l'innesco e propagazione della cricca sotto l'azione di un carico. Tuttavia la ridotta capacità di deformazione plastica fa sì che tali microvuoti coalescano rapidamente, favorendo una propagazione della cricca con caratteristiche quasi fragili.

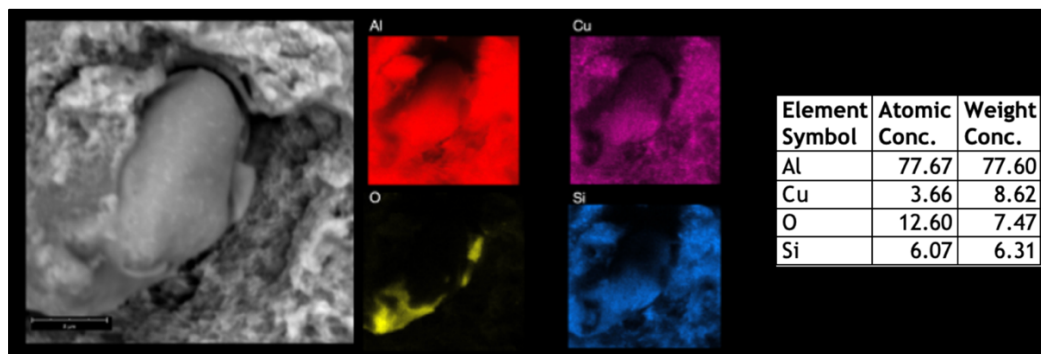


Figura 32: Mappa EDS di una regione localizzata della superficie di frattura.

In sintesi, i risultati delle prove di microdurezza, trazione e analisi SEM evidenziano come l'elevato contenuto di Cu determini un marcato indurimento della matrice, che fa registrare un significativo aumento della durezza rispetto alla lega base e a quelle con un minore tenore di Cu. Tuttavia la presenza nella matrice di fasi intermetalliche ricche di Cu, unite alla presenza di difetti intrinseci del processo LPBF, comportano una riduzione della duttilità favorendo un meccanismo di frattura a carattere quasi fragile.

Le analisi termiche che seguono consentiranno di approfondire l'effetto delle trasformazioni di fase e dei processi di precipitazione sulla microstruttura e l'influenza sulle proprietà meccaniche.

4.3 Differential Scanning Calorimetry

Nella Figura 33, viene riportata la curva DSC del campione as built, con i picchi di trasformazione di fase esotermica rivelati. Secondo i precedenti risultati letterari su leghe simili, possiamo trovare 3 diverse fasi: θ (Al_2Cu) dovuta dalla precipitazione del Cu presente in soluzione e responsabile dell'incremento della resistenza meccanica mediante il meccanismo di indurimento per precipitazione, β (Mg_2Si) dovuta dalle particelle di Mg e

Si disciolti in soluzione che si legano fra loro contribuendo all'indurimento migliorando la stabilità della lega e Q ($\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$) una fase quaternaria più complessa che può coesistere con θ e β o formarsi in loro sostituzione, in funzione della composizione e delle condizioni termiche del materiale.

Essa si forma grazie alla presenza simultanea di Cu, Mg e Si nella matrice, in particolare durante il riscaldamento, gli atomi di Cu tendono a diffondersi verso zone arricchite di Mg e Si, come i precipitati β e le zone eutettiche di Si, dove favoriscono la nucleazione di piccoli nuclei di fase Q' metastabile.

All'aumentare della temperatura e del tempo di esposizione tali nuclei evolvono nella fase di equilibrio Q stabile a temperature elevate, sopra i 300°C. Tali caratteristiche la rendono in grado di contribuire alla resistenza meccanica a caldo della lega [41].

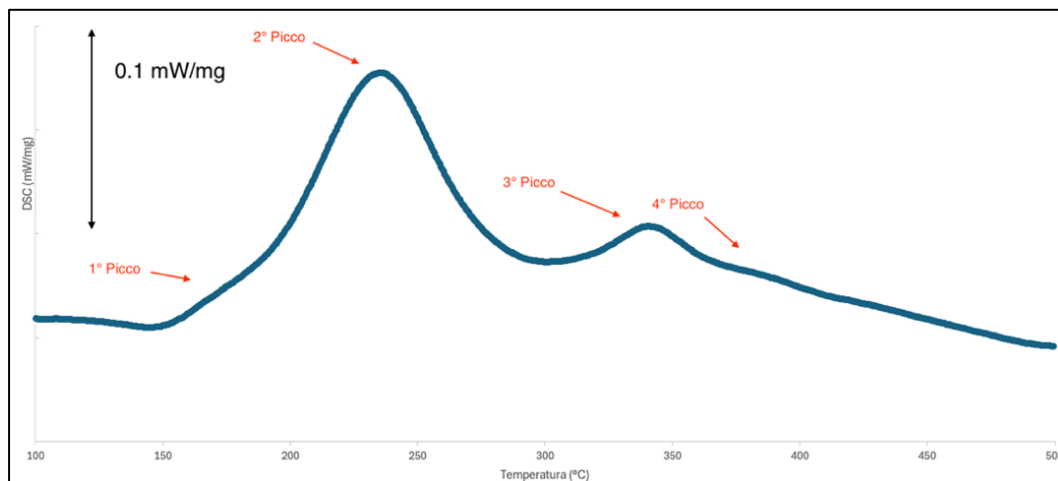


Figura 33: Curva DSC per il campione as built.

In Figura 31 individuiamo 4 picchi differenti e ad ognuno dei quali viene associata la precipitazione di una fase.

Il 1° picco, che si verifica intorno ai 170°C, è attribuito alla fase θ'' caratterizzata da precipitati estremamente fini e uniformemente dispersi all'interno della matrice. Con l'aumentare delle temperature la lega risulterà essere super satura degli elementi di Cu e Mg nella matrice di alluminio, gli atomi di rame tenderanno a formare degli aggregati nanometrici che daranno poi origine ai precipitati della fase, i quali si depositeranno sulle dislocazioni aumentando la durezza e la resistenza meccanica della lega.

Il 2° picco si ha intorno ai 240 °C con la formazione della fase θ' , una forma più stabile della precedente. Questa trasformazione avviene attraverso un processo di coarsening e stabilizzazione: i precipitati θ'' , inizialmente molto fini e coerenti, tendono ad accrescersi in dimensione e a modificare la loro struttura cristallina, perdendo gradualmente coerenza con la matrice. La nucleazione e la crescita della fase θ' migliorano ulteriormente la resistenza meccanica del materiale grazie al suo effetto di ostacolo al movimento delle dislocazioni, pur mantenendo ancora una certa compatibilità con la matrice in termini di reticolo.

Intorno ai 340°C registriamo il 3° picco è attribuibile alla precipitazione della fase θ (Al_2Cu), considerata la fase intermetallica stabile del sistema Al-Cu. A differenza delle fasi metastabili precedenti (θ'' e θ'), la fase θ è completamente incoerente con la matrice di alluminio, e la sua formazione implica una significativa trasformazione microstrutturale.

Tende a precipitare lungo i bordi dei grani o nei siti occupati precedentemente dai precipitati metastabili, attraverso un processo di trasformazione che consiste in una ricristallizzazione e redistribuzione del Cu. In leghe contenenti anche Mg e Si, come nel caso dell' AlSi10Cu8Mg , a queste temperature può anche verificarsi la coesistenza della fase θ con la fase Q' , una precipitazione metastabile complessa a base Al-Mg-Si-Cu.

La fase Q' si origina nelle regioni interdendritiche arricchite in Mg e Si. Questa coesistenza tra θ e Q' è spesso riportata in letteratura per leghe LPBF con alto contenuto di Cu e moderate quantità di magnesio, ed è significativa per comprendere il comportamento meccanico a caldo e la stabilità microstrutturale durante il post-processing [41].

Il 4° picco è stato individuato a circa 380°C ed è attribuito alla precipitazione della fase stabile Q che si sviluppa prevalentemente nelle regioni interdendritiche, dove durante la solidificazione rapida del LPBF avviene la segregazione di magnesio e rame, favorendo la

nucleazione della Q più di quanto avverrebbe nei sistemi tradizionali a raffreddamento lento [64].

L'identificazione di questi quattro picchi esotermici conferma la presenza nella lega as built di una microstruttura fortemente sovrasatura e una significativa presenza di fasi metastabili, caratteristiche tipiche dei materiali ottenuti mediante LPBF. L'evoluzione delle fasi metastabili θ'' , θ' , e Q' verso le corrispondenti fasi stabili θ e Q riveste un ruolo centrale nel determinare la risposta della lega durante il riscaldamento, e costituisce un aspetto fondamentale per interpretare il comportamento meccanico in risposta ai trattamenti termici.

5. Trattamento Termico

I risultati ottenuti sui campioni nello stato as built hanno evidenziato una elevata durezza del materiale, decisamente superiore rispetto a quella di leghe AlSi10Mg tradizionali o di sistemi con un più basso tenore di Cu.

Questo conferma l'efficacia dell'elemento Cu nel contribuire all'indurimento per precipitazione già nella condizione iniziale, grazie alla formazione di precipitati metastabili finemente distribuiti nella matrice. Tuttavia, tale struttura estremamente fine e ricca di fasi intermetalliche conferisce al materiale anche una marcata fragilità e una duttilità estremamente limitata, non idonea per applicazioni che richiedano deformabilità.

Per ovviare a questa limitazione, è stato progettato e implementato un trattamento termico mirato che differisce da quelli tradizionali implementati sulle leghe Al-Si-Cu, che non è finalizzato a massimizzare l'indurimento ma a rimodulare la microstruttura as built aumentandone la duttilità.

Nel presente capitolo si illustra il trattamento termico messo a punto, descrivendo le diverse condizioni di temperatura e tempi di mantenimento considerati, effettuando un'analisi comparativa dei risultati sperimentali ottenuti. La valutazione dell'efficacia dei trattamenti avviene mediante la misurazione delle microdurezze Vickers, la valutazione delle curve DSC e le indagini microstrutturali condotte tramite SEM.

5.1 *Impostazione del trattamento e valutazione microdurezze*

Il trattamento termico progettato in questo lavoro rientra formalmente nella classificazione T5, ma è stato intenzionalmente eseguito a temperature più elevate rispetto ai valori tradizionalmente impiegati per l'aging artificiale nelle leghe Al, che tipicamente è effettuato a temperature comprese tra 160 e 200 °C, ponendosi in una zona intermedia fra un T5 ad elevata temperatura e un trattamento di annealing [65].

L'obiettivo, infatti, non è il raggiungimento del picco massimo di strength, bensì promuovere il riarrangiamento dei precipitati estremamente fini e il loro progressivo ingrandimento che ne ridurrà l'effetto di ostacolo diretto alle dislocazioni migliorandone la duttilità mantenendo un adeguato livello di resistenza.

Nel campione as built i precipitati nanometrici sono molto numerosi e si inseriscono nella matrice deformandola localmente. Questo genera intorno a loro una distorsione del reticolo che ostacolerà le dislocazioni, e poiché i precipitati sono molto diffusi, il materiale risulta molto resistente ma poco deformabile. Con il trattamento termico i precipitati tendono a concertarsi in un numero minore di particelle ma più grandi, quindi, si riducono le zone di distorsione del reticolo, e di conseguenza le dislocazioni trovano meno ostacoli al loro scorrimento conferendo una maggiore duttilità alla lega mantenendo un adeguato livello di resistenza.

L'impiego di un T5 a temperature elevate favorisce la diffusione degli elementi di lega e la conseguente evoluzione dei precipitati presenti nella microstruttura, senza provocarne la completa dissoluzione che si avrebbe con un vero trattamento di annealing.

Ad elevate temperature i precipitati finemente dispersi nella matrice, che in un invecchiamento artificiale classico sarebbero responsabili del picco di indurimento, iniziano a crescere di dimensione modificando la loro distribuzione nella matrice rendendoli meno efficaci nel bloccare il moto dislocativo determinando un incremento della capacità deformativa del materiale.

L'incremento della temperatura di invecchiamento porta quindi ad un'evoluzione microstrutturale che consente di ottenere un comportamento meccanico più bilanciato, in cui la perdita di durezza è compensata da un significativo incremento della duttilità.

La scelta delle temperature del trattamento è stata eseguita dalle analisi DSC che ci hanno permesso di individuare le principali trasformazioni termiche associate alla precipitazione delle diverse fasi presenti nella lega. In particolare, il picco esotermico osservato intorno ai 240°C è stato attribuito alla fase θ' , considerata come la fase più efficace nel contribuire all'indurimento del sistema. Al fine di valutare l'evoluzione del materiale oltre questa condizione, le temperature sono state scelte al di sopra di tale picco in cui i precipitati iniziano a crescere e trasformarsi in fasi più stabili, con l'intento di raggiungere un compromesso fra la perdita di durezza e l'incremento di duttilità. L'obiettivo è quello di valutare come l'aumento della temperatura influisca sul processo di evoluzione dei precipitati e quindi sulle proprietà meccaniche del materiale, per individuare un trattamento che ne ottimizzi le prestazioni.

Sono state selezionate 3 temperature, 250-300-350°C, che coprono l'intervallo tra la condizione di picco di indurimento e la soglia di trasformazione verso le fasi stabili, e corrispondono a punti significativi della curva DSC.

La prima temperatura è 250°C, situata immediatamente dopo il secondo picco, associato alla precipitazione di fasi responsabili dell'indurimento. Ponendoci in questo punto valutiamo l'effetto del trattamento superata la condizione di peak aging, ovvero quando i precipitati θ' iniziano a crescere e stabilizzarsi.

La seconda temperatura è a 300 °C, posta circa a metà fra secondo e terzo picco, una zona intermedia in cui si ha un ulteriore accrescimento dei precipitati, il nostro obiettivo è valutare come tali modifiche vadano a influenzare il rapporto fra resistenza e deformabilità.

Infine, la temperatura di 350°C, immediatamente dopo il terzo picco, permette di valutare il materiale in una condizione in cui i precipitati metastabili (θ'' , θ') sono in gran parte trasformati nelle relative fasi stabili, e valutare quindi l'effetto della precipitazione della fase θ . Andando quindi ad analizzare uno stato in cui abbiamo una riduzione significativa delle fasi metastabili e una microstruttura caratterizzata da precipitati più grossolani e meno coerenti con la matrice, e quindi meno efficaci nel bloccare le dislocazioni.

Di sotto viene riportata una tabella rappresentativa delle temperature e i relativi tempi di esposizione ai quali sono stati sottoposti i campioni.

Tabella 5: Trattamenti effettuati

Temperature (°C)	Tempi di mantenimento (h)			
250	2	4	12	
300	2	4	6	8
350	2	4		

Una volta terminato il trattamento nei forni i campioni sono stati tagliati, inglobati nelle resine e lucidati, per poi essere sottoposti alle prove di durezza Vickers mediante l'indentometro con l'obiettivo di valutare l'impatto dei diversi trattamenti termici sulla resistenza meccanica locale in relazione all'evoluzione microstrutturale indotta dalla temperatura e dal tempo di mantenimento.

Nel grafico riportato in Figura 34 è illustrato l'andamento della microdurezza (espressa in HV) in funzione del tempo di esposizione al trattamento termico, per le 3 temperature valutate.

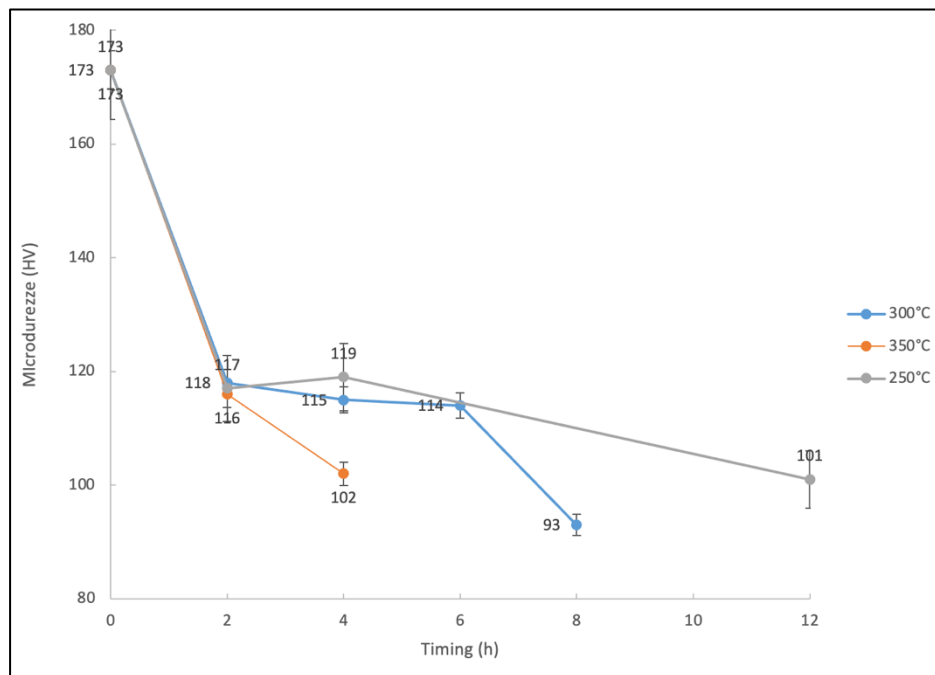


Figura 34: Andamento microdurezze campioni trattati termicamente all'aumentare dei tempi di mantenimento.

Nello stato iniziale, i campioni presentano una durezza molto elevata, pari a circa 173 HV, attribuibile alla presenza di una matrice supersatura, ricca di precipitati finissimi formatisi durante il rapido raffreddamento del processo LPBF. L'applicazione del trattamento ha mostrato un effetto immediato: già dopo i primi 2 h di esposizione, per tutte le temperature considerate, si osserva una significativa riduzione della durezza.

Risultati coerenti sono riscontrati anche da Martin et al. (2020), che hanno studiato la lega AlSi10Mg-4Cu processata mediante LPBF e sottoposta a trattamenti di invecchiamento per tempi variabili. Gli autori riportano che dopo una prima fase di aumento della durezza, una volta raggiunto il picco massimo di indurimento, si assiste ad una progressiva riduzione dei valori di durezza al prolungarsi del trattamento o con l'aumento della temperatura. Questa tendenza è associata all'evoluzione microstrutturale che si sviluppa in seguito all'esposizione prolungata al trattamento, che porta a un accrescimento dei precipitati nella matrice con conseguente riduzione del loro contributo all'indurimento [45].

Per il trattamento a 250 °C, dopo 2 h si registra un marcato calo che porta ai valori di 118 HV, aumentando il tempo di esposizione a 4h il valore rimane pressoché costante, indice di una fase di stabilizzazione dei precipitati. Solo proseguendo con un mantenimento fino alle

12 h si osserva una progressiva riduzione fino a 101 HV, indicando che, anche con una temperatura più moderata, l'esposizione prolungata comporta comunque una perdita considerevole di resistenza, seppur in modo più controllato rispetto alle temperature superiori.

Nel caso dei campioni trattati a 300 °C, la microdurezza cala inizialmente a circa 117 HV dopo 2 h e rimane pressoché stabile per 4 e 6 h, con valori compresi tra 114-115 HV. Solo oltre le 6 h, si registra un ulteriore abbassamento significativo fino a 93 HV, suggerendo che l'eccessivo apporto termico derivante dalla prolungata esposizione a questa temperatura favorisce la crescita o trasformazione dei precipitati in modo molto più rapido rispetto ai 250°C.

La temperatura di 350 °C è testata solo fino a 4 h a causa delle problematiche osservate a livello microstrutturale (porosità diffusa), mostra un comportamento simile a quello osservato a temperature inferiori ma molto più accentuato: già dopo 2 h la durezza scende a 116 HV, per poi raggiungere 102 HV dopo appena 4 h. In questo caso, la drastica riduzione della resistenza non può essere attribuita esclusivamente all'evoluzione dei precipitati, in quanto l'apporto termico eccessivo causa la formazione di porosità diffuse in tutta la microstruttura che alterano significativamente la risposta meccanica del materiale.

Nel complesso, l'analisi dei dati di microdurezza consente di trarre alcune considerazioni sui fenomeni di trasformazione che si manifestano nei campioni e l'efficacia del trattamento impostato. Tra le temperature valutate quella a 250°C garantisce un comportamento più equilibrato, in cui la riduzione iniziale è seguita da una fase di assestamento delle proprietà meccaniche, e solo i lunghi tempi di esposizione portano a registrare rilevanti perdite di resistenza meccaniche, rendendola fra le condizioni valutate quella più promettente.

A temperature più elevate, 300 e 350 °C, il maggior apporto termico accelera la crescita e la trasformazione dei precipitati causando un decadimento più rapido della durezza e minore stabilità. In particolare la condizione a 350 °C risulta estremamente critica non tanto per l'evoluzione dei precipitati, che in questa fase è anche difficilmente valutabile, bensì per la comparsa di porosità diffuse che alterano il comportamento meccanico del materiale e rendono difficile distinguere quanto della riduzione di durezza sia effettivamente imputabile alla trasformazione dei precipitati e quanto invece, alla presenza eccessiva di vuoti.

Sulla base di questi risultati la temperatura di 250°C risulta la più promettente per perseguire l'obiettivo del trattamento termico, incrementare la duttilità senza penalizzare eccessivamente la resistenza meccanica, pur essendo necessario certificare tale ipotesi mediante un'analisi microstrutturale approfondita. per questo motivo, le successive indagini SEM e DSC rivestono un ruolo fondamentale, l'osservazione diretta della microstruttura e la valutazione delle trasformazioni termiche associate consentono di chiarire i meccanismi che governano l'evoluzione dei precipitati, interpretare correttamente le variazioni di durezza osservate e comprendere in che modo ciascuna condizione termica agisca sulla microstruttura andando ad influenzare la risposta meccanica complessiva della lega.

5.2 Valutazione DSC e SEM

L'indagine è poi proseguita con l'analisi delle curve DSC e la valutazione al SEM, con l'obiettivo di mettere in relazione le modifiche microstrutturali indotte dal trattamento con le variazioni delle proprietà meccaniche locali e con il comportamento termico del materiale.

L'analisi DSC è stata impiegata per individuare le principali trasformazioni di fase che si verificano durante il riscaldamento del materiale, associabili ai fenomeni di precipitazione, dissoluzione e crescita dei precipitati secondari presenti nella matrice di alluminio. Lo studio delle curve termiche consente di comprendere l'evoluzione delle fasi in funzione della temperatura e di correlare tali trasformazioni con le variazioni di durezza osservate sperimentalmente.

Parallelamente, le osservazioni al SEM permettono di analizzare la morfologia e la distribuzione delle fasi presenti dopo i diversi trattamenti termici, fornendo un supporto diretto all'interpretazione dei risultati DSC e contribuendo a definire il legame tra microstruttura e proprietà meccaniche.

L'integrazione delle due analisi risulta fondamentale per comprendere non solo quali trasformazioni avvengono durante il trattamento, ma anche in che misura esse influenzano la microstruttura del materiale e quindi le sue prestazioni meccaniche.

Di seguito vengono riportati i risultati delle indagini per le 3 diverse temperature nei tempi considerati.

5.2.1 350 °C

Il trattamento a 350 °C ha determinato un rapido decadimento della durezza, che si traduce in una perdita del 33% dopo 2h e del 41% dopo 4h.

In Figura 35 viene effettuato un confronto fra la curva as built del materiale e quella del campione trattato per 2h e 4h.

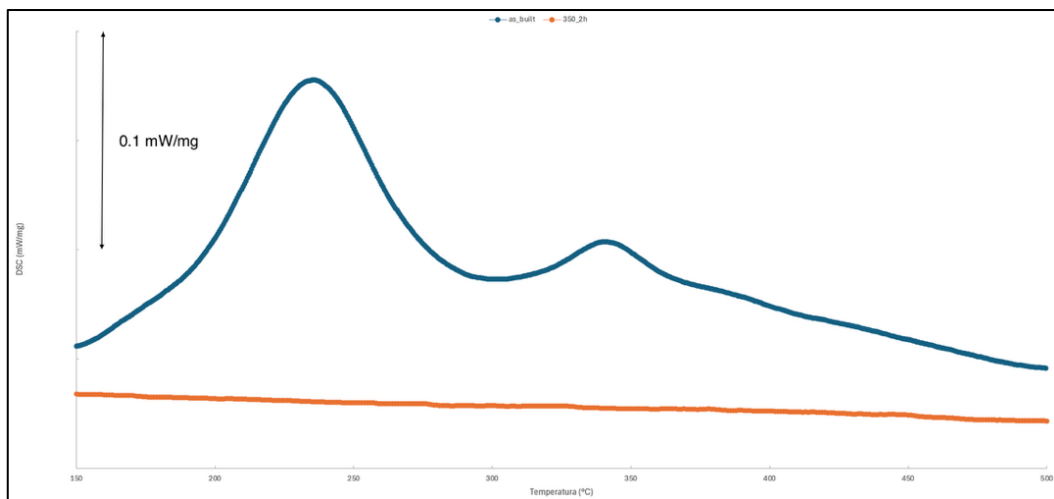


Figura 35: Confronto DSC fra il campione as built e quello trattato a 350°C.

È possibile notare per il campione trattato che la curva risulti quasi piatta lungo tutto l'intervallo con la totale assenza di picchi riconoscibili. Questo comportamento indica che il trattamento termico ha già esaurito le principali trasformazioni di fase che, nello stato as built, si manifestano come eventi endotermici ed esotermici.

Questo significa che la microstruttura del campione è già completamente trasformata, e che i precipitati che si sono formati abbiano raggiunto dimensioni tali da non subire ulteriori variazioni apprezzabili durante il riscaldamento DSC, e non contribuiscono più in maniera efficace all'indurimento della matrice.

Per completare l'analisi viene riportata in Figura 36 una micrografia SEM a bassi ingrandimenti del campione.

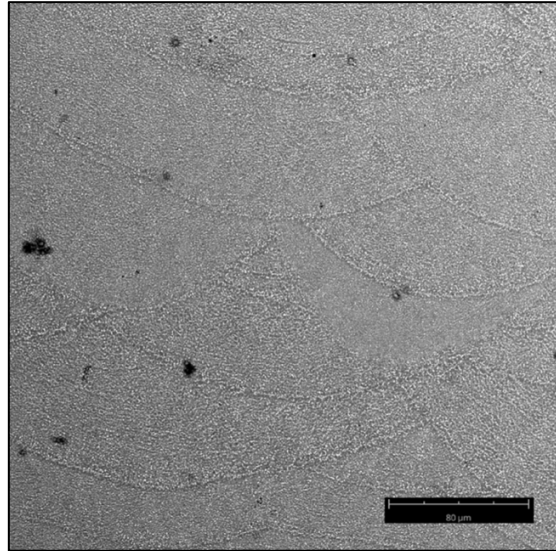


Figura 36: Micrografia SEM campione trattato 2 h a 350°C a basso ingrandimento.

È possibile notare un notevole aumento di porosità rispetto alla condizione as built, le quali mostrano morfologie differenti. Alcune presentano forma regolare e sferica, coerenti con porosità da gas, originate dall'espansione e coalescenza delle bolle di gas intrappolate durante il processo LPBF. L'altra tipologia riscontrata è compatibile con le porosità da fusione incipiente, di forma irregolare e contorni frastagliati, dovute alla parziale fusione delle fasi eutettiche ricche in Cu e Si durante il trattamento termico a 350 °C.

In Figura 37 vengono riportate immagini ad alto ingrandimento che evidenziano la presenza di porosità gassose, sviluppatasi nel materiale sottoposto a trattamento termico. La loro forma regolare con contorni sferici e il raggruppamento in cluster sono compatibili con pori di natura gassosa, ma tuttavia in assenza di analisi specifiche è impossibile distinguere in modo univoco se siano dovute all'espansione di gas intrappolato durante il processo di produzione o dovuto dalla migrazione verso l'esterno dell'idrogeno a causa della temperatura elevata.

Entrambi i meccanismi sono documentati in letteratura per leghe Al-Si-Cu prodotte mediante LPBF e sistemi da fonderia, che sottoposti a trattamenti termici hanno manifestato un incremento di porosità. In particolare, su AlSi12 processata mediante LPBF è stato dimostrato come il riscaldamento possa indurre alla formazione di blistering per precipitazione di idrogeno con conseguente aumento delle porosità. Analogamente, nella lega AlSi9Cu3 pressofuso è stata osservata la formazione di blister durante i trattamenti termici in presenza di gas intrappolato e difetti preesistenti.

In mancanza di evidenze dirette sull'origine del gas, si adotta un'interpretazione conservativa, limitandosi a documentare l'aumento di porosità gassose dopo il trattamento e rimandando l'attribuzione specifica dell'origine a future analisi [60].

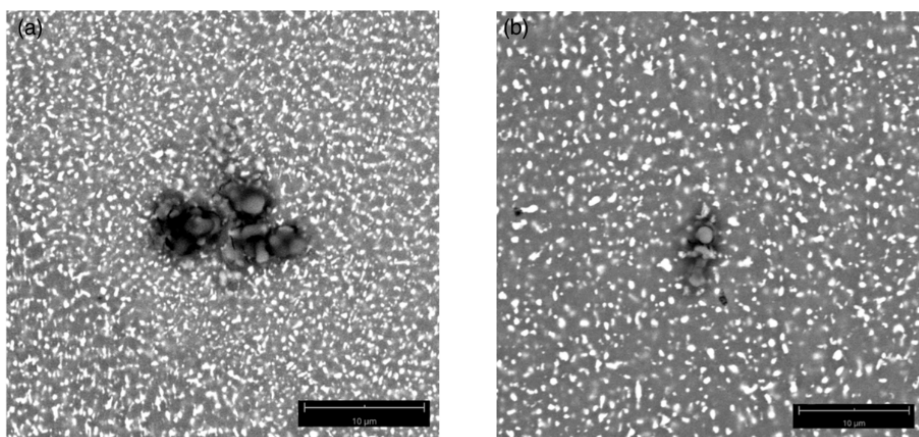


Figura 37: Porosità ad alti ingrandimenti.

A completare tale discorso, è utile soffermarsi anche sulle porosità riconducibili ai fenomeni di fusione incipiente. A differenza delle porosità gassose questa categoria non è legata alla presenza o espansione del gas, bensì all'evoluzione delle fasi eutettiche ricche di Cu durante l'esposizione a temperature elevate. Come riportato anche in letteratura, per le leghe Al-Si-Cu prodotte mediante LPBF la rapida solidificazione porta alla formazione di piccoli domini eutettici localmente arricchiti di Cu, nei quali possono essere presenti fasi intermetalliche come Al_2Cu . Questi zone hanno temperature di stabilità inferiori rispetto alla matrice e possono iniziare a fondere localmente quando il materiale è sottoposto a trattamenti termici particolarmente severi.

Gli studi dedicati al comportamento ad alta temperatura di Al_2Cu mostrano che tale fase può andare incontro a una liquefazione graduale, generando zone parzialmente fuse ai suoi bordi che poi aumentano gradualmente all'aumentare della temperatura. Durante il successivo raffreddamento, queste aree non riescono a ricostituire il loro volume originario e ristabilire la continuità con la matrice, lasciando cavità irregolari localizzate proprio lungo i domini eutettici. Si tratta quindi di porosità che hanno origine da una perdita di materiale solido, non da un accumulo di gas, e sono tipicamente distribuite lungo i confini dei domini eutettici.

Il meccanismo descritto è coerente con quanto riportato da Lagalante et al. (2025) per le leghe Al-Si-Cu processate tramite LPBF aventi un tenore di Cu inferiore alla lega in esame, in cui l'aumento di porosità dopo i trattamenti termici è stato attribuito all'instabilità delle fasi Al-Cu e ai fenomeni di fusione incipiente attivati dalle elevate temperature. Le cavità generate in questo modo sono risultano meno regolari di quelle gassose e possono ridurre significativamente la resistenza del materiale, interrompendo la continuità del network eutettico, riducendo la coesione locale fra gli strati e fungendo come zone di accumulo degli sforzi favorendo l'innescio di un danneggiamento microstrutturale. La crescente presenza di tali difetti dopo l'esposizione a 350°C risulta coerente con la drastica riduzione delle proprietà meccaniche osservate [66].

5.2.2 300 °C

La valutazione di tale trattamento è avvenuta andando a considerare 4 tempi di mantenimento differenti, in Figura 38 sono riportate le curve DSC per ognuno di essi.

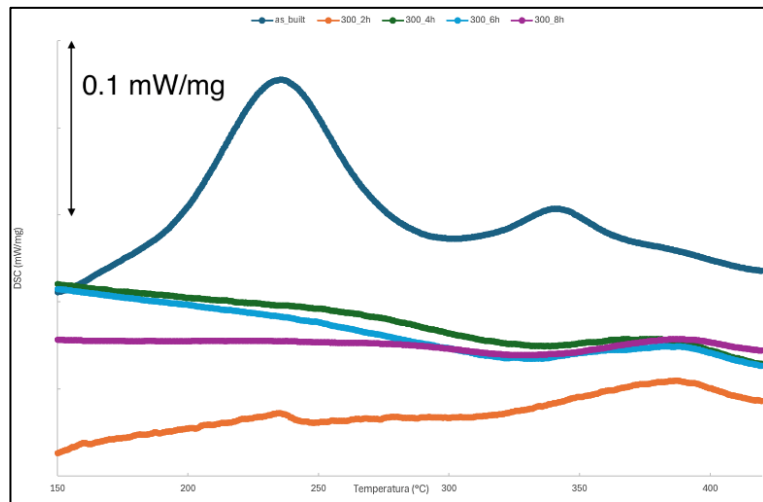


Figura 38: Confronto fra DSC as built e campioni trattati a 300 °C per diversi tempi di mantenimento.

Per i campioni trattati per 2 e 4 h a 300 °C, le curve risultano molto simili tra loro. Entrambe non mostrano più i picchi associati alle fasi θ'' (170 °C) e θ' (240 °C), indicando che queste fasi metastabili sono già state completamente precipitate durante i trattamenti, e che il campione ha già superato la fase di massimo indurimento. In entrambe troviamo però la presenza di un nuovo picco attorno ai 380 °C, che può essere attribuibile alla precipitazione della fase stabile Q, questo ci suggerisce che per tali tempi di mantenimento ci troviamo in una condizione intermedia in cui la fase Q non è completamente sviluppata [67].

Nel caso del campione trattato per 6 h, il picco a 370 °C risulta meno intenso, segno che la precipitazione della fase Q è in fase avanzata. La riduzione del segnale indica infatti che la maggior parte dei precipitati si è già formata nelle prime ore e che la trasformazione procede ora in modo più lento con un contributo energetico minore. L'allargamento del picco suggerisce una crescita dei precipitati esistenti, piuttosto che una nuova nucleazione.

Infine, il campione trattato per 8 h presenta una curva quasi piatta, priva di eventi termici rilevabili. Questo comportamento conferma che, dopo un'esposizione prolungata, la microstruttura risulta completamente stabilizzata, con la totale assenza di fasi metastabili e la presenza consolidata della fase Q stabile già formata durante il trattamento.

In sintesi, l'analisi DSC mostra che il trattamento a 300 °C induce una rapida evoluzione delle fasi di precipitazione: le trasformazioni delle fasi metastabili θ''/θ' si completano rapidamente, mentre la fase Q si forma progressivamente con l'aumentare del tempo di mantenimento, fino al raggiungimento di uno stato termicamente stabile dopo 8 h.

In Figura 39 viene riportata una micrografia SEM a basso ingrandimento del campione trattato a 300 °C per 8 h, il tempo massimo di mantenimento. Dalla sua osservazione è possibile notare come il campione mantiene una microstruttura fine tipica della solidificazione rapida del processo LPBF, senza evidenti aumenti di porosità, questo ci suggerisce che a 300°C non si verificano i fenomeni di instabilità come la fusione incipiente osservata a 350°C, a testimonianza del fatto che tale temperatura sia ancora sotto la soglia critica per le fasi Al-Cu.

La differenza più evidente rispetto allo stato as built è sul network di Si, il quale mostra anche per bassi ingrandimenti una sua frammentazione in diversi punti, segno dell'inizio di una sua rottura. Questo comportamento è coerente con gli effetti previsti a tale temperatura

che porta il Si a diffondersi e ad assumere una forma sferica, segno dell'inizio di una sua globularizzazione.

Dall'analisi appena svolta si denota quindi come il trattamento a 300°C porta ad una microstruttura ormai priva delle fasi metastabili θ'' e θ' e della relativa fase stabile θ , segno che i principali meccanismi di indurimento sono stati completamente esauriti. La matrice pertanto non sarà più supersatura di Cu, ed inoltre il network di Si inizia mostrare una sua frammentazione diffusa e l'avvio del processo di globularizzazione.

Sebbene tali fenomeni contribuiscano sicuramente all'aumento di duttilità della lega, ma portano ad una crescita perdita dei meccanismi di indurimento che caratterizzano la lega as built. Nel complesso quindi rispetto ai trattamenti a 350°C questa condizione risulta sicuramente meno critica in quanto non si osservano fenomeni di porosità diffuse che danneggiano la microstruttura, ma tuttavia produce uno scenario poco vantaggioso che porta ad una perdita dei principali meccanismi di rinforzo tipici delle leghe additive.

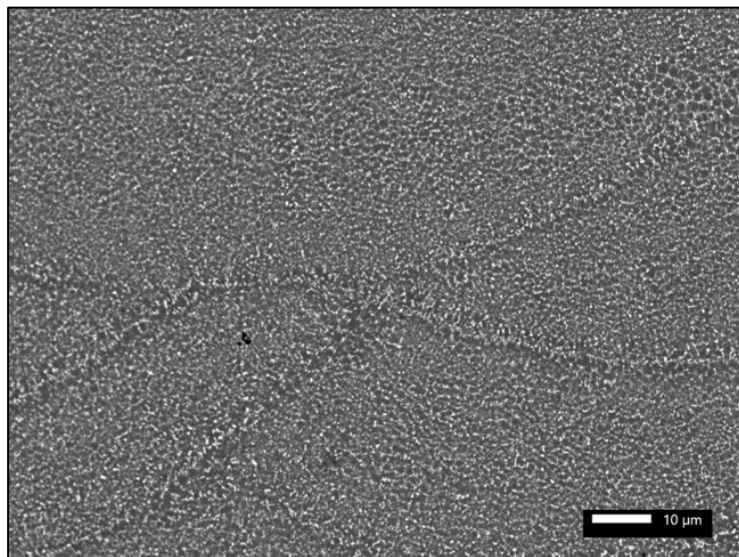


Figura 39: Micrografia SEM campione trattato a 300 °C per 8 h.

5.2.3 250°C

In Figura 40 vengono riportate le curve DSC della condizione as built e dei differenti tempi di mantenimento valutati per i campioni trattati a 250 °C.

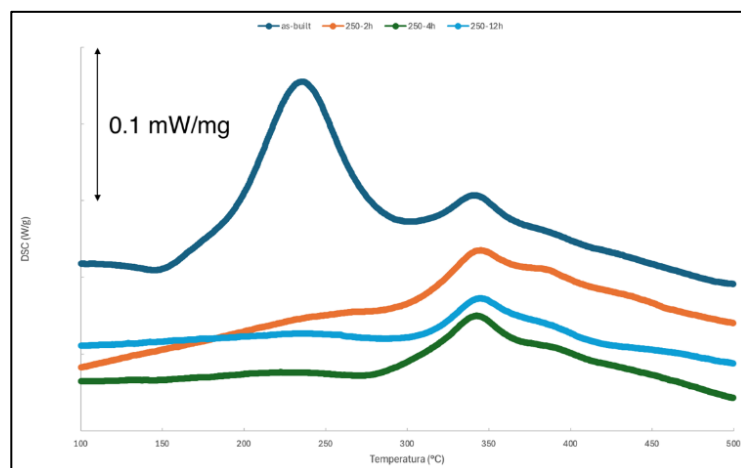


Figura 40: Confronto DSC as built e DSC campioni trattati a 250 °C con diversi tempi di mantenimento.

Nel campione trattato per 2 h (curva arancione), si osserva la quasi completa assenza dei picchi a bassa temperatura (intorno ai 170-240° C), associati alle fasi metastabili θ'' , θ' e di Si, suggerendo che la loro precipitazione sia già avvenuta durante il trattamento stesso. Tuttavia, è ancora ben visibile un picco endotermico marcato intorno ai 340° C, indicativo della presenza della fase Q', che non è ancora completamente trasformata. Questo conferma che, sebbene le fasi più instabili siano già state eliminate, e la matrice abbia perso buona parte della supersaturazione iniziale il trattamento di 2 h a 250° C non ha esaurito le trasformazioni di precipitazione e sono ancora presenti elementi in soluzione solida che contribuiscono a garantire un buon equilibrio fra proprietà meccaniche e capacità di deformazione.

A 4 h (curva verde), il picco a 340 °C risulta ancora ben evidente, segno che la fase Q' sia ancora largamente presente nella microstruttura. Ciò suggerisce che, a questo stadio del trattamento, la trasformazione verso la fase Q stabile non sia ancora completata. A testimonianza del fatto che anche con un tempo di mantenimento maggiore il campione conserva una distribuzione fine di precipitati che contribuiscono efficacemente al mantenimento delle proprietà meccaniche.

Per il campione trattato a 12 h (curva azzurra), il picco a 340°C risulta meno profondo, la minore intensità del segnale indica che la quantità di fasi precipitabili si è ridotta e che la trasformazione da Q' a Q sia già iniziata. Questo suggerisce che dopo un prolungato tempo di mantenimento, gran parte degli elementi presenti in soluzione solida nella matrice siano già stati coinvolti nei processi di precipitazione, riducendo la reattività del sistema durante il successivo riscaldamento. In questa condizione la microstruttura presenta precipitati più grossolani e meno efficaci nel rinforzo della matrice, con conseguente perdita in termini di prestazioni meccaniche.

La valutazione al SEM ha permesso di comprendere al meglio come il trattamento abbia agito sulla microstruttura. Le indagini preliminari condotte a basso ingrandimento sul campione trattato a 250 °C per 4h riportata in Figura 41 non mostrano alterazioni significative della microstruttura. I bordi del meltpool e il network di Si rimangono ancora ben visibili, non si evidenziano particolari aumenti di porosità, suggerendo che le eventuali modifiche microstrutturali avvengono su scala nanometrica.

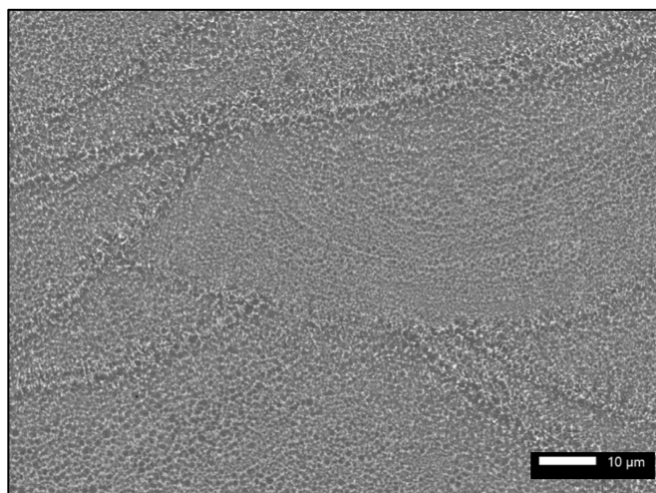


Figura 41: Micrografia SEM campione trattato a 250 °C per 4h.

Tuttavia indagini effettuate ad alti ingrandimenti riportate in Figura 42 mostrano scenari differenti ed un'evoluzione microstrutturale più marcata. Il network cellulare, che nello stato as built si presentava continuo e in alcune regioni particolarmente inspessito per l'elevata concentrazione di Si e Cu ora appare frammentato. Le zone interdendritiche ricche di soluti non risultano più così spesse a causa della diffusione del Cu dalle regioni eutettiche alla matrice durante il trattamento. All'interno delle celle Al, che nella condizione as built risultavano completamente dense, compaiono numerosi precipitati a testimonianza della precipitazione delle fasi metastabili di Cu, come osservato nelle curve DSC. La loro presenza conferma che il Cu ha iniziato a uscire dalla soluzione solida andando a ridurre la supersaturazione della matrice e quindi anche gli ostacoli alle dislocazioni che incidono sulla duttilità.

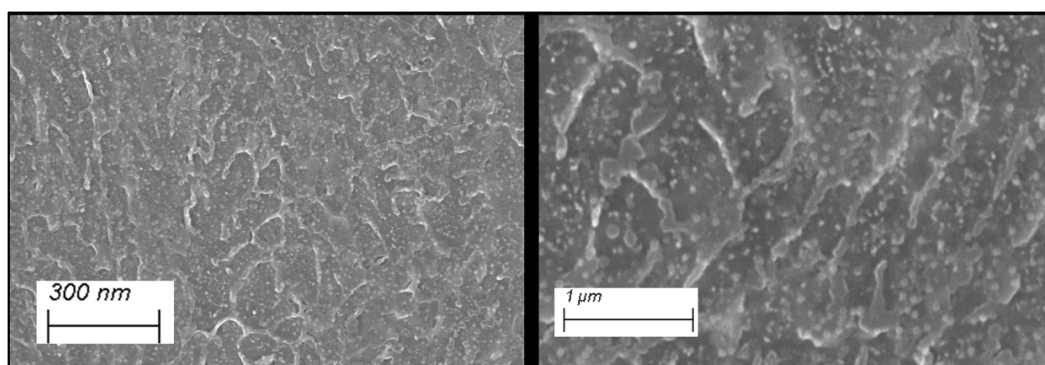


Figura 42: Micrografie SEM ad alto ingrandimento del campione trattato

Quindi sostanzialmente tali indagini dimostrano come il trattamento a 250°C induca una trasformazione controllata in cui il network eutettico risulta alleggerito e parzialmente frammentato, grazie alla diffusione del Cu dalle regioni interdendritiche verso la matrice, mentre all'interno delle celle si osserva la formazione di precipitati dispersi di fasi metastabili ricche di Cu. Tali trasformazioni avvengono senza andare ad alterare in maniera evidente la microstruttura del materiale come le precedenti temperature analizzate.

5.3 *Scelta del trattamento*

L'obiettivo del trattamento termico è quello di incrementare la duttilità della lega AlSi10Cu8Mg, preservando al contempo le ottime proprietà meccaniche che manifesta nello stato as built, attribuibili alla microstruttura fine derivante dal processo LPBF e alla presenza di precipitati fini di Cu nella matrice Al.

A tal fine sono state valutate tre temperature con diversi tempi di mantenimento, sottoponendo i provini a prove di Microdurezza Vickers, analisi DSC e valutazione della microstruttura mediante SEM per poterne comprendere al meglio gli effetti sulla microstruttura e l'influenza sulle proprietà meccaniche.

Le temperature sono state scelte sulla base delle analisi DSC del campione as built, già discussa nei paragrafi precedenti, in modo da esplorare differenti condizioni microstrutturali: successivamente alla fase di massimo indurimento, una intermedia caratterizzata da un ingrossamento più avanzato dei precipitati, e in corrispondenza delle trasformazioni verso le fasi più stabili.

L'analisi complessiva dei risultati ha portato all'identificazione del trattamento a 250°C per 4 h come la condizione più adatta alle nostre esigenze, in quanto caratterizzato da una microstruttura che si è evoluta senza mostrare la presenza di difetti particolari in grado di comprometterne le proprietà meccaniche e capace potenzialmente di produrre un incremento della duttilità.

Le prove di microdurezza mostrano un calo controllato rispetto alla condizione as built (da circa 173 a 119 HV). Tale riduzione è attribuibile alla crescita dei precipitati ricchi di Cu, che ne riduce il contributo all'indurimento della matrice favorendo una maggiore capacità di deformazione plastica. A 300 e 350 °C si registra una riduzione più marcata, segno di un'evoluzione microstrutturale più avanzata che porta ad una perdita eccessiva nell'efficacia dei meccanismi di indurimento.

Le analisi DSC confermano la validità del trattamento scelto, mostrando come a tale temperatura le precipitazioni associate alle fasi metastabili non si sono del tutto esaurite, segno della presenza di elementi di lega ancora parzialmente disciolti nella matrice Al e quindi in grado di contribuire al mantenimento di buone proprietà meccaniche. Mentre a temperature più elevate assistiamo ad una drastica attenuazione o scomparsa dei picchi segno che la maggior parte delle precipitazioni si sono già completate con conseguente perdita dei meccanismi di rafforzamento.

Le osservazioni SEM confermano la bontà di questa condizione: le analisi preliminari a basso ingrandimento mostrano per il campione trattato a 250 °C per 4 h l'assenza di porosità diffuse o particolari difetti, il network di Si è ancora ben visibile e il campione mantiene una microstruttura fine tipica dei processi LPBF, segno che nonostante l'evoluzione dei precipitati non sia stata compromessa la sua integrità.

Nei campioni trattati a 300 e 350°C invece emergono fenomeni di rottura macroscopica del network eutettico e la presenza di porosità diffuse.

Le osservazioni a più elevato ingrandimento permettono di completare l'analisi, la microstruttura mostra una parziale frammentazione del network eutettico ed una diffusione dei precipitati di Cu nella matrice coerenti con le indicazioni fornite dalla DSC.

Alla luce dei risultati ottenuti e delle considerazioni esposte è stato scelto il trattamento a 250 °C come condizione ottimale, poiché favorisce la diffusione del Cu e le precipitazioni delle sue fasi metastabili senza indurre la completa rottura del network o la formazione di

porosità come avviene a temperature più elevate. Per valutare se effettivamente esso sia in grado di aumentarne la duttilità sono state eseguite ulteriori prove a trazione.

5.3.1 Prova di trazione sui campioni trattati

Per valutare l'efficacia del trattamento termico selezionato sono state condotte prove di trazione su provini trattati, analogamente a quanto effettuato per il materiale nello stato as built, ma in questo caso le prove sono state effettuate in due condizioni differenti, a temperatura ambiente e 200 °C.

L'obiettivo di questa doppia configurazione è stato quello di valutare la risposta del materiale sia in condizioni standard di esercizio, sia in condizioni termiche più severe, rappresentative dei potenziali scenari applicativi della lega.

In particolare, la prova a temperatura ambiente consente di analizzare le proprietà meccaniche intrinseche del materiale dopo trattamento, mentre quella a temperatura elevata permette di indagare la stabilità termomeccanica della lega e la sua capacità di mantenere le prestazioni sotto carico a temperatura elevata.

La scelta di introdurre una prova a 200°C deriva dalle necessità di valutare il comportamento della lega in un intervallo termico realistico per molte applicazioni ingegneristiche. Le leghe Al-Si-Cu grazie alla presenza del rame risultano stabili anche ad alte temperature e possono essere impiegate per la realizzazione di componenti che raggiunto temperature elevate, come i componenti del motore.

Questa seconda condizione è di particolare interesse per i componenti realizzati tramite LPBF, che si trovano spesso ad operare in ambienti con temperature estremamente elevate, dove la resistenza alla deformazione e la stabilità microstrutturale risultano fattori critici. La valutazione del comportamento meccanico a caldo della lega consente quindi di ottenere indicazioni dirette sull'affidabilità e la stabilità delle prestazioni del componente in servizio, aspetti fondamentali per la progettazione di componenti ultraleggeri destinati a settori altamente tecnologici come l'automotive o l'aerospace.

Per ciascuna condizione sono stati eseguiti quattro test indipendenti, in modo da ottenere una valutazione statistica affidabile delle proprietà meccaniche.

Di sotto sono riportati i diagrammi carico-deformazione relativi alle due differenti tipologie di prove con cui è stato possibile andare a determinare i valori medi del modulo elastico, resistenza a trazione e snervamento, oltre che dell'allungamento percentuale a rottura.

- Temperatura ambiente

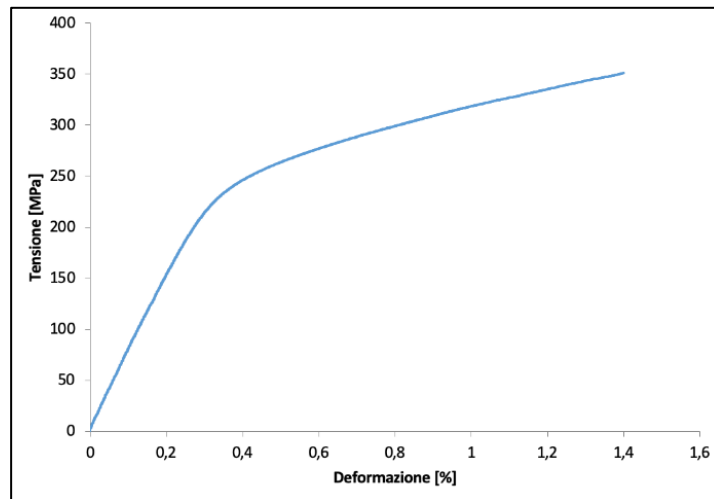


Figura 43: Diagramma tensione – deformazione dalla prova a temperatura ambiente.

Tabella 6: Valori medi carico di rottura e snervamento dalla prova a temperatura ambiente

	R _m (MPa)	R _{p02} (MPa)
Media	300 ± 8	267 ± 5

Si registra una riduzione del 23 % per quanto riguarda il carico a rottura, e del 28 % per il carico di snervamento rispetto alle condizioni as built. La riduzione più marcata del carico di snervamento rispetto a quella del carico a rottura è attesa, poiché questa grandezza è più sensibile alle condizioni microstrutturali che governano le prime fasi della deformazione, e risente in modo diretto della riduzione degli ostacoli iniziali al moto dislocativo. Contestualmente si osserva un aumento dell'allungamento a rottura di circa il 50 % indice di una maggiore duttilità, coerente con l'effetto atteso del trattamento termico adottato, la crescita dei precipitati ricchi di Cu riduce la distorsione del reticolo favorendo lo scorrimento delle dislocazioni rendendo la matrice meno rigida ma con una maggiore capacità di deformazione plastica.

Confrontando i risultati ottenuti con la letteratura su leghe Al-Si-Cu ottenute mediante LPBF, si osserva come i trattamenti T5 tradizionali, quali quelli riportati da Bosio et al. (2021) su leghe AlSi10Cu4Mg, portino il materiale in prossimità del suo picco di indurimento, facendo registrare un incremento di durezza ma una riduzione del suo allungamento percentuale a rottura. Il trattamento ottimizzato nel presente lavoro invece produce degli effetti differenti facendo registrare una riduzione dei valori delle resistenze rispetto ai classici T5 ma conferendo al materiale una maggiore capacità di deformazione [44].

Nel lavoro di Fiocchi J. et al., (2021) sulla lega AlSi9Cu3, una lega metallurgicamente simile a quella in esame, ma con un tenore di Cu più che dimezzato, analoghi trattamenti hanno portato ad una diminuzione della resistenza accompagnata ad un miglioramento della duttilità, effetti attribuibili ai cambiamenti microstrutturali indotti dai trattamenti scelti [68].

Ulteriori considerazioni emergono confrontando i risultati con quelli delle leghe Al da casting comunemente impiegate in ambito industriale.

Fra queste troviamo le leghe A356 A357, leghe Al-Si-Mg, che dopo l'applicazione di un T6 raggiungono proprietà meccaniche tali da permetterne un utilizzo per la realizzazione di componenti strutturali leggeri quali sospensioni, blocchi motore, trasmissioni, giunti dello sterzo, freni a disco e staffe aeronautiche.

Le specifiche tecniche riportate in letteratura per tali leghe mostrano valori del carico di snervamento fra 250-280 MPa e di un carico a rottura fra i 310-330 MPa con un allungamento percentuale a rottura tra il 4-6 % [69].

Altra lega molto diffusa in ambito automotive processata mediante casting è la AlSi9Cu3, che grazie alla sua eccellente colabilità e lavorabilità è particolarmente adatta ad una produzione di massa.

Viene utilizzata per una vasta gamma di componenti nel settore automotive, fra cui carter motore, carter cambio, testate del motore e blocchi dei cuscinetti, tuttavia, come riportato dalla letteratura presenta prestazioni meccaniche inferiori, con un carico di snervamento fra 140-150 MPa quello a rottura fra 220-250 MPa ed un allungamento percentuale intorno all'1% [70].

Tabella 7: Confronto valori prova di trazione con leghe casting.

	R _m (MPa)	R _{p02} (MPa)	A (%)
AlSi9Cu3	250	150	1
A356	310	250	4
A357	330	280	6
AlSi10Cu8Mg	300	267	1,5

I risultati mostrati in Tabella 7 confermano l'affidabilità delle analisi condotte, dimostrando la validità del trattamento termico scelto nel raggiungere un equilibrio ottimale tra resistenza e duttilità.

Dal confronto con le principali leghe da casting utilizzate in ambito industriale si evince come la lega presenti proprietà meccaniche pienamente competitive con quelle delle leghe processate mediante metodi tradizionali evidenziando un potenziale reale per applicazioni complesse, ultraleggere e dotate di elevate proprietà meccaniche.

- 200 °C

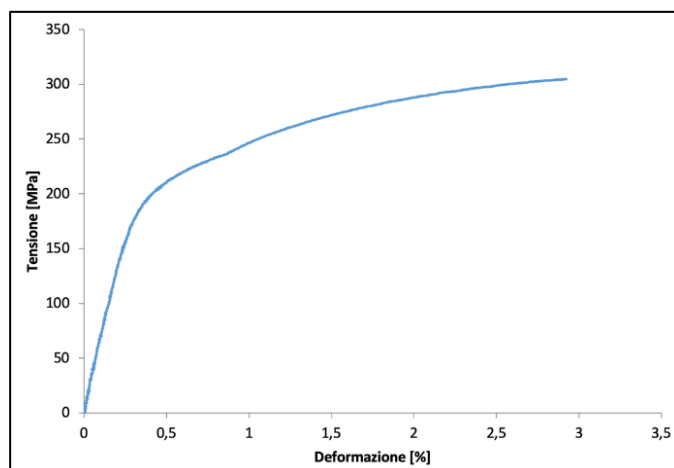


Figura 44: Diagramma tensione – deformazione dalla prova di trazione a 200°C.

Tabella 8: Valori medi carico di rottura e snervamento dalla prova di trazione a 200°C

	Rm(MPa)	Rp02 (MPa)
Media	298 ± 10	209 ± 7

La prova di trazione condotta a 200 °C evidenzia un ulteriore riduzione del carico di snervamento e del carico a rottura rispettivamente di circa il 24 % e il 16 % rispetto alla prova a temperatura ambiente, accompagnata da un aumento dell’allungamento a rottura fino a circa il 3 %. Anche in questo caso si nota come il carico di snervamento sia più sensibile all’aumento della temperatura. Questo perché lo snervamento dipende dall’attivazione dei primi meccanismi di scorrimento plastico, all’aumentare della temperatura le dislocazioni richiedono un minore apporto energetico per iniziare il loro moto, e di conseguenza la soglia di snervamento si riduce in modo più marcato del carico a rottura sul quale questi fenomeni hanno un effetto meno rilevante.

Un andamento analogo è riportato da Lehmhus et al., (2022) per leghe AlSi10Mg prodotte mediante LPBF, che mostrano una progressiva diminuzione della resistenza, e un incremento dell’allungamento con l’aumentare della temperatura di prova [71].

Per contestualizzare meglio le prestazioni ottenute è utile confrontarle con quelle delle leghe da casting comunemente utilizzate in applicazioni nei settori automotive e aerospace. Un riferimento è rappresentato dalla lega A354 una lega Al-Si-Cu, impiegata per componenti motore quali testate, carter e basamenti, grazie alla sua capacità di mantenere proprietà meccaniche apprezzabili anche a temperature elevate. I risultati riportati in letteratura da Ceschini et al. mostrano che a 200°C la lega processata per colata presenta valori del carico di snervamento e di rottura ($R_m = 230$ MPa e $R_{p02} = 210$ MPa) molto vicini a quelli ottenuti dalla lega in esame, con un allungamento percentuale a rottura maggiore che può arrivare fino all’11% a seconda della microstruttura [72].

Il confronto mette in evidenza come la lega AlSi10Cu8Mg processata mediante LPBF non solo raggiunge livelli di resistenza paragonabili ad una lega da casting progettata per alte temperature, ma presenti addirittura un valore di resistenza a trazione leggermente superiore. Questo è un risultato di rilievo, soprattutto considerando che la lega A354 è ottimizzata per applicazioni ad alta temperatura per le quali viene alle A356 e A357, che

mostrano un marcato decadimento delle proprietà meccaniche già a 180-200°C in seguito alla perdita del contributo all'indurimento delle fasi Mg_2Si .

Nel complesso i risultati ottenuti mostrano una stabilità meccanica a caldo molto elevata, del tutto comparabile alle leghe industriali ottimizzate per alte temperature, segno che i precipitati nonostante un loro ingrossamento sono ancora in grado di dare un contributo all'indurimento della matrice anche in condizioni termicamente severe, mentre il network di Si conserva la sua integrità. Questi comportamenti evidenziano la validità del trattamento termico adottato e la sua potenziale idoneità per impieghi strutturali in ambienti a temperatura elevata tipici delle applicazioni nei settori dell'automotive e dell'aerospazio.

6. Conclusioni

Nel presente elaborato è stata condotta un'indagine sulla lega AlSi10Cu8Mg prodotta mediante LPBF, con l'obiettivo di analizzare l'influenza che ha sulle proprietà meccaniche e microstrutturali l'aggiunta di un elevato tenore di Cu nella lega AlSi10Mg, ad oggi una delle più utilizzate in ambito industriale nei settori dell'automotive e dell'aerospace.

I parametri ottimizzati ($P = 250$ W e $v = 1250$ mm/sec) hanno permesso di ottenere una densificazione del campione pari al 99,9 %.

Il campione nello stato as built ha mostrato una microstruttura fine ed omogenea, costituita da una matrice di α -Al priva di precipitati ed un network cellulare molto spesso ricco in Si-Cu continuo ed uniforme.

Le prove di microdurezza hanno registrato un valore medio di 173.64 HV, con un incremento di circa il 40% rispetto alla lega AlSi10Mg e del 20% rispetto alla lega AlSi10Cu4Mg, coerentemente con l'effetto di un elevato tenore di Cu.

Le prove di trazione ($R_m = 390 \pm 16$ MPa e $R_{p0.2} = 369 \pm 6$ MPa) hanno mostrato un aumento del 20 % del carico a rottura e del 50 % del limite di snervamento rispetto alla lega base AlSi10Mg accompagnati però da una drastica riduzione dell'allungamento percentuale a rottura che passa dai valori intorno al 6 % ad un valore inferiore all'1 %.

Al fine di migliorare la duttilità della lega senza comprometterne la resistenza meccanica si è valutato un trattamento a singola rampa T5 con temperature prossime a quelle di un annealing.

Le temperature valutate sono state a 250, 300 e 350 °C con tempi di mantenimento dalle 2 alle 12 h.

Le analisi DSC hanno evidenziato una parziale precipitazione delle fasi di Cu a 250°C, più avanzata a 300°C e pressoché completa a 350°C.

Dalle prove di microdurezza dopo 2 h si è osservato per tutte le condizioni di temperatura una drastica riduzione di circa il 30%, seguita da un successivo assestamento dei valori. Tra le condizioni analizzate, il trattamento a 250 °C mostra l'andamento più stabile, mentre a 300°C e soprattutto a 350°C si evidenziano brusche variazioni.

Le micrografie SEM hanno mostrato per i campioni a 350 °C delle porosità diffuse a porosità gassose e da fusione incipiente, in quelle a 300°C una rottura del network di Si e l'inizio della sua globularizzazione già a bassi ingrandimenti, mentre a 250 °C ad altissimi ingrandimenti è stata osservata l'inizio della frammentazione del network cellulare e la precipitazione delle fasi metastabili ricche in Cu.

Alla luce dei risultati ottenuti il miglior compromesso fra resistenza meccanica e duttilità è conciso con il ciclo a 250°C per 4h.

Le prove di microdurezza hanno registrato un valore medio di 119 HV, mostrando una riduzione controllata della durezza, coerente con la parziale evoluzione dei precipitati ed una redistribuzione di Si e Cu nella matrice.

Le prove di trazione a temperatura ambiente hanno confermato questa tendenza, con una riduzione del carico di snervamento e di rottura accompagnata ($R_m = 300 \pm 8$ MPa e

$R_{p02}=267\pm5$ MPa) da un incremento dell'allungamento percentuale a rottura di circa il 50% rispetto alla condizione as built.

I risultati delle prove di trazione svolte a 200 °C mostrano un'attesa riduzione dei valori, un'ulteriore riduzione del carico di snervamento e del carico a rottura rispettivamente di circa il 24 % e il 16 % rispetto alla prova a temperatura ambiente, accompagnata da un aumento dell'allungamento a rottura fino a circa il 3 %.

Inoltre, il confronto con le leghe da casting tradizionalmente impiegate in ambito industriale mostra valori pienamente comparabili a leghe progettate per operare in condizioni termiche severe, testimoniando come la presenza di fasi ricche di Cu conferisca alla lega una maggiore stabilità a caldo che la rende adatta ad applicazioni ad alta temperatura.

In conclusione, il lavoro svolto rappresenta un contributo alla crescente ricerca di nuove leghe di Al ottimizzate per la produzione additiva in grado di competere in termini di prestazioni meccaniche con quelle realizzate mediante processi di fusione.

La lega presenta evidenti proprietà migliorative nello stato as built, rappresentate in particolare dall'elevata durezza, ma anche grossi limiti, quali soprattutto la ridotta duttilità, che si è cercato di superare attraverso una fine e accurata ottimizzazione del trattamento termico. Andando oltre le normali e standard procedure per le leghe da casting, è stata sviluppata una strategia ad hoc di ottimizzazione per la microstruttura LPBF con cui si è riuscito a diminuire questo effetto e con una limitata perdita di resistenza. In questo modo il trattamento implementato ha raggiunto lo scopo prefisso.

La caratterizzazione della lega AlSi10Cu8Mg ha evidenziato come attraverso una corretta selezione dei parametri di processo e dei trattamenti termici mirati, sia possibile ottenere una microstruttura perfettamente densificata con elevate proprietà meccaniche e competitive rispetto alle leghe casting attualmente utilizzate, aprendo a nuove applicazioni in ambito industriale.

Bibliografia

- [1] Frazier W.E., 2014, *Metal Additive Manufacturing: A Review*, J. Mater. Eng. Perform., (23), 1917–1928.
- [2] ASTM International, 2013, *Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies* (F2792-12a), Rapid Manuf. Assoc., 10–12
- [3] Rahmani R., Vilu R., Bashiri B., Lopes S.I., Hussain A., Maurya H.S., 2025, *Sustainable Additive Manufacturing: An Overview on Life Cycle Impacts and Cost Efficiency of Laser Powder Bed Fusion*, J. Manuf. Mater. Process., (9), 18.
- [4] Zhou L., Miller J., Vezza J., Mayster M., Raffay M., Justice Q., Al Tamimi Z., Hansotte G., Sunkara L.D., Bernat J., 2024, *Additive Manufacturing: A Comprehensive Review*, Sensors, (24), 2668, <https://doi.org/10.3390/s24092668>.
- [5] Olakanmi E.O., *A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties*, Prog. Mater. Sci., (74), 401–477., 2015.
- [6] Özel T., Shokri H., Loizeau R., 2023, *A Review on Wire-Fed Directed Energy Deposition Based Metal Additive Manufacturing*, J. Manuf. Mater. Process., (7), 45. <https://doi.org/10.3390/jmmp7010045>.
- [7] Dejene N.D., Lemu G.H., 2023, *Current Status and Challenges of Powder Bed Fusion-Based Metal Additive Manufacturing: Literature Review*, Metals, (13), 424. <https://doi.org/10.3390/met13020424>.
- [8] Özel T., *A Review on Wire-Fed Directed Energy Deposition Based Metal Additive Manufacturing*, J. Manuf. Mater. Process., (7), 45. <https://doi.org/10.3390/jmmp7010045>., 2023.
- [9] Srinath A., 2016 Why is 2016 the year for additive manufacturing in the medical sector?, *Med. Plast. News*. <https://www.medicalplasticsnews.com/why-is-2016-the-year-for-additive-manufacturing-in-the-medical/>
- [10] Berger R., 2013, Strategy Consultants, Additive manufacturing. A game changer for the manufacturing industry, *Munich*, 33.
- [11] DeSilva R., 2016 Debunking the myths of Additive Manufacturing, *Addit. Manuf. Summit*. <http://www.additivemanufacturingsummit.com/media/1003367/34746.pdf>.
- [12] Frost & Sullivan's Global 360° Research Team, 2016, *Global Additive Manufacturing Market, Forecast to 2025*. https://namic.sg/wp-content/uploads/2018/04/global-additive-manufacturing-market_1.pdf.
- [13] G. T. M. Overview, <https://www.transparencymarketresearch.com/turbines-market.html>., 2015.
- [14] Wanga J., Zhuc R., Liud Y., Zhanga L., 2023, Understanding melt pool characteristics in laser powder bed fusion: An overview of single- and multi-track melt pools for process optimization, *Advanced Powder Materials*, (2), 100137.
- [15] Avateffazeli M., CarRion P.E., Shachi-Amirkhiz B., Pirgazi, H., Mohammadi M., Shamsaei N., Haghshenas M., 2022, Correlation between tensile properties, microstructure, and processing routes of an Al-Cu-Mg-Ag-TiB₂ (A205) alloy: Additive manufacturing and casting, *Mater. Sci. Eng.*, (841), 142989.
- [16] Chowdhury S., Yadaiaha N., Prakash C., Ramakrishna S., Dixit S., Gupta L.S., Buddhi D., 2022, Laser powder bed fusion: a state-of-the-art review of the technology,

materials, properties & defects, and numerical modelling, *Journal of Materials Research and Technology*, (20), 2109-2172.

- [17] Li X., Liu Y., Tan C., Zou Y., 2023, Porosity formation mechanisms, microstructure evolution and mechanical performance of AlMgScZr alloy fabricated by laser powder bed fusion: Effect of hatch distance, *Journal of Manufacturing Processes*, (94) 107–119.
- [18] Galy C., Le Guen E., Lacoste E., Arvieu C., 2018, Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences, *Addit. Manuf.*, (22), 165–175.
- [19] Martucci A., Aversa A., Lombardi M., 2023, Ongoing Challenges of Laser-Based Powder Bed Fusion Processing of Al Alloys and Potential Solutions from the Literature - A Review, *Materials*, (16), 1084. <https://doi.org/10.3390/ma16031084>.
- [20] Del Guercio G., McCartney D., Aboulkhair N., Robertson S., MacLachlan R., Tuck C. Simonelli M., 2022, Cracking behaviour of high-strength AA2024 aluminium alloy produced by Laser Powder Bed Fusion, *Addit. Manuf.*, (54), 102776.
- [21] Chen C., Chang S., Zhu J., Xiao Z., Zhu H., Zeng X., 2020, Residual stress of typical parts in laser powder bed fusion, *J. Manuf. Process*, (59), 621–628.
- [22] Levkulich N., Semiatin S., Gockel J., Middendorf J., DeWald A., Klingbeil N., 2019, The effect of process parameters on residual stress evolution and distortion in the laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V, *Addit. Manuf.*, (28), 475–484.
- [23] Li G., Li X., Guo C., Zhou Y., Tan Q., Qu W., Li X., Hu X., Zhang M.X., Zhu Q., 2012, Investigation into the effect of energy density on densification, surface roughness and loss of alloying elements of 7075 aluminium alloy processed by laser powder bed fusion, *Opt. Laser Technol*, (147), 107621.
- [24] Wang A., Wang H., Wu Y., Wang H., 2021, 3D printing of aluminum alloys using laser powder deposition: A review, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, (116), 1–37.
- [25] Hafenstein S., Hitzler L., Sert E., Öchsner A., Merkel M., Werner E., 2020, Hot Isostatic Pressing of Aluminum–Silicon Alloys Fabricated by Laser Powder-Bed Fusion, *Technologies*, (8), 48.
- [26] Tan Q., Liu Y., Fan Z., Zhang J., Yin Y., Zhang M., 2021, X. Effect of processing parameters on the densification of an additively manufactured 2024 Al, *J. Mater. Sci. Technol.*, (58), 34–45.
- [27] Nudelis N., Mayr P., 2022, A novel classification method for pores in laser powder bed fusion, *Metals*, (11), 1912. <https://doi.org/10.3390/met11121912>.
- [28] Wang L., Zhang Y., Chia H.Y., Yan W., 2022, Mechanism of keyhole pore formation in metal additive Manufacturing, *Computational Materials*.
- [29] Xi L., Lu, Gu D., Cao S., Zhang H., Kaban I., Sarac B., Prashanth K.G., Eckert J., 2024, Circumventing Solidification Cracking susceptibility in Al-Cu Alloys Prepared by Laser Powder Bed Fusion, *3D Printing and Additive Manufacturing* 11, 2.
- [30] Gu D. D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R., 2012, Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms, *Int. Mater. Rev.*, 57 (3), 133-164.
- [31] Li R.X., Li R.D., Zhao Y.H., He L.Z., Li C.X., Guan H.R., Hu Z.Q., 2024, Age-hardening behavior of cast Al–Si base alloy, *Mater. Lett.* 58, 2096–2101.
- [32] Rometsch P.A., Zhu Y., Wu X., Huang A., 2022, Review of high-strength aluminium alloys for additive manufacturing by laser powder bed fusion, *Materials & Design* (219), 110779.

- [33] https://www.eos.info/var/assets/01_parts-and-applications/case_studies_applications_parts/_case_studies_pdf/en_cases/cs_m_aerosp ace_ruag_en.pdf.
- [34] https://www.metal-am.com/articles/bmw-group-laying-the-foundations-for-the-application-of-metal-additive-manufacturing-in-the-automotive-industry/?utm_source=chatgpt.com.
- [35] <https://www.confluxtechnology.com/resources/case-studies/compact-cartridge-3d-printed-heat-exchanger/>.
- [36] Manfredi D., Calignano F., Krishnan M., Canali R., Ambrosio E.P., Biamino S., Ugues D., Pavese M., Fino P., Additive Manufacturing of Al Alloys and Aluminium Matrix Composites (AMCs), <http://dx.doi.org/10.5772/58534>.
- [37] Macías J., Elangeswaran C., Zhao L., Buffière Brecht Van Hooreweder J.Y., Simar A., 2021, Fatigue crack nucleation and growth in laser powder bed fusion AlSi10Mg under as built and post-treated conditions, *Materials & Design*, (210), 10084.
- [38] Santos Macías G.J., Douillard T., Zhao L., Maire E., Pyka G. et al.. Influence on microstructure, strength and ductility of build platform temperature during laser powder bed fusion of AlSi10Mg. *Acta Materialia*, 2020, 201, 231-243. [10.1016/j.actamat.2020.10.001](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.10.001). [hal-03154980](https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03154980).
- [39] Stucker I. G. R., 2015, Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping and Direct Digital Manufacturing, New York Heidelberg Dordrecht London.
- [40] Niu G., Wang Y., Zhu L., Ye J., Mao J., 2022, Fluidity of casting Al–Si series alloys for automotive light-weighting: A systematic review, *Mater. Sci. Technol.* 38, 902–911.
- [41] Fiochi J., Biffi C.A., Tuissi A., 2020, Selective laser melting of high-strength primary AlSi9Cu3 alloy: Processability, microstructure, and mechanical properties, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108581>.
- [42] Seidman D.N., Marquis E.A., Dunand D.C., 2022, Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al (Sc) alloys, *Acta Mater.* 50, 4021–4035.
- [43] Li Y.J., Brusethaug S., Olsen A., 2006, Influence of Cu on the mechanical properties and precipitation behavior of AlSi7Mg0.5 alloy during aging treatment, *Scripta Mater.* 54, 99–103.
- [44] Bosio F., 2021, Laser Powder Bed Fusion of AlSi10Mg+4Cu and AlSi10Mg Alloys, *Politecnico di Torino*.
- [45] Martin E A., San Sebastian M. , Gil E., Wang C.Y., Milenkovic S., Perez-Prado M.T., Cepeda-Jimenez C. M., Effect of the heat treatment on the microstructure and hardness evolution of a AlSi10MgCu alloy designed for laser powder bed fusion
- [46] Ding L., Jia Z., Nie J.F., Weng Y., Cao L., Chen H., Wu X., Liu Q., 2018, The structural and compositional evolution of precipitates in Al-Mg-Si-Cu alloy, *Acta Mater.* 145, 437–450.
- [47] Martucci A., Aversa A., Bondioli F., Fino P., Lombardi M., 2022, Synergic strategies to improve the PBF-LB/M processability of a cracking-sensitive alloy, *Materials & Design* 224, 111396
- [48] Martucci A., Bassini E., Lombardi M., 2023, Effect of Cu Content on the PBF-LB/M Processing of the Promising Al-Si-Cu-Mg Composition, *Metals* 13, 1315 in <https://doi.org/10.3390/met13071315>.

- [49] Megahed S., Bühring J., Schleifenbaum J. H., Duffe T., Bach A., Schröder K., 2022, Trattamenti termici per Additive Manufacturing: Effect of Heat Treatment on Ductility and Precipitation Size of Additively Manufactured AlSi10Mg, *Metals* 12, 1311. <https://doi.org/10.3390/met1208131>.
- [50] Ren X., Li X., Wang Y., Wang Z., Ge, C., Wang P., Wang Z., Yang L., Qi W., 2025, Properties of Electrode Induction Melting Gas Atomization- and Vacuum Induction Melting Atomization-Produced Powders and Their As-HIPed Blanks, *Materials*, 18, 710
- [51] Weingarten C. et al., 2015, Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg, *J. Mater. Process. Technol.* 221, 112–120.
- [52] Prima Additive. Catalogo sistemi Prima Additive by Sodick – 05/2025. Brochure tecnica. https://www.primaadditive.com/files/primaadditive/attachments/Prima_Additive_bySodick_Catalogo_05-25-web.pdf.
- [53] Kamenskikh A. A., Muratov K.R., Shlykov E.S., Singh Sidhu S., Mahajan A., Kuznetsova Y.S., Ablyaz T.R., Recent Trends and Developments in the Electrical Discharge Machining Industry: A Review
- [54] <https://www.jeolusa.com/PRODUCTS/Scanning-Electron-Microscopes-SEM/Benchtop/NeoScope-Benchtop-SEM>.
- [55] Yadav P., Rigo O., Arvieu C., Lacoste E., 2021, Microstructural and Mechanical Aspects of AlSi7Mg0.6 Alloy Related to Scanning Strategies in L-PBF, <https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-1178346/v1>
- [56] <https://www.zwickroell.com/it/settori-industriali/metalli/normative-relative-ai-metalli/test-di-trazione-sui-metalli-astm-e8/#c77425>.
- [57] <https://www.zwickroell.com/it/settori-industriali/metalli/normative-relative-ai-metalli/prove-di-trazione-a-temperature-elevate-su-metalli-secondo-astm-e21/>.
- [58] GmbH N., 2024, Laboratorio – Forni e stufe per processi in aria, con gas protettivi o in vuoto. https://nabertherm.com/sites/default/files/2024-04/laboratory_italian.pdf
- [59] Wanga J., Zhuc R., Liu Y., Zhanga L., 2023, Understanding melt pool characteristics in laser powder bed fusion: An overview of single- and multi-track melt pools for process optimization; <https://doi.org/10.1016/j.apmate.2023.100137>
- [60] Suchy J., Pantelejev L., Palousek D., Koutny D., Kaiser J., 2020. Processing of AlSi9Cu3 alloy by selective laser melting, *Powder Metallurgy*, 63:3, 197-211, DOI: 10.1080/00325899.2020.1792675
- [61] Maduit A., Gransac H., Pillot S., Auguste P., 2023, A study of AlSi5Cu3Mg alloy produced by laser powder bed fusion: porosity assessment, microstructure, mechanical properties, <https://doi.org/10.1051/meca/2023008>.
- [62] Gadlegaonkar N., Bansod P.J., Lakshmikanthan A., Bhole K., 2025, Journal of Mines, *Metals and Fuels* 73(1): 87-101; DOI: 10.18311/jmmf/2025/46621.
- [63] Di Egidio G., Martini C., Borjesson J., Ghassemali E., Ceschini L., Morri A., 2023, Influence of Microstructure on Fracture Mechanisms of the Heat-treated AlSi10Mg Alloy Produced by Laser-Based Powder Bed Fusion. *Material* 16,2006. <http://doi.org/10.3390>.
- [64] Chen Z., Liu K., Elgallad E., Breton F., 2020, Differential Scanning Calorimetry Fingerprints of Various Heat-Treatment Tempers of Different Aluminum Alloys *Metals*, 10, 763; doi:10.3390/met10060763

- [65] Sathishkumar A., Soundararajan R., Sivasankaran S., 2022, Effect of Direct Aging on the Microstructure and Mechanical Behavior of AlSi10Mg Alloy: Casting Versus Selective Laser Melting,, <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07315-0>
- [66] Lagalante I., Ghinatti E., Martucci A., 2025, On the role of additive manufacturing, heat treatment and machining on the microstructural evolution and corrosion behaviour of AlSi9Cu3 (Fe) alloy, *Materials Characterization* 224, 115089.
- [67] Y. Liu , Z. Zhao , G. Wang , Effect of Over-Aging Degree on Microstructures, Precipitation Kinetics, and Mechanical Properties of an Ultra-High-Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloy Coatings 2024, 14, 1415. <https://doi.org/10.3390/coatings14111415>
- [68] Fiocchi , J.; Colombo, C.; Vergani, L.M.; Fabrizi, A.; Tuissi, A.; Heat Treatments for Stress Relieving AlSi9Cu3 Alloy Produced by Laser Powder Bed Fusion. *Material* 2021, 14, 4184. <https://doi.org/10.3390/ma14154184>
- [69] R. Almeida Rodrigues, J. Costa, A. Kieling, N. Reis do Nascimento, J. Souza de Oliveira, J. Silva da Cunha, S. Coelho Pinheiro, G. Garcia del Pino, J. Valin Rivera, M. Valin Fernández e e. al., *Effect of Different T6 Heat Treatment Conditions on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-7%Si- 0.35% Mg (A356) Alloy for Use in Motorcycles. Metals*, 15, 692. <https://doi.org/10.3390/met15070692>, 2025.
- [70] Vončina M., Močnik N., Nagode A., Stoić A., Bizjak M., 2017, Dependence Of Mechanical Properties On Cu Content In AlSi9Cu3(Fe) Alloy; *Tehnički vjesnik* 24, Suppl. 1, 229-231.
- [71] Lehmus D., Rahn T., Struss A., Gromzig P., Wischeropp T., Becker H., 2022, High-Temperature Mechanical Properties of Stress-Relieved AlSi10Mg Produced via Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing. *Materials*, 15, 7386. <https://doi.org/10.3390/ma15207386>
- [72] Ceschini L.1, Jarfors A., Morri Al., Morri An., Rotundo F., Seifeddine S., Toschi S., 2014, High temperature tensile behaviour of the A354 aluminum alloy, *Materials Science Forum Vols. 794-796, pp.443-448*.