

POLITECNICO DI TORINO

Corso di laurea magistrale in Ingegneria Aerospaziale

Tesi di Laurea Magistrale

Caratterizzazione di singole tracce di scansione in lega AlSiMg ottenute tramite un processo additivo a deposizione diretta



Relatori:

Prof.ssa Mariangela Lombardi

Dott.ssa Alberta Aversa

Candidato:

Arturo Romiti

Ottobre 2018

Alla mia famiglia

Indice

1	Additive Manufacturing metallico	9
1.1	Laser	10
1.2	Metal Additive Manufacturing Systems	10
1.3	Powder Bed Fusion	12
1.4	Direct Energy Deposition	15
1.4.1	Powder feeding	16
1.4.2	Wire feeding	19
1.4.3	Electron Beam Based Metal Deposition Process	19
1.4.4	Parametri di processo	20
1.4.5	Materiali tipici e microstruttura	20
1.4.6	Benefici ed inconvenienti dei processi DED	22
1.4.7	Applicazioni AM per il settore aerospaziale	23
2	Fenomenologia delle Polveri Metalliche	29
2.1	Assorbimento	29
2.2	Fusione	31
2.3	Effetto Marangoni	33
2.4	Recoil Pressure	35
2.5	Deposition efficiency	38
3	Leghe di Alluminio per AM	41
3.1	Dendrite arm spacing	42
4	Materiali e metodi	45
4.1	Povere	45
4.2	Analisi cristallografica della polvere	46
4.3	Macchina DED	47
4.4	Campioni	49
4.5	Stereo-microscopio	50
4.6	Troncatrici	50
4.7	Inglobatrice	51
4.8	Lappatrice	51
4.9	Microscopio Ottico	51
4.10	Attacco Keller	53
4.10.1	Metodo delle intercette	54
4.11	Micro-durezza	54
5	Risultati	55
5.1	Caratterizzazione On Top	55
5.2	Caratterizzazione Morfologica in Cross-Section	65
5.3	Caratterizzazione Dendritica	84

Introduzione

Nel 2015, lo *European Union Funding for Research and Innovation* ha avviato il *Progetto europeo Borealis*, finanziandolo (quasi interamente) nell'ambito di un programma europeo più vasto, chiamato *Horizon 2020*.

Questo progetto, coordinato in Italia e terminato nel 2017, ha permesso la realizzazione di un macchinario all'avanguardia (Technology Readiness Level 6), in grado di implementare cinque diverse tecnologie additive in un'unica soluzione. La particolare attenzione all'ottimizzazione dei processi di produzione ha permesso di ottenere la macchina meno invasiva a livello ambientale, il cui ingresso sul mercato (come soluzione industriale) si attende nel 2019 [1].

Il consorzio, composto da aziende e centri di ricerca europei, ha risposto alla specifica esigenza di quei settori industriali che risentono di costi di produzione estremamente elevati, a causa del costo dei materiali, della complessità dei componenti da realizzare e dei bassi volumi di produzione. Per questo motivo, la ricerca si è focalizzata sui settori biomedicale, aerospaziale e dell'autoveicolo.

I materiali processati sono: acciaio 316L, lega di titanio Ti-6Al-4V e leghe di alluminio F357 e AlSi10Mg [2].

La seguente tesi riguarda l'analisi di campioni realizzati con polvere di alluminio F357 con un processo *Direct Energy Deposition*.

I processi additivi presentano una fenomenologia molto complessa ed interconnessa, che dipende fortemente dal tipo di deposizione scelto. La corretta selezione dei parametri di lavoro risulta perciò fondamentale e dipende dal processo utilizzato.

Ad esempio, i parametri ottimali per la realizzazione di una singola traccia potrebbero essere inadatti alla creazione di un componente, se la strategia di deposizione (scan pattern) non è scelta correttamente. Come è stato fatto notare da Dai et Shaw, una strategia non ottimizzata potrebbe portare alla generazione di stress residui e deformazioni legate a zone di accumulo di calore [3].

Landers et al. hanno dimostrato che anche l'utilizzo di parametri di processo costanti in un processo DLD, durante la realizzazione di un componente, potrebbe portare alla creazione di stress residui, distorsione termica e frattura [4, 5].

Esempi di diverse strategie di deposizione sono riportati in Figura 1.1. Questi schemi sono classificati come: (a) raster, (b) bi-directional, (c) offset-out, (d) offset-in, (e) fractal [4].

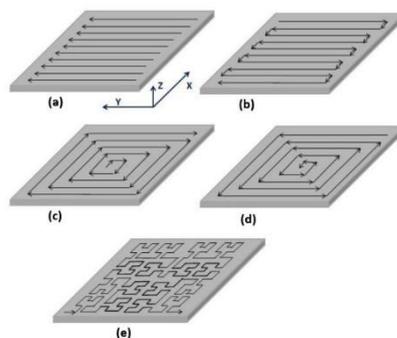


Figura 1.1 Scan Pattern. [4]

Inoltre, come evidenziato da Pinkerton et Li nel caso di laser direct metal deposition, una scelta inaccurata dei parametri di processo può generare porosità e scarsa fusione fra le tracce vicine (powder flow rate troppo elevati o basso calore specifico), vaporizzazione della polvere (eccessiva intensità del laser), oppure scarsa efficienza di cattura (scarsa focalizzazione della polvere o offset della testa di deposizione inappropriato) [6].

Nel caso di Laser Rapid Forming, la scelta dei parametri effettuata da Li et al. è ricaduta sulla creazione di una singola traccia (single clad) variando il punto di iniezione della polvere e la portata dello shielding gas, la potenza del laser ed il diametro dello spot, il powder feeding rate e la scan speed. Tutti questi parametri alterano la geometria finale della traccia rispetto ad altezza e larghezza [7].

Per citare un altro esempio, nel caso di Direct Laser Fabrication, El Cheikh et al. hanno realizzato singole tracce al variare di laser power, scan speed e mass flow rate [8].

Nel caso di Powder Bed Fusion, Aversa et al. hanno optato per l'analisi di singole tracce realizzate al variare di scan speed e laser power, scoprendo che esiste una diretta relazione fra la linear energy density e l'altezza degli scan [9].

Infine, nel caso di processo LENS in cui si richiedeva di validare un algoritmo ad apprendimento adattativo che fosse in grado di valutare l'altezza di deposito, la scelta di Lu et al. è ricaduta sulla realizzazione di singole tracce, al variare di laser power e scan speed [10].

Come si può constatare, i parametri vanno scelti in base al processo utilizzato, ma è pratica consolidata partire dalla realizzazione di singole tracce (single scan track, SST), poiché si riducono al minimo i parametri di lavoro coinvolti.

Per questo motivo, i campioni analizzati in questa tesi sono realizzati come single scan, al variare di laser power, scan speed e powder flow rate.

Capitolo I

1 Additive Manufacturing metallico

Nata come tecnologia di prototipazione rapida, il cui scopo era di produrre un prototipo in tempi ridotti che permettesse ai progettisti di valutare e confrontare diverse soluzioni per migliorare un progetto prima della release finale, ad oggi consente di produrre un componente già quasi pronto all'uso.

Per questo motivo, il termine prototipazione rapida, ad oggi, non descrive più adeguatamente le più recenti applicazioni di questa tecnologia. Il miglioramento della qualità dell'output di queste macchine, unito alla capacità di sfruttare nuovi materiali (tra cui i metalli), ha creato un collegamento diretto con il componente finale. Ciò ha reso necessario il passaggio ad una nuova filosofia di progettazione, detta appunto additiva.

Il principio base è che, partendo da un modello CAD 3D, si può fabbricare direttamente il componente, senza la necessità di fare una pianificazione di tutti quei processi di produzione che sarebbero coinvolti con i processi tradizionali. Il grande vantaggio di questa tecnologia risiede, di fatto, nella semplificazione del processo di produzione di oggetti tridimensionali complessi.

Passando direttamente dal modello CAD alla macchina, spariscono le analisi dettagliate sulla geometria del pezzo, necessarie per stabilire quali utensili siano coinvolti, in quale ordine e con quali limitazioni. Sono richieste solo informazioni dimensionali sul componente e le relative competenze sull'utilizzo della macchina.

Tuttavia, queste informazioni non devono indurre il lettore a credere che il processo additivo non includa un flusso di lavoro rigidamente strutturato; Umaras et Tsuzuki fanno notare che proprio la grande varietà dei file CAD può condizionare enormemente l'accuratezza geometrica finale. I formati di conversione sono infatti spesso standardizzati da normative ISO/ASTM, ognuno con i suoi limiti e vantaggi [11].

La chiave di questo processo è legata al modo in cui viene costruito il componente, ovvero con un approccio layer-based. Ogni strato di materiale è una sottile sezione trasversale del pezzo, derivato dal modello CAD.

Il modo in cui il computer suddivide e processa gli strati, dipende appunto dal formato del file, come anticipato sopra.

Ovviamente, lo spessore dello strato determina l'approssimazione del componente finale, rispetto al modello digitale di partenza. In questo senso, l'inaccuratezza geometrica legata ai processi produttivi additivi è correlata alla deposizione per strati, che inevitabilmente comporta un effetto a gradini sui contorni del compo-

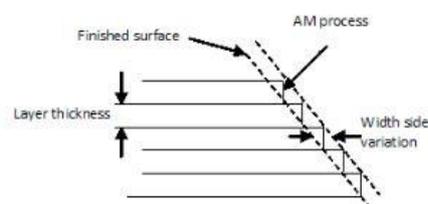


Figura 1.1 Effetto a gradino superficiale, legato alla metodologia di deposizione per strati. [11]

nente, come evidenziato in Figura 1.1. Perciò, si deve prevedere già in fase di design una piccola riduzione dimensionale dovuta ai processi di finitura superficiali, quasi sempre necessari [11].

Gibson et al. sottolineano che, anche se l'approccio usato è sempre layer-based, le macchine commercializzate differiscono fra loro per i materiali utilizzati, per il modo in cui vengono creati gli strati e per il modo in cui gli

strati sono collegati fra loro. A causa di ciò, varieranno l'accuratezza finale, le proprietà del materiale e le proprietà meccaniche del componente finale. Varieranno altresì la velocità di creazione ed il post-processing sul componente, oltre alla dimensione ed al costo di macchine e processo [12].

1.1 Laser

Fra i primi sistemi legati alla tecnologia additiva figurano quelli basati su tecnologia laser; questo perché permette di ottenere un fascio di energia ad alta intensità ed altamente focalizzato, che può essere rapidamente spostato attraverso specchi direzionali in modo controllato.

Dato che la tecnologia additiva richiede che strati di materiale vengano fatti solidificare tra loro in modo molto selettivo, i laser risultano ottimi candidati per questa applicazione. Ovviamente, l'elevata densità di energia fornita dal laser non è di per sé sufficiente a garantire il successo del processo; la lunghezza d'onda tipica di un particolare laser può non essere compatibile con lo spettro di assorbimento del materiale che si vuole processare (Figura 1.2).

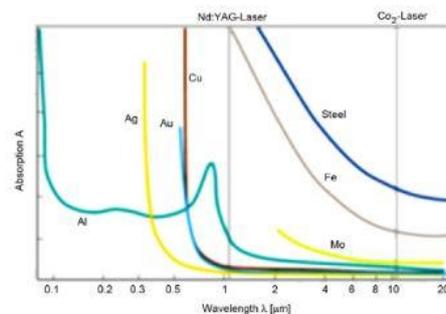


Figura 1.2 Assorbimento della radiazione elettromagnetica per diverse lunghezze d'onda, da parte di metalli puri. [51]

In particolare, nei processi che coinvolgono l'utilizzo di polvere metallica, il fine è di fondere la polvere in modo controllato fornendo la giusta quantità di calore tale da portare la polvere a fusione ed alla rapida solidificazione contestualmente all'allontanamento del fascio laser.

Le prime macchine AM utilizzavano tube lasers, mentre quelle più recenti utilizzano laser con solid-state technology con benefici in termini di efficienza, durata ed affidabilità [12].

1.2 Metal Additive Manufacturing Systems

Nell'ambito dei processi additivi metallici, diversi sono i tipi di interazione tra fonte di energia e materiale, come mostrato da uno schema della Sciaky, Inc. [13], in Figura 1.3.

Uno dei processi più comuni consiste nella parziale o completa fusione selettiva di polvere metallica distribuita per strati dell'ordine di 20-100 μm [14]. Questi processi sono definiti a letto di polvere (Powder Bed Fusion, PBF) e le differenze fra le macchine appartenenti a questa categoria riguardano l'utilizzo di tecnologie proprietarie e di diverse fonti di energia. Ad esempio, l'azienda svedese Arcam porta a fusione la polvere per mezzo di un fascio elettronico (Electron Beam Melting, EBM), mentre le altre aziende utilizzano una tecnologia laser (Selective Laser Melting, SLM), Direct Metal Laser Sintering (DMLS) o Laser Powder Bed Fusion (LPBF).

Al contrario, ci sono tecnologie che consentono di iniettare la polvere solo in un punto localizzato; questo è il caso dei sistemi Direct Energy Deposition (DED). Anche in questo caso la fonte di energia funge da discriminante per le diverse strategie di deposizione, ma gli scopi e le applicazioni sono il principale filtro per distinguerle. Ad esempio, la tecnologia sviluppata da Sciaky, Inc. è legata all'utilizzo di un fascio elettronico e di un'alimentazione a filo, con incredibili applicazioni nel campo spaziale. Al contrario, la tecnologia CLAD è sovente usata per la creazione di componenti in parete sottile. Nella categoria dei processi DED rientrano anche altri processi, tra i quali Direct Metal Deposition (DMD), Direct Laser Deposition (DLD) e Laser Engineered Net Shaping (LENS).

Come si può constatare ogni processo ha il suo campo di applicazione privilegiato, con le relative limitazioni.

La maggior parte dei sistemi a polvere metallica fa uso di piattaforme base o substrati su cui costruire il componente, che vanno poi rimossi con lavorazioni successive. Ciò si rende necessario a causa degli elevati gradienti termici presenti tra il materiale temporaneamente fuso e ciò che sta intorno, risultante in elevati stress residui. Se il materiale non fosse rigidamente connesso ad una piattaforma, ci sarebbe la tendenza del componente a deformarsi al raffreddamento, con la conseguente impossibilità a distribuire uniformemente i successivi strati di polvere. Inoltre, le elevate temperature raggiunte durante la fusione della polvere metallica rendono necessario l'isolamento, la schermatura termica, il controllo dell'atmosfera e della temperatura interne.

La rugosità superficiale è un altro parametro fortemente condizionato dal tipo di processo utilizzato e varia da poche decine a poche centinaia di micron. Tuttavia, nel caso in cui questa finitura non fosse sufficiente si ricorre solitamente allo shot peening, alla rettifica o altre lavorazioni superficiali [12].

La densità dei componenti che si riesce ad ottenere è elevata, nell'ordine del 99%, anche se è possibile assistere a porosità residua scatenata da diversi fattori.

La capacità di ottenere componenti metallici alto-prestazionali con microstruttura e proprietà meccaniche controllabili, differisce tra i vari processi.

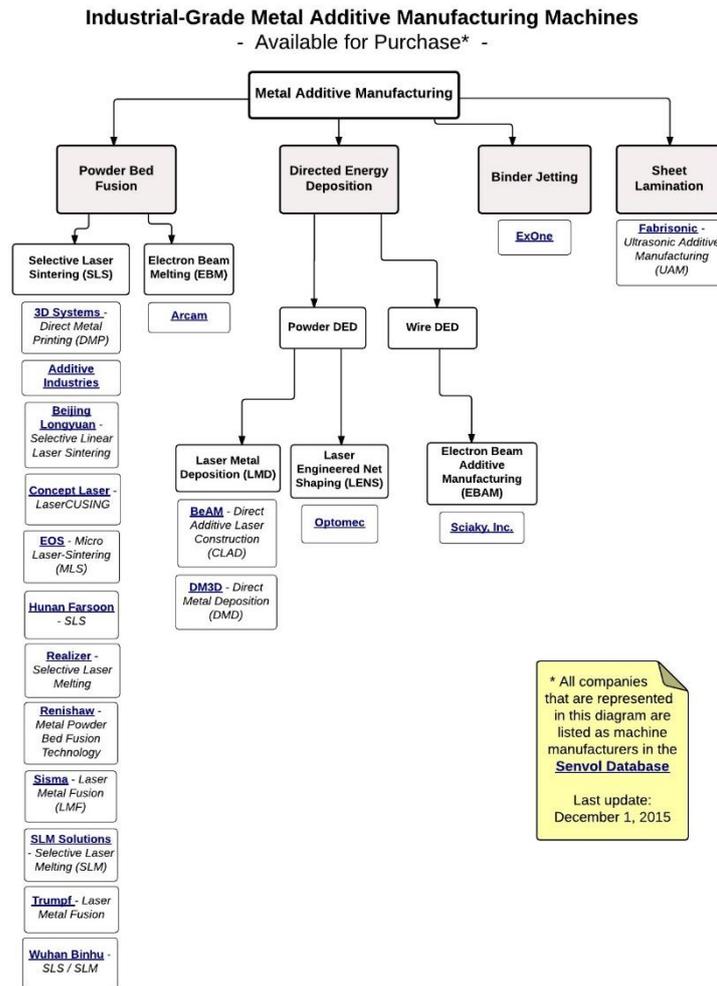


Figura 1.3 Classificazione dei processi laser AM, basata sui diversi meccanismi di interazione tra fonte di energia e materiale. [13]

La strategia di deposizione, il rateo di deposizione e le condizioni di processo condizionano le proprietà meccaniche e microstrutturali del componente finale, oltre che l'accuratezza geometrica e la finitura superficiale [15].

1.3 Powder Bed Fusion

Questi processi hanno avuto un rapido sviluppo, nell'ambito dell'AM.

SLS. Il Selective Laser Sintering (SLS) in particolare, la cui schematizzazione è riportata in Figura 1.4, fu il primo tra i processi PBF ad essere commercializzato.

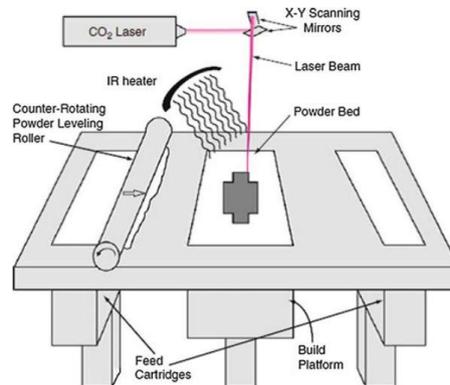


Figura 1.4 Schematizzazione del processo SLS. [12]

Gli altri sistemi PBF modificano l'approccio base in uno o più modi per migliorare la produttività della macchina, consentire l'utilizzo di nuovi materiali e scavalcare caratteristiche brevettate.

Tutti questi processi PBF condividono alcune caratteristiche base, tra cui la fonte termica necessaria ad indurre la fusione della polvere ed un metodo per controllarla in una regione prescritta e meccanismi per rendere più graduale il passaggio tra gli strati.

Si utilizzano diversi tipi di laser, tra cui: CO₂, Nd:YAG, fiber laser e disc laser; la scelta del laser ha grande influenza sul consolidamento delle polveri, dato che l'assorbimento del laser da parte dei materiali dipende fortemente dalla lunghezza d'onda utilizzata mentre il meccanismo di fusione della polvere dipende dalla densità di energia fornita. [15]

Queste macchine hanno conosciuto un'ampia diffusione in tutto il mondo e sono largamente utilizzate; i primi modelli utilizzavano un point-wise method, ma quelle moderne possono fondere in modo continuo un'intera linea alla volta (layer-wise method) [12].

I sistemi PBF si usano per la produzione diretta di componenti pronti all'uso, dato che le proprietà dei materiali sono comparabili con quelle legate ad altri processi.

Dalla Figura 1.4 si vede come il fascio laser stia fondendo un sottile strato di polvere (con uno spessore del singolo strato dell'ordine di 20-100 μm [14] o 0.075-0.1 mm [12]), distribuito sulla build platform, grazie al counter-rotating roller.

Il processo di produzione inizia all'interno di una camera chiusa, in atmosfera protetta; la camera è infatti riempita di azoto gassoso al fine di minimizzare l'ossidazione e la degradazione della polvere. La polvere viene mantenuta ad una temperatura elevata, per minimizzare la potenza necessaria al laser per portarla a fusione e per ridurre i gradienti termici e quindi gli stress residui e le deformazioni del componente. A tale scopo, degli heaters ad infrarossi sono collocati sopra la build platform e sopra i feed cartridge; in alcuni casi la stessa build platform presenta degli heater resistivi.

Terminate la deposizione ed il preriscaldamento della polvere, il laser viene direzionato sul letto di polvere e mosso da galvanometri, gestiti da un sistema di controllo computerizzato. Si forma così la fetta di materiale in cross-section. La polvere non utilizzata farà da supporto allo strato successivo. Al termine dello strato, la build platform si abbassa dello spessore di uno strato ed il procedimento si ripete.

Una larga varietà di metalli è stata utilizzata con questo processo. In generale, qualsiasi metallo che sia saldabile è considerato un buon candidato per i processi a letto di polvere. Molti tipi di acciaio, titanio e le sue leghe, leghe a base nichel, alcune leghe d'alluminio e cobalto-cromo sono già stati utilizzati e sono disponibili commercialmente. In alcuni casi si processano anche oro e argento.

Volgendo lo sguardo al futuro, con lo sviluppo di nuove tecnologie tra cui quella EBM (Electron Beam Melting), si assisterà all'aumento dei materiali processabili ed allo sviluppo di nuove leghe appositamente studiate per la PBF [12].

LM. Data la richiesta di produrre componenti pienamente densi, con proprietà meccaniche comparabili a quelle dei processi tradizionali, e al fine di evitare cicli di post processo costosi in termini di tempo, è stato sviluppato un processo alternativo al LS, il Laser Melting (LM).

A differenza del processo LS, il processo LM porta la polvere metallica a fusione completa. Le condizioni che hanno consentito lo sviluppo di questa tecnologia sono legate a potenze laser superiori, dimensioni dello spot ridotte, spessori di strato ridotti. Questi hanno permesso un rapido miglioramento delle proprietà microstrutturali e meccaniche, simile a quello avuto negli anni precedenti con il LS.

Il processo LM, quindi, mostra una migliore adattabilità alla produzione di componenti densi (fino al 99.9%) senza post processi (post infiltration, sintering e Hot Isostatic Pressing).

Inoltre, il processo LM si presta bene all'utilizzo con metalli puri non ferrosi (titanio, alluminio, rame), al contrario del LS. I primi tentativi di processare metalli puri con il LS furono infruttuosi, a causa della viscosità molto elevata e dei fenomeni successivi di balling legati alla formazione limitata di liquido, problema risolto con il LM.

Tuttavia, i processi LM richiedono un livello di energia elevato, ottenibile con una ottimizzazione del fascio, potenze laser superiori e spessori inferiori; tutto ciò, però, si traduce in tempi di costruzione più elevati e in un rischio significativo per l'instabilità della pozza fusa.

Durante la trasformazione liquido/solido, i componenti sperimentano un alto grado di restringimento, accumulando stress residui tali da portare, durante il raffreddamento, alla distorsione ed alla delaminazione del componente finale. Inoltre, l'instabilità del fuso può portare ad una sferoidizzazione del melt pool (balling effect) e conseguente porosità interna.

Quindi, bisognerebbe porre attenzione sui parametri di deposizione della polvere e del laser allo scopo di evitare il surriscaldamento del sistema, attraverso un appropriato campo di temperatura.

Il processo LM ha conosciuto notevole sviluppo a partire dal 2000; d'altra parte, risultati notevoli con il processo LMD sono stati ottenuti già a partire dagli anni novanta. Difatti, nel 1993, si riuscì a produrre un componente pienamente denso con processo DMD in alluminio 1100, con proprietà paragonabili ai processi di forgiatura. Per avere, invece, componenti di geometria complessa in alluminio con standard industriali, realizzati con LM, è stato necessario attendere il 2008 (Fraunhofer ILT) [15].

Criticità dei processi PBF. Nel caso di sistemi a letto di polvere metallica si rende necessario l'utilizzo di supporti; tuttavia, questa tecnologia resta il modo più semplice per costruire un componente. Questi processi generano un grande quantitativo di polvere inutilizzata ad ogni utilizzo, soggetta ad una particolare storia termica. La storia termica può intaccare le proprietà della polvere stessa e quindi si rende necessaria una strategia di riciclaggio affidabile e basata su metodi ben collaudati; in tal modo si garantisce il rispetto degli standard qualitativi della polvere e la relativa qualità del componente successivo.

Bisogna anche considerare come la polvere si comporta all'interno della macchina. Alcune macchine hanno delle camere di alimentazione della polvere ai due lati della piattaforma di costruzione; la polvere in fondo risulta più densa di quella in cima, in quanto soggetta al peso della colonna di polvere soprastante. Ciò si traduce in una modifica della quantità di materiale depositata per ogni strato e della qualità del componente finale. In caso di componenti particolarmente alti, dunque, risulta opportuno compattare la polvere prima di avviare la macchina e variare i parametri della macchina durante la crescita del componente [12].

Infine, completata la produzione del componente, è necessario rispettare un periodo di raffreddamento uniforme all'interno della macchina prima che questo possa essere esposto alle condizioni ambientali, onde evitare la degradazione del materiale e la deformazione del componente. Solo dopo questo periodo di attesa il componente può essere rimosso dal letto di polvere e passare alle lavorazioni successive.

1.4 Direct Energy Deposition

I processi Direct Energy Deposition (DED) consentono la creazione di componenti per fusione di materiale iniettato direttamente nel melt pool; nonostante questo approccio base consenta l'utilizzo di una grande varietà di materiali (polimeri, metalli e ceramici), il suo uso prevalente è legato alle polveri metalliche. Per questo motivo, ci si riferirà a questa tecnologia chiamandola Metal Deposition (MD).

In particolare, tra i primi materiali metallici utilizzati con successo con un particolare processo additivo DED, il cui nome è marchio registrato Laser Engineered Net Shaping (LENS), vi furono l'acciaio 316 e la lega Inconel 625. La documentazione risale al 1996 e riguarda un report dei Sandia Laboratories, in cui Griffith et al. affermano come sia stato possibile produrre componenti direttamente da modelli CAD, con proprietà dei materiali comparabili ai processi di forgiatura [16].

Si riporta in Figura 1.5 una schematizzazione del generico processo DED.

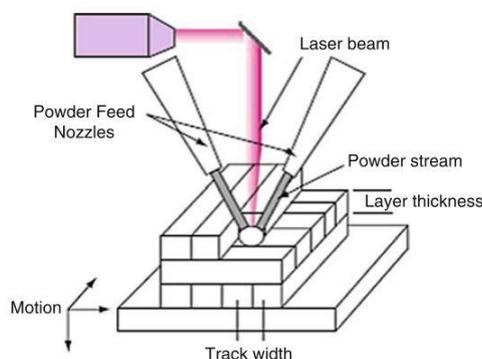


Figura 1.5 Schematizzazione del processo DED. [12]

Questa tecnologia ha un funzionamento simile al laser cladding e alle macchine per saldatura al plasma; tuttavia l'impostazione del processo è diversa. Per i processi DED si parte da un modello CAD per la creazione del componente, mentre per riparazioni, giunzioni o applicazione di coating non è solitamente utilizzato.

La sovrapposizione in overlap di diverse tracce consente la formazione dello strato. Tipicamente si utilizza un overlap del 25% della larghezza di traccia; ciò significa che parte della traccia precedente verrà fusa nuovamente per saldarla alla nuova traccia adiacente. Gli spessori tipici del layer sono di 0.25-0.5 mm. Al completamento dello strato, la distanza tra la testa di deposizione ed il substrato aumenta dello spessore di un layer [12].

Nel caso specifico di macchine DED che utilizzano laser e alimentazione a polvere, ci si riferisce abitualmente con il termine Laser Engineered Net Shaping (LENS), Direct Metal Deposition (DMD), Laser-Based Metal Deposition (LBMD) e Laser Metal Deposition (LMD), per citarne alcuni. Pur mantenendo lo stesso approccio di base, queste tecnologie differiscono per potenza, tipo e dimensione dello spot laser, per metodo di fornitura di polvere e carrier gas, per lo schema di controllo del feedback e del movimento della testa. In generale però, condividono la rapida solidificazione della traccia investita dal melt pool, con conseguente microstruttura molto fine.

La microstruttura dipende anche dalla particolare posizione che si vuole analizzare, variando tra strati diversi e all'interno del medesimo strato. Infatti, a seconda della configurazione dei parametri di processo, è possibile fondere più o meno profondamente il substrato o il layer precedente, creando microstrutture diverse.

Nel caso particolare della Laser-Based Powder Deposition (LBPD), che ben rappresenta i sistemi DED, è presente una testa di deposizione che racchiude l'ottica laser, l'ugello per la polvere, i condotti per il gas inerte

e dei sensori (in alcuni casi). Il substrato può ad esempio essere una piattaforma piana o un componente su cui aggiungere nuovo materiale. Il movimento relativo tra testa e piattaforma può avvenire agendo su uno o entrambi, in base alla necessità. Tipicamente si hanno sistemi a 3 assi con deposizione verticale, ma sono presenti anche sistemi a 4 o 5 assi con deposizione non verticale. Ciò è possibile perché l'energia cinetica della polvere è tale da rendere trascurabile l'effetto della gravità. Spesso è possibile trovare delle teste di deposizione da integrare direttamente sulle macchine da fresatura a controllo numerico; in tal modo si integrano in una sola macchina tecnologie additiva e sottrattiva, ottimizzando le operazioni di revisione e riparazione.

Un esempio in tal senso di questa tecnologia additiva ibrida (Hybrid manufacturing) è, ad oggi, quella correntemente utilizzata per la riparazione di componenti aerospaziali (Figura 1.6), come nel caso riportato da Sames et al. di palette di compressore o altri componenti complessi [17].



Figura 1.6 Riparazione di una palette di turbina con un sistema ibrido DED+CNC. [17]

Può capitare, in alcuni casi, che la polvere fonda prima di entrare in contatto col substrato; questa è, però, una condizione atipica e normalmente i parametri sono ottimizzati per una fusione al contatto con il melt pool.

La combinazione di un melt pool di dimensioni ridotte (diametro tipico di 0.25-1 mm e profondità di 0.1-0.5 mm) e di elevate velocità trasversali, consente velocità di raffreddamento molto elevate (tipicamente 10^3 – 10^5 °C/s). A seconda del materiale utilizzato è perciò possibile ottenere microstrutture uniche e di non equilibrio, impossibili da realizzare con le tecnologie tradizionali [12].

Va però precisato che nel caso di bassi ratei di raffreddamento, come ad esempio con fasci a potenza maggiore e velocità trasversali inferiori, le caratteristiche microstrutturali somigliano molto più a quelle ottenute con i tradizionali processi di colata. Un caso tipico è quello di componenti ottenuti con tecnologia EBM.

1.4.1 Powder feeding

L'alimentazione a polvere è il sistema più versatile di utilizzo del materiale e la maggior parte dei materiali metallici e ceramici sono disponibili in questa forma. Non tutta la polvere emessa viene catturata dal melt pool, perciò si riutilizza la polvere in eccesso, a meno che non presenti una morfologia indesiderata o una composizione chimica alterata.

Il flusso di polvere consente alla dimensione del melt pool di cambiare dinamicamente. I processi DED che usano questo tipo di alimentazione consentono l'overlap senza produrre rigonfiamenti o sovradepositi, come invece succede con i processi extrusion-based. Questo rende i processi DED geometricamente flessibili.

La densità di energia del fascio deve essere al di sopra di un valore critico per poter formare il melt pool sul substrato. Quando un laser viene focalizzato su uno spot ridotto, ci sono una regione al di sopra ed una al di sotto del piano focale dove l'energia del laser è sufficientemente elevata da formare un melt pool. In Figura 1.7 se ne riporta una schematizzazione.

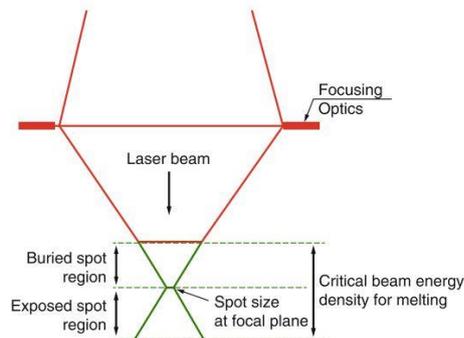


Figura 1.7 Illustrazione schematica dell'ottica laser e della densità di energia per DED. [12]

Se la superficie del substrato è troppo distante dal piano focale, non si formerà il melt pool. All'interno di questa area con densità di energia sufficiente a generare il melt pool, la sua altezza e il suo volume dipenderanno dal posizionamento rispetto al piano focale, dallo scan rate, dal laser power, dal powder flow rate e dalla morfologia della superficie.

Per esempio, il primo strato viene creato facendo passare il piano focale al di sotto della superficie del substrato, che quindi si trova nella buried spot region. In questo modo, la superficie del substrato riceve sufficiente densità di energia per creare il melt pool, ma la tra il piano e gli ugelli non è sufficiente per creare lo spessore di strato richiesto. Quindi, solo dopo un sufficiente numero di strati si riuscirà a raggiungere lo spessore di strato stazionario desiderato.

Se i parametri di scansione e del laser non sono in grado di produrre uno spessore di strato che sia almeno di dz-offset, gli strati successivi diventeranno sempre più sottili, fino al punto in cui non si avrà più deposito perché non si riuscirà a creare più il melt pool (banalmente si finisce fuori fuoco).

Quando il primo layer viene formato, il substrato viene fuso e diventa parte del melt pool. Il primo strato sarà dunque una miscela tra substrato e materiale in polvere. Il quantitativo di materiale apportato dal substrato dipenderà dai parametri di processo e dalla collocazione relativa di piano focale e superficie del substrato.

Se tuttavia si vuole ridurre questo fenomeno, ad esempio per ridurre la formazione di un intermetallico (tra polvere e substrato), conviene ridurre la distanza tra piano focale e superficie di substrato, ponendo possibilmente il piano focale proprio sulla superficie del substrato o poco al di sopra. In questo modo il melt pool sarà formato prevalentemente dal materiale depositato.

Riassumendo, i primi strati potrebbero essere più o meno spessi del valore voluto, a causa dei fenomeni sopra descritti; gli strati successivi convergeranno poi allo spessore richiesto, sempre che i parametri impostati siano corretti. In questo modo, i processi DED riescono ad ovviare ai problemi topologici superficiali, smorzando le irregolarità superficiali.

In un caso applicativo generico, gli strati sono solitamente formati variando l'orientamento delle tracce tra uno strato ed un altro. Solitamente si usano angoli multipli di 30° , 45° e 90° , ma l'orientamento può eventualmente essere casuale. Il vantaggio di questa pratica è legato alla limitazione di direzioni preferenziali di crescita dei grani, che renderebbero il materiale anisotropo e sede di stress residui.

In questo senso, l'alimentazione a polvere consente maggiore versatilità rispetto all'alimentazione a filo; consente, infatti, un livellamento dinamico dello spessore di deposito, che va a posarsi molto più nelle gole che sulle creste (la dimensione del melt pool cambia dinamicamente).

Affinché la polvere possa, però, raggiungere la testa di deposizione, si rende necessario un salto di pressione; questa viene fatta scorrere insufflando un gas o per mezzo di vibrazioni agli ultrasuoni e poi veicolata dal carrier gas. La polvere è poi direzionata nella zona di interazione fra substrato e laser attraverso alimentazione coassiale, a singolo ugello o a 4 ugelli, come illustrato in Figura 1.8.

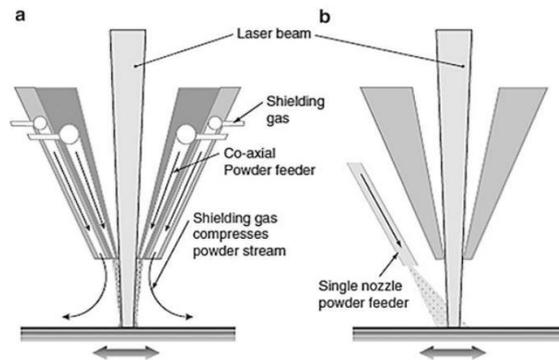


Figura 1.8 Illustrazione di diverse configurazioni per powder nozzle: (a) coaxial powder feeding, (b) single nozzle feeding. [12]

L'alimentazione coassiale prevede l'emissione toroidale di polvere attorno al fascio laser, con l'utilizzo aggiuntivo di uno shielding gas. Questa tecnica consente di ottenere efficienze di cattura della polvere superiori. Inoltre, lo shielding gas protegge il melt pool dall'ossidazione (nel caso in cui il processo venga effettuato in presenza di aria o in quantità sufficienti di ossigeno). Gli shielding gas solitamente utilizzati sono argon, azoto o elio [18].

Questi gas comportano anche tempi di raffreddamento differenti, come riportato da Haag et al. nel caso di un laser CO₂ utilizzato con diverse atmosfere e riportato in Figura 1.9 [19].

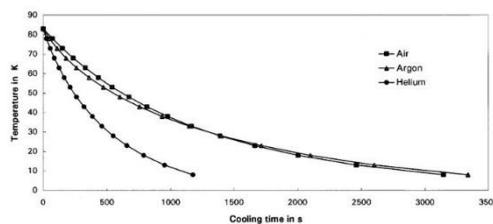


Figura 1.9 Curve di raffreddamento per differenti atmosfere. [19]

In tal senso, il problema dell'ossidazione costituisce un ostacolo non indifferente alla realizzazione dei componenti, in quanto la bagnabilità del metallo e la corretta fusione di tracce adiacenti dipenderà dalla presenza di questi film di ossido. Il fenomeno risulta particolarmente rilevante nel caso dell'alluminio, come documentato da Louvis et al. [20].

L'alimentazione a singolo ugello punta invece sulla semplicità dell'apparecchiatura, costi ridotti ed efficienza di cattura della polvere superiore al caso con 4 ugelli. In più, consente la deposizione in punti difficili da raggiungere, come all'interno di piccoli tubi. D'altro canto, la geometria del melt pool è condizionata dalla direzione relativa tra scorrimento e orientamento dell'ugello.

In tal senso, numerosi studi sono stati fatti per confrontare due diverse metodologie di deposizione (coassiale e a singolo ugello fuori asse), valutando ad esempio l'angolazione dell'ugello o la distanza di offset. Ovviamente i parametri di processo devono essere ottimizzati in modo specifico per i diversi casi, ma le differenze in termini di efficienza di cattura sono evidenti. Come dimostrato da Dias Da Silva et al., la configurazione ad un ugello off-axis consente efficienze di cattura inferiori rispetto al caso coassiale, al variare della distanza di offset, e vincoli stringenti sulla direzione di deposizione, limitanti nella scelta delle strategie di deposizione [21].

Infine, l'alimentazione a 4 ugelli (trattata in questa tesi) prevede l'utilizzo di 4 ugelli egualmente spazati di 90° attorno al melt pool. Il principale vantaggio è la maggiore consistenza del flusso di polvere, soprattutto quando si costruisce in altezza un componente con geometria complessa e con alternanza di zone spesse e zone sottili [12].

1.4.2 Wire feeding

Nel caso di alimentazione a filo, il volume di deposito è coincidente col volume del filo apportato; si ha cioè quasi il 100% di efficienza di deposito. In alcuni casi un piccolo quantitativo di materiale può schizzare via dal melt pool.

Questo sistema è il più efficace per geometrie semplici, a blocchi con poche transizioni tra strati sottili e spessi e per il rivestimento (coating) di superfici.

Quando invece si desidera produrre componenti grandi, complessi e totalmente densi, bisogna controllare e ottimizzare i parametri di processo legati alla geometria, tra cui la larghezza di hatch, lo spessore di strato, il diametro del filo e la velocità di scorrimento del filo.

Come per i processi extrusion-based, per grandi depositi si deve ottenere un giusto compromesso tra porosità interne e accuratezza geometrica. In alternativa è possibile abbinare questo processo additivo ad uno sottrattivo di fresatura in una macchina a controllo numerico. In questo modo si ottimizza il processo per renderlo pore-free, sacrificando l'accuratezza dimensionale. In generale, si preferisce puntare proprio su componenti pore-free; per questo motivo risulta fondamentale la scelta del sistema di alimentazione, valutando i requisiti più stringenti ed i relativi vantaggi [12].

1.4.3 Electron Beam Based Metal Deposition Process

Il processo Electron Beam Freeform Fabrication (EBF) fu sviluppato dalla NASA per ovviare ad alcune problematiche legate all'utilizzo della tecnologia additiva nello spazio.

Per poter produrre componenti strutturali aerospaziali in ambiente spaziale, la soluzione con fascio elettronico abbinata all'alimentazione a filo risulta la migliore possibile. Questo abbinamento consente sia elevati ratei di deposizione con elevati flussi di corrente, sia ratei ridotti, con flussi inferiori. Tuttavia, le principali motivazioni sono legate alla migliore efficienza di conversione dell'energia elettrica del fascio elettronico rispetto al laser (in un ambiente in cui le risorse energetiche sono scarse) ed alla difficoltà di gestione di un sistema a polvere in un ambiente con microgravità. In aggiunta, il fascio elettronico funziona nel vuoto, a differenza del laser che richiede invece un gas inerte.

Le macchine prodotte sono rapide nel produrre componenti massivi e di grandi dimensioni e risultano particolarmente efficaci per lo sviluppo di elementi rib-on-plate (piastre irrigidite). Per ovviare alle problematiche legate all'utilizzo del filo, questi sistemi presentano solitamente anche la tecnologia sottrattiva che rifinisce la forma del deposito [12].

Sebbene questa tipologia di macchine a filo sia stata in grado di risolvere le problematiche legate all'utilizzo in ambiente spaziale, la finitura superficiale ottenibile con le macchine EBF risulta molto inferiore a quella ottenibile con processi laser equivalenti. In alcuni casi, la rugosità superficiale risulta addirittura doppia rispetto al componente equivalente prodotto con il processo laser, con ovvie ricadute sullo sviluppo di cricche a fatica [22].

1.4.4 Parametri di processo

La maggior parte delle macchine per AM presenta già parametri ottimizzati per i materiali venduti dalle stesse aziende. Tuttavia, essendo i processi DED flessibili, è necessario sapere come ottimizzare i parametri. Questi dipendono dal materiale, dall'applicazione e dalla geometria.

I principali sono: track scan spacing, powder feed rate, beam traverse speed, beam power e beam spot size.

Il powder feed rate, il beam power e la traverse speed sono intercorrelati; ad esempio, in alcuni casi un aumento del feed rate ha lo stesso effetto di una riduzione del beam power. L'aumento del beam power, del feed rate e la riduzione della traverse speed producono tutti un aumento dello spessore del deposito. Da un punto di vista energetico l'aumento della scan speed equivale ad una riduzione della densità di energia, visto il minor tempo di giacenza; ciò si traduce in un melt pool più piccolo e in un raffreddamento più rapido.

Di grande importanza sono anche gli scan pattern. Ricordando il discorso precedentemente fatto sul diverso orientamento delle tracce fra i diversi strati, un pattern ottimizzato permette di ridurre gli stress residui.

La spaziatura tra le tracce va effettuata con un certo overlap, come in Figura 1.10, e lo spessore dello strato richiesto deve essere inferiore all'altezza del melt pool, al fine di ottenere un componente totalmente denso.

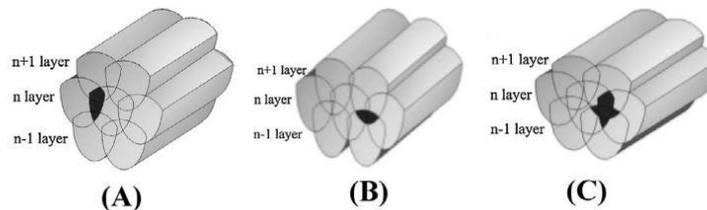


Figura 1.10 Diverse strategie di overlap: (a) intra-layer overlapping regime, (b) inter-layer overlapping regime, (c) mixed overlapping regime. [52]

Esistono dispositivi che consentono di monitorare il melt pool e valutare l'altezza del deposito in tempo reale; questi sono particolarmente utili perché, attraverso meccanismi di feedback, consentono la ripetibilità del processo. È infatti possibile utilizzare le dimensioni, la forma o la temperatura del melt pool come parametro di controllo. Per controllare lo spessore di deposito è inoltre possibile monitorare dinamicamente la travel speed. Infine, per controllare la velocità di solidificazione, si può agire dinamicamente sul laser power [12].

In questo senso, numerosi studi sono stati compiuti su sistemi di controllo ad anello chiuso che fossero in grado di modificare i parametri di processo in modo dinamico durante la produzione. Come evidenziato da Griffith et al., l'utilizzo di sensori non invasivi per la cattura di immagini termiche risulta particolarmente utile per valutare la temperatura ed i gradienti termici. L'implementazione di queste informazioni in un sistema di controllo consente di gestire dinamicamente la storia termica del materiale e quindi, ad esempio, la microstruttura, gli stress residui, la durezza. In tal modo si garantisce la riproducibilità dei componenti [23].

1.4.5 Materiali tipici e microstruttura

Inizialmente, i materiali utilizzati con la tecnologia additiva erano scelti tra quelli già disponibili commercialmente per i processi di colata (AlSi10Mg, Ti6Al4V, 316L), non ottimizzati per una tecnologia così peculiare come quella additiva. Ad oggi, però, sono disponibili materiali studiati appositamente per i fenomeni fisici legati a questa tecnologia e, come diretta conseguenza, i componenti di oggi risultano più accurati, resistenti e

duraturi. Lo sviluppo di questi nuovi materiali in grado di trarre vantaggio dalla solidificazione rapida a seguito del passaggio del laser, ha consentito l'utilizzo in contesti termicamente stressanti, la creazione di componenti di dimensioni ridotte e l'aumento della produttività [12].

Tra i materiali particolarmente apprezzati, meritano particolare attenzione le leghe Al-Si; la buona fluidità fornita dal silicio, unita ad una struttura eutettica e ad un range di solidificazione stretto, rendono queste leghe esenti dal fenomeno del liquation cracking, critico per altre leghe d'alluminio con range di solidificazione più ampi, come nel caso delle leghe Al 2000 e 7000 o della lega Al 6061, molto apprezzata in campo aeronautico e marino, ma problematica per via della sua composizione non eutettica e del range di solidificazione troppo ampio [24].

Per citare un altro esempio, Airbus ha sviluppato una lega di seconda generazione Alluminio-Magnesio-Scandio, chiamata ScalmalloyRP. Questa lega, nata per i processi PBF, ha dimostrato proprietà meccaniche doppie rispetto alle leghe d'alluminio commercialmente disponibili, con migliore comportamento a corrosione e fatica [12][25].

Molti fornitori offrono una varietà di leghe di titanio da usare nelle loro macchine PBF come ad esempio la lega Ti-6Al-4V ELI (Extra Low Interstitials), che presenta limiti più stringenti sulla presenza di ferro ed elementi interstiziali quali carbonio ed ossigeno. Questa variante ha migliore resistenza alla corrosione e migliori proprietà meccaniche, soprattutto a temperature criogeniche. Grazie a queste proprietà, è diventata un ottimo materiale per il settore biomedicale (ottima biocompatibilità), oltre che per quello aerospaziale (per la realizzazione di serbatoi, data la resistenza all'infragilimento da idrogeno).

In generale, è possibile processare polveri o miscele di polveri che siano stabili nel melt pool; metalli ad alta riflettività e con elevata conducibilità termica sono difficili da processare, come ad esempio l'oro e alcune leghe di rame o alluminio. Negli altri casi, a meno di una lavorazione con atmosfera impropria (che potrebbe portare alla formazione di ossidi con difficoltà nella formazione dei legami tra particelle), non sono presenti particolari problemi, soprattutto quando questi materiali presentano buona saldabilità.

Nel caso di alimentazione a polvere, la distribuzione granulometrica spazia in un range che va da 20 a 150 μm ; in particolare, la distribuzione granulometrica deve essere attentamente studiata per garantire buona fluidità, buon comportamento nel melt pool ed un buon livello di trasmissività del laser al substrato. Se la trasmissione del laser al substrato risulta troppo bassa, non si avrà una fusione adeguata del substrato; inoltre, la polvere potrebbe assorbire eccessivamente il laser, portando ad una prematura fusione, prima di entrare in contatto con il substrato. A tale scopo, come riportato da Wolf et Booth, è stato dimostrato che la migliore distribuzione granulometrica presenta particelle di dimensioni nel range di 40-90 μm e che bassi powder feed rate sono da preferire. Infatti, tale distribuzione granulometrica consente di mantenere la trasmissione del laser al substrato circa costante, compensando eventuali fluttuazioni nel powder feed rate [26].

In generale, si possono creare infinite miscele di polveri elementari per creare nuove leghe o usarne di già pronte, oppure si possono costruire componenti con materiali eterogenei sfruttando più ugelli di deposizione ognuno dei quali rifornito con un materiale diverso; questa procedura è applicata ad esempio per i compositi in-situ [12].

Quando si utilizzano miscele di polveri è utile considerare l'entalpia della miscela; questa gioca un ruolo importante per l'omogeneità della lega risultante. Ad esempio, il rilascio di calore nella miscela promuove un miscelamento omogeneo degli elementi costituenti. Queste casistiche sono particolarmente apprezzate e molte ricerche sono state effettuate in questo senso.

Uno dei maggiori vantaggi di questa possibilità di applicazione in gradiente di diverse polveri, risiede nella caratterizzazione meccanica di provini. Secondo Gibson et al., i provini, prodotti partendo da una polvere e variandone progressivamente la composizione (in modo unidirezionale) fino alla presenza della sola seconda polvere, permettono di investigare le proprietà (snervamento, rottura, allungamento percentuale) di infinite miscele, utilizzando un solo provino. Con questa metodologia, è perciò possibile creare campioni con transizioni tridimensionali [12].

I componenti prodotti con questi processi hanno, tuttavia, una storia termica molto complessa, assimilabile per certi aspetti a quella delle saldature, ma con la complicazione degli strati successivi. È possibile sperimentare cambiamenti nella velocità di raffreddamento, a causa dell'accumulo di calore, soprattutto producendo componenti in parete sottile. Il passaggio frequente della fonte termica sulla stessa regione può surriscaldare il substrato, con trasformazioni di fase o variazione della microstruttura non desiderati.

Tipicamente, questi componenti mostrano una microstruttura stratificata estremamente fine. La regione di interfaccia generalmente è priva di porosità visibile, mentre invece può essere presente una sottile zona di alterazione termica (HAZ) [12]. Alcuni materiali mostrano grani colonnari allineati lungo la direzione di crescita, mentre altri hanno strutture equiassiche molto fini [12].

In generale non sono presenti pori visibili, anche se l'utilizzo di parametri di processo non adeguati (caso più comune), la presenza di umidità nella polvere o di gas intrappolati nei granelli di polvere atomizzati possono dare origine a porosità. Densità di energia troppo basse comportano la formazione di pori di processo dalla forma irregolare dovuti alla mancata interconnessione degli strati fusi.

Al contrario, densità di energia troppo alte generano una fusione di tipo keyhole con conseguente vaporizzazione del materiale che può comportare la formazione di pori al fondo del melt pool e la modifica della composizione della lega processata.

La solidificazione rapida genera stress residui che possono portare a rottura durante il raffreddamento. In alcuni casi la rottura può avvenire anche a causa della formazione di fasi intermetalliche fragili all'interfaccia tra il materiale depositato e la piattaforma. Una strategia spesso adottata consiste nella prevenzione della formazione dell'intermetallico utilizzando un interlayer compatibile, oppure calibrando il piano focale al di sopra della superficie del substrato ed utilizzando una combinazione di bassa laser power ed elevata traverse speed. Dopo aver sovrapposto diversi strati ed aver allontanato il rischio di surriscaldare i due materiali all'interfaccia, i parametri di processo possono essere riportati a quelli di ottimo per il materiale da depositare. Tuttavia, per essere sicuri di non avere fratture o delaminazione, bisogna prestare particolare attenzione anche agli eventuali trattamenti termici successivi (possibili responsabili della formazione di intermetallici di equilibrio).

I componenti presentano migliori resistenze a snervamento e rottura grazie alla microstruttura fine, ma duttilità ed allungamento percentuale ridotti rispetto ai componenti prodotti tramite processi di forgiatura o colata. Anche l'orientamento dei layer influisce sulle proprietà; in particolare, l'allungamento percentuale risulta molto ridotto lungo l'asse z (asse di crescita). La duttilità può però essere recuperata e l'anisotropia minimizzata attraverso trattamenti termici [12].

La microstruttura dipende essenzialmente dal rateo di solidificazione locale, R , e dal gradiente di temperatura all'interfaccia solido/liquido, G . Noti questi due parametri, è possibile valutare il loro rapporto G/R che controlla largamente la morfologia dell'interfaccia solido/liquido e il rateo di raffreddamento $T=G R$, responsabile della dimensione della microstruttura [27].

Vilar et al. hanno dimostrato come ci sia una stretta relazione tra T e la larghezza della pozza fusa. In particolare, il rateo di raffreddamento dipenderebbe dall'inverso della larghezza del melt pool elevato al quadrato [27].

1.4.6 Benefici ed inconvenienti dei processi DED

I processi DED sono in grado di produrre componenti totalmente densi con caratteristiche microstrutturali altamente controllabili. Inoltre, queste tecnologie permettono di produrre componenti con caratteristiche diverse nelle tre diverse direzioni. La velocità di realizzazione di componenti tramite DED è inferiore rispetto a quella tipica di altri processi AM, con ratei di deposizione tipici relativamente bassi, dell'ordine di 25-40 g/h [12]. Le maggiori limitazioni di questa tecnica sono legate alla scarsa risoluzione ed alla scarsa finitura superficiale. Risulta infatti particolarmente complesso ottenere una accuratezza migliore di 0.25 mm ed una finitura superficiale inferiore ai 25 μm [12]. Gu et al., invece, considerano una finitura superficiale di soli 40 μm per

questa tipologia di processi, mentre dichiarano una finitura superficiale di 10 μm per i processi a letto di polvere [14].

Per ottenere accuratèzze superiori si richiedono ratei di deposizione e dimensioni del fascio ridotti, come riportato in Figura 1.11 [22]. Tuttavia, il build rate non è l'unica causa di un'elevata rugosità superficiale; può infatti accadere che particelle di polvere vaganti vadano ad attaccarsi a parti del componente ancora calde ma

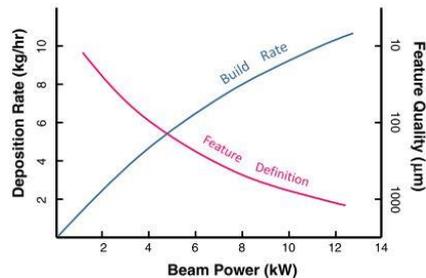


Figura 1.11 Relazione fra finitura superficiale, rateo di deposizione e potenza del fascio. [22]

lontane dalla pozza fusa, oppure che siano catturate dalla pozza fusa, ma senza giungere a fusione completa [27].

Variazioni di laser power e traverse speed, allo scopo di ottenere accuratèzza maggiore o rateo di deposizione migliore, possono inficiare la microstruttura. Per questo motivo si deve giungere ad un compromesso tra la velocità di costruzione, l'accuratèzza e la microstruttura.

I metodi DED presentano però delle capacità peculiari che rendono questi processi unici nel loro genere. Offrono, ad esempio, la capacità di controllare la microstruttura, modificando materiale e rateo di solidificazione semplicemente attraverso i parametri di processo e la polvere; i progettisti hanno grande libertà progettuale. Si possono, infatti, ottenere microstrutture a solidificazione direzionale o single crystal [12].

Inoltre, i processi DED rendono possibile la riparazione o la modifica di componenti già esistenti, come nel caso delle palette di turbina o la creazione in situ di compositi o di componenti con materiali eterogenei. Si possono altresì utilizzare per la deposizione di strati sottili, come nel caso di coating atti a prevenire la corrosione.

Ovviamente, confrontati con altri processi AM come quelli PBF, risultano svantaggiati nella realizzazione di componenti particolarmente complessi; ciò è in parte dovuto alla presenza di strutture di supporto più complesse che ostacolano la realizzazione del componente. Inoltre, il melt pool dei processi DED ha dimensioni superiori a quelle dei processi PBF; ciò ostacola la risoluzione su piccole scale.

I processi DED, quindi, richiedono post-processing per la rimozione dei supporti, per il miglioramento della finitura superficiale e per la riduzione degli stress residui (attraverso trattamenti termici). Tuttavia, per alcune operazioni chiave, come i processi additivi su componenti preesistenti, risultano la miglior scelta possibile.

Lo sviluppo di questa tecnologia ha inoltre trainato la ricerca nell'ambito di nuove leghe e ha aperto nuovi orizzonti nell'ambito della riparazione, dei rivestimenti e delle modifiche progettuali di componenti già fabbricati; un esempio è legato alle modifiche degli impianti biomedicali, attraverso rivestimenti o aggiunta di nuove caratteristiche. Per citarne un altro, ha sostituito i processi di forgiatura lì dove i buy-to-fly ratio erano particolarmente elevati [12].

1.4.7 Applicazioni AM per il settore aerospaziale

Il settore aerospaziale è stato uno dei primi a mostrare interesse per l'AM sin dalla sua introduzione. I vantaggi correlati sono riassumibili in queste seguenti categorie.

Geometria. Il vantaggio primario risiede nella capacità di produrre componenti dalle geometrie molto complesse attraverso un numero ridotto di passaggi. Generalmente le aziende di questo settore hanno accesso a budget molto alti; ciò è dovuto alla natura alto-prestazionale dei componenti prodotti. L'introduzione dell'AM può dunque avvantaggiare le aziende su diversi fronti.

Il primo aspetto nella progettazione di componenti aeronautici è legato alla leggerezza. Qualsiasi cosa debba volare deve essere il giusto compromesso dei requisiti di prestazioni e leggerezza, in quanto il peso gioca un ruolo fondamentale in termini di dispendio energetico. La ricerca è perciò sempre focalizzata sull'utilizzo di materiali con un elevato rapporto resistenza-peso (strength-to-weight ratio). Il titanio e l'alluminio sono stati tradizionalmente impiegati proprio per questa proprietà, lasciando il passo in alcuni casi all'impiego di componenti rinforzati con fibre di carbonio o a strutture alleggerite (strutture cave o sandwich con core di tipo honeycomb). In questo senso, l'AM si adatta bene a questa ottimizzazione topologica.

Sia le strutture aeronautiche, sia quelle spaziali, sono soggette ad elevate escursioni termiche, con picchi di temperature molto alte o molto basse. Ad esempio, i componenti di motori, essendo soggetti ad elevate temperature, presentano geometrie interne molto complesse per consentirne il raffreddamento. Altri componenti interni, invece, devono essere in grado di rallentare la propagazione di fiamme.

Inoltre, nell'ottica dell'ottimizzazione dei pesi, spesso i componenti aeronautici hanno più funzioni. Un componente strutturale potrebbe comportarsi anche come condotto; una paletta di turbina potrebbe presentare condutture interne per il passaggio di un refrigerante e una geometria esterna legata a complesse formule matematiche che ottimizzino il passaggio del flusso dei gas.

Buy-to-fly. In particolare, nel caso del titanio Ti-6Al-4V, il cui rapporto buy-to-fly era mediamente di 5:1 fino a picchi di 20:1, l'utilizzo era relegato solo a quei casi in cui fosse l'unico materiale a rispettare i requisiti di progetto. Con questi processi il settore aeronautico potrebbe spingere per l'utilizzo di altri materiali affetti, come il titanio, dall'elevato buy-to-fly ratio [28].

Volumi di produzione. L'AM consente bassi volumi di produzione, tipici del settore aerospaziale, a costo ridotto. Il vantaggio è legato alla forte riduzione del numero di processi e lavorazioni, tipici delle tecnologie tradizionali. I progettisti e gli ingegneri di produzione non devono più preoccuparsi della progettazione di stampi o apparecchiature tipici dei processi tradizionali, o della pianificazione di complesse operazioni di post-processo (machining).

Come riportato da Arcella et al., per piccoli volumi di produzione è stato possibile produrre componenti aeronautici che usualmente richiedevano 15 mesi (tra forgiatura e tooling) in soli 30-60 giorni (tecnologia additiva). Inoltre, le prestazioni a fatica sono risultate ottime, superiori in alcuni casi ai processi di colata tradizionali, come in Figura 1.12 [28].

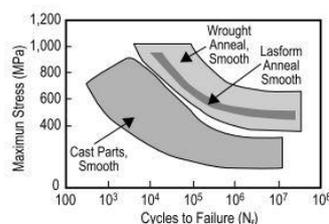


Figura 1.12 Diagramma tensione-numero di cicli per Ti-6Al-4V. [28]

Gestione. Infine, un fondamentale vantaggio è legato ai pezzi di ricambio. I velivoli hanno una vita utile che va generalmente dai 20 ai 50 anni o più; per questo motivo, diventa estremamente complesso per i produttori,

garantire la disponibilità dei pezzi di ricambio. Quindi, invece, di accumulare ricambi e gestire la manutenzione di numerosi utensili di produzione, è possibile mantenere solo i modelli digitali dei componenti, producendoli all'occorrenza. Mazumder et al. hanno riportato, come esempio di immediata comprensione, l'interesse della US Navy per una tecnologia di questo tipo; su di una portaerei dove lo spazio è una risorsa limitata, questa tecnologia consentirebbe di produrre i ricambi per i velivoli all'occorrenza [29]. La gestione dei ricambi diventa dunque meno onerosa in termini economici e più semplice.

Ad oggi, i fornitori stanno investendo notevoli sforzi nella creazione di macchinari che siano in grado di produrre componenti di dimensioni maggiori, con nuove possibilità per componenti metallici strutturali e polimeri funzionali, attraverso metodologie ottimizzate, ripetibili e certificate.

Esempi applicativi. Tutte le maggiori compagnie aerospaziali in USA ed Europa hanno cercato di produrre componenti con AM per molti anni. Boeing, ad esempio, ha installato decine di migliaia di componenti prodotti con AM sui suoi aerei militari e commerciali. Come riportato dall'azienda, più di 200 componenti diversi di questo tipo stanno volando su almeno 16 diversi modelli di aerei. Fino a poco tempo fa, erano tutti componenti polimerici non strutturali per applicazioni militari e spaziali. Per gli aerei commerciali i componenti polimerici devono soddisfare requisiti di infiammabilità, quindi la loro adozione ha dovuto attendere fino allo sviluppo di materiali polimerici PBF ritardanti di fiamma. Per i metalli, lo sviluppo dei materiali e la certificazione dei componenti hanno richiesto molti anni. In aggiunta alla produzione dei componenti, le compagnie aerospaziali stanno sviluppando materiali alto-prestazionali e nuove metodologie.

General Electric ha acquisito Morris Technologies nel 2012, in un contesto di investimenti più grande legato alla tecnologia additiva metallica, per la produzione di componenti di motori a turbina.

Uno dei primi successi dell'approccio additivo riguarda lo sviluppo di un nuovo iniettore (fuel nozzle) per il turbofan CFM LEAP (Leading Edge Aviation Propulsion). Il nuovo iniettore, in Figura 1.13, permette di combinare 18-20 elementi in un unico progetto integrato, eliminando numerosi processi di giunzione e assemblaggio, con riduzione dei costi. Inoltre, questo nuovo componente ha una vita utile cinque volte supe-



Figura 1.13 GE Aviation fuel nozzle. [12]

riore a quello ottenuto con processi tradizionali con una riduzione del peso del 25% ed una maggiore efficienza dovuta al minore accumulo di depositi carboniosi.

Ogni motore contiene 19 iniettori e considerando i 4500 motori venduti, per il 2020 si potrebbero avere circa 100000 componenti prodotti. Ciò si traduce nella riduzione di 1000 lb di peso per ogni motore.

I fuel nozzle sono prodotti con un materiale a base di Cobalto-Cromo con un processo PBF e macchinari EOS. Ricevono un processo di rilassamento degli stress residui quando sono ancora nel letto di polvere e con l'Hot Isostatic Pressing (HIP) si assicura che siano completamente densi.

In aggiunta, un software di controllo ad anello chiuso, sviluppato in collaborazione con Sigma Labs e chiamato PrintRite3D, permette di monitorare la qualità del componente metallico durante il processo di produzione. L'azienda ha dichiarato di poter controllare la microstruttura della lega controllando la storia termica del componente durante la fabbricazione.

La Lockheed Martin ha supportato la ricerca, attraverso l'Optomec Micro-Integration Technology Program, di nuove metodologie di individuazione di difetti da colata per componenti complessi di propulsori aeronautici in Waspaloy [30].

La Boeing già da anni ha cercato di produrre componenti polimerici con i processi PBF. Nel 2002 nacque una spin off company della Boeing, la On Demand Manufacturing (ODM), dal 2005 proprietà di un diretto fornitore della Boeing, la RMB Products, Inc.. Le prime applicazioni di cui si è occupata la ODM sono state i condotti del sistema di controllo ambientale per veicolare il raffreddamento ad aria agli strumenti elettronici dei jet militari F-18 [12].

Airbus si è focalizzata sull'ottimizzazione topologica, al fine di ottenere componenti più leggeri. Un esempio è



Figura 1.14 A320 nacelle hinge bracket, passaggio al processo additivo. [31]

riportato in Figura 1.14. Il componente a sinistra è una staffa della cerniera di una gondola motore realizzata con tecnologia additiva in lega di titanio, mentre il progetto precedente, realizzato con colata tradizionale, prevedeva l'utilizzo di un acciaio. Il risparmio in termini di peso è di 10 kg, circa il 40% in meno rispetto al precedente. Questo studio va poi contestualizzato nell'ambito di un più grande progetto che prevede l'analisi del ciclo vita dei prodotti e del loro impatto ambientale [12].

Il componente a destra è dello stesso tipo, ma progettato per un A380 e ottimizzato per il processo DMLS in acciaio [31].

Airbus, Autodesk e APWorks (una sussidiaria di Airbus) hanno sviluppato una parete divisoria fra l'area passeggeri e la galley (cambusa) posteriore, in Figura 1.15. Airbus dichiara un peso ridotto, rispetto al componente attualmente utilizzato, del 45% in peso (ovvero di 30 kg). L'installazione su tutti i velivoli A320 comporterebbe un risparmio di 465000 m³ di CO₂ all'anno. Questo componente è realizzato in una nuova lega con ottimo comportamento a corrosione e fatica, il cui nome commerciale è ScalmalloyRP, per i processi PBF [32].

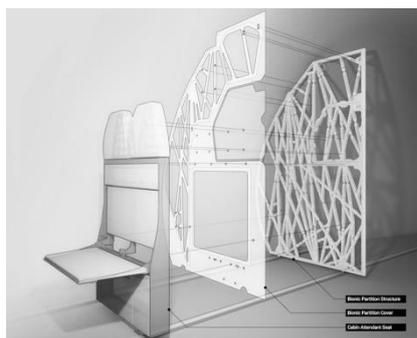


Figura 1.15 Bionic Partition, parete divisoria tra l'area passeggeri e la galley posteriore. [32]

In Figura 1.16 è riportato l'outboard landing gear rib (24 kg) prodotto in Ti-6Al-4V tramite Wire+Arc Additive Manufacturing (WAAM): a sinistra il modello CAD (Welding Engineering and Laser Processing Centre,

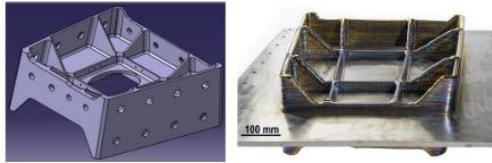


Figura 1.16 Outboard landing gear rib, modello CAD e componente reale. [31]

Cranfield University), a destra il componente appena prodotto [31].

Si riporta, come spunto di riflessione, il profilo alare in Figura 1.17 ottenuto con laser cladding (processo DED finalizzato alla produzione di componenti in pareti sottili). Il componente presenta uno spessore mas-

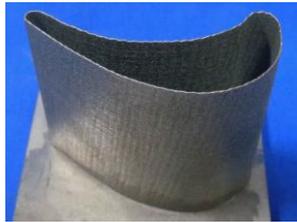


Figura 1.17 Profilo aerodinamico per una paletta di turbina. [33]

simo di parete di soli 0.242 mm [33].

Capitolo II

2 Fenomenologia delle Polveri Metalliche

La fenomenologia dei processi che coinvolgono l'utilizzo di polvere e di un laser è particolarmente complessa, a causa della forte interazione tra l'elevato numero di variabili in gioco. Per poter comprendere e controllare questi fenomeni, la ricerca ha seguito diversi approcci, dai modelli matematici ad algoritmi adattativi, da analisi ai volumi finiti [34] e agli elementi finiti [35, 36, 45, 46, 37–44] a sistemi di controllo ad anello chiuso [5, 47].

Ad esempio, Koch e Mazumder [48] notarono come l'accumulo di calore nella pozza fusa portasse a melt pool più larghi e profondi, con conseguenti variazioni di spessore. Per questo si rese quindi necessario variare i parametri di processo dinamicamente utilizzando sistemi closed-loop [49] [27]. Questi sistemi, in generale, necessitano di una profonda conoscenza dei fenomeni che avvengono durante il passaggio del laser.

Un esempio è legato allo sviluppo di un algoritmo adattativo in grado di valutare per processi DMD uno dei parametri più complessi, l'altezza di deposito. Dopo aver realizzato un primo single scan, l'algoritmo è stato in grado di predire con estrema accuratezza l'altezza di tutte le scansioni successive, al variare di laser power e della scan speed [10].

In questo capitolo si cercherà perciò di introdurre il lettore alle problematiche tipiche di questi processi, a partire dalle tematiche correlate all'uso di polveri.

L'utilizzo di un sistema di alimentazione a polvere consente una deposizione di quantità di materiale estremamente ridotta; ciò crea condizioni di raffreddamento tali da indurre la formazione di microstrutture estremamente fini, difficilmente ottenibili con forgiatura o colata [27].

In generale, la velocità di deposizione varia molto rispetto al sistema additivo utilizzato, con valori che possono oscillare da 16 a 1000 cm³/h. In particolare, il build rate dipende fortemente dalle proprietà fisiche, termiche ed ottiche della polvere che si intende utilizzare e presenta uno stretto legame di proporzionalità con la potenza del laser disponibile. [27]

2.1 Assorbimento

L'absorptivity è definita come il rapporto fra la potenza ottica assorbita dal materiale e la potenza incidente applicata. Recentemente sono stati sviluppati modelli che permettono la valutazione numerica del comportamento del laser su una polvere idealizzata di forma sferica. Tuttavia, come fanno notare Rubenchik et al., nella realtà la polvere presenta rugosità e strati di ossido superficiali che alterano i valori di assorbimento tipici. I valori registrati di absorptivity per le polveri sono molto diversi dal caso di superfici piane. L'alluminio, in particolare, subisce particolarmente gli effetti dell'ossido e della geometria superficiale su cui agisce il laser [50].

L'assorbimento del laser, valutato da Aversa et al. con $F(R) = (1 - R^2)/R$, in cui R rappresenta la riflettività valutata attraverso diffuse reflectance spectroscopy (DRS) con misurazioni nel range di 200-2500 nm e su un riferimento con il 100% di riflessione, è riportato in Figura 2.1 [9].

Tra le polveri analizzate, è presente la polvere di lega d'alluminio A357, molto simile per composizione a quella utilizzata per i campioni analizzati in questa tesi.

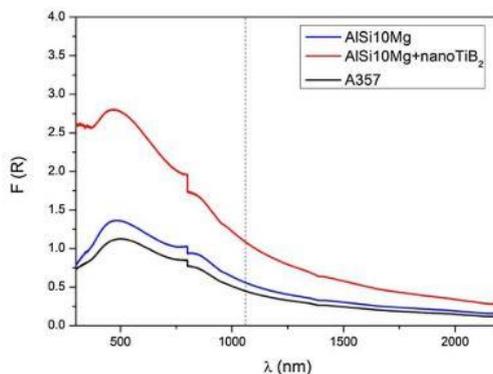


Figura 2.1 Assorbimento del laser, valutato come funzione della riflettività $F(R)$ al variare della lunghezza d'onda del laser. [9]

Uno dei maggiori problemi legati all'utilizzo dei laser consiste nella frazione di energia elettromagnetica assorbita dai metalli e, come visibile anche in Figura 2.2, dipende dalla particolare lunghezza d'onda del laser scelto.

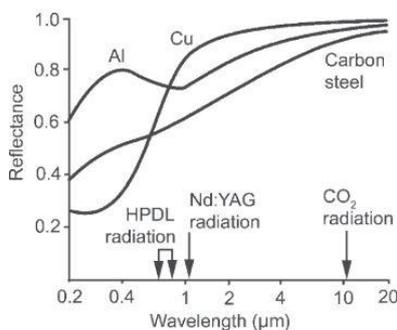


Figura 2.2 Assorbimento della radiazione elettromagnetica per diversi metalli, al variare della lunghezza d'onda. [51]

La maggior parte dei processi laser ha coinvolto l'utilizzo di laser CO_2 e Nd:YAG ma gli High Power Diode Laser (HPDL) in futuro potranno essere una valida alternativa per i processi DMD.

I benefici, come riportato da Pinkerton et Li, sono legati al maggiore assorbimento, da parte dei metalli, della radiazione propria dei HPDL, che ha una lunghezza d'onda che va da 808 a 940 nm, contro $1.06 \mu m$ per i la-

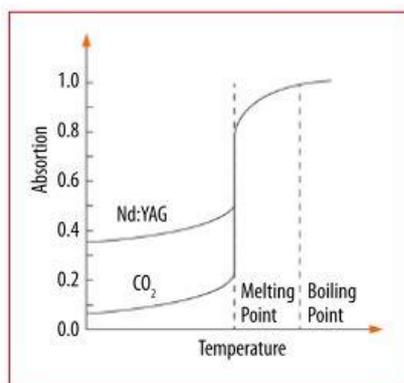


Figura 2.3 Picchi di assorbimento della radiazione elettromagnetica legati al cambio di fase. [26]

ser Nd:YAG e $10.6 \mu m$ per i laser CO_2 [51].

Tuttavia, come riportato in numerosi studi, l'assorbimento e la trasmissione del laser al substrato dipendono fortemente dalla distribuzione granulometrica della polvere, vedi Figura 2.4, (che va scelta attentamente in base alle esigenze di processo) e crescono con l'aumento della temperatura della polvere, come riportato in

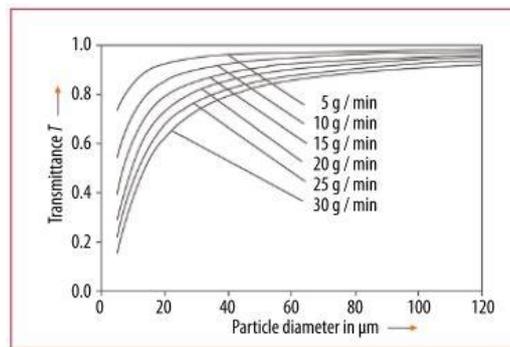


Figura 2.4 Trasmissione del laser al variare della granulometria della polvere e per diversi mass flow rate. [26]

Figura 2.3. Per questo motivo, un processo DED richiederà una polvere dimensionalmente differente da un processo PBF [26, 52–54].

2.2 Fusione

La difficoltà nella valutazione del bilancio energetico non si limita, però, solo alle problematiche sopra citate; infatti, per differenti densità di energia, i fenomeni in gioco cambiano radicalmente.

Recentemente, uno studio realizzato da Pinkerton et al., ha permesso di realizzare un modello analitico che fosse in grado di valutare gli scambi di energia nella zona del melt pool, predicendo con accuratezza i diversi contributi [51].

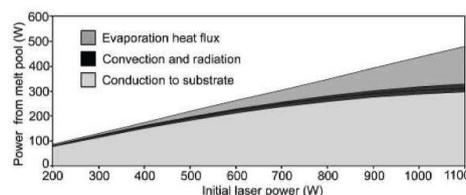


Figura 2.5 Modellizzazione degli scambi termici che interessano la pozzetta fusa. [51]

Come si può constatare guardando la Figura 2.5, il fenomeno di evaporazione diventa rilevante solo a temperature e potenze assorbite crescenti. Inoltre, è stato dimostrato, sempre attraverso questo studio, come esista un legame di diretta proporzionalità fra la potenza assorbita e la temperatura media del melt pool (Figura 2.6). Al contrario, per le dimensioni del melt pool si assiste alla riduzione progressiva delle sue dimensioni dopo il superamento di un valore di picco. Questo fenomeno è comunemente conosciuto come meltdown, ma gli autori del modello lo hanno giustificato con la rilevanza sempre maggiore delle perdite per evaporazione e con le temperature sempre superiori che comportano una riduzione della superficie di conduzione, necessaria al mantenimento delle condizioni quasi stazionarie [51].

Per comprendere meglio come i parametri possano influenzare la creazione del melt pool, bisogna conside-

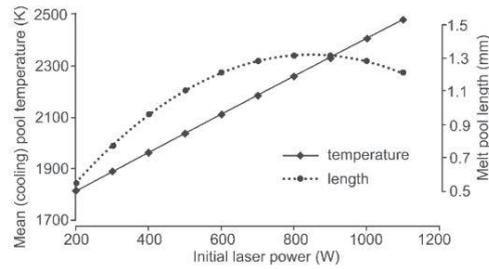


Figura 2.6 Modellizzazione di dimensioni e temperature medie del melt pool, al variare della potenza del laser. [51]

rare le sezioni in cross-section, che possono essere schematizzate formalmente in tre tipologie (Figura 2.7).

In particolare, l'utilizzo di parametri di processo non ottimizzati può portare alla fusione non corretta della polvere o del substrato. In aggiunta, la forma in cross-section risulta essere condizionata dal rapporto tra tensione superficiale e attrazione gravitazionale, ovvero tra $2\gamma/d_{max}$ e $\rho g d_{max}$ [6].

In alcuni casi è possibile assistere alla presenza di polvere completamente fusa ma che non bagna il substrato;

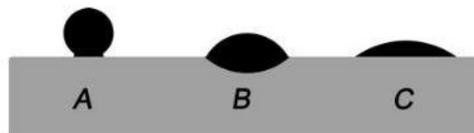


Figura 2.7 Sezione trasversale dei profili di deposito. [6]

ciò accade quando la densità di energia fornita è appena sufficiente a portare a fusione la polvere, ma non sufficiente a vincere la tensione superficiale. Inoltre, a causa della ridotta superficie di contatto, lo scambio termico e quindi il rateo di raffreddamento saranno inferiori.

Perciò, se il materiale fuso non riesce a bagnare sufficientemente il substrato, l'effetto di sferoidizzazione, detto appunto balling, risulta particolarmente evidente (Figura 2.8). La causa è da ricercare nella tensione superficiale che appunto sferoidizza il liquido a causa della instabilità di Rayleigh-Taylor. I provini risultanti avranno altresì elevate rugosità e porosità. Dato che la presenza di contaminanti può peggiorare il grado di bagnabilità del materiale, è estremamente importante la prevenzione o la minimizzazione di ossidazione o

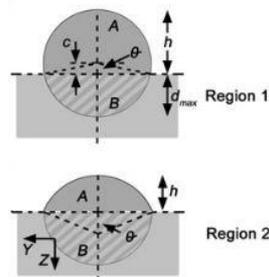


Figura 2.8 Diverse geometrie in cross section. [6]

contaminazione [55].

Una delle maggiori problematiche legate ai processi additivi è la presenza di porosità residua, dato che i meccanismi di adesione tra le particelle sono fortemente condizionati da cambi di temperatura, forze di capillarità e gravitazionali. I pori possono presentarsi con forme irregolari se dovuti a incompleta fusione della polvere, a irregolarità nel mass flow rate o a restringimenti del deposito. Al contrario, possono presentare forma sferica se dovuti alla presenza di gas intrappolato (dovuta al processo o all'atomizzazione della polvere), alle turbolenze di Marangoni o alla vaporizzazione di materiale [55].

Un caso molto particolare è quello dei processi additivi su leghe d'alluminio. Le polveri d'alluminio sono infatti note per la presenza di uno strato di ossido superficiale particolarmente tenace che le rende difficilmente

lavorabili. Questo strato di ossido è il diretto responsabile dell'inibizione del legame fra i diversi strati con l'ulteriore conseguenza dell'induzione alla sferoidizzazione per convezione di Marangoni, come mostrato in Figura 2.9 [56].

In aggiunta, a determinare la scarsa processabilità (ad eccezione di particolari process window) dell'alluminio e di molte sue leghe alto-prestazionali, si aggiungono la scarsa saldabilità, la bassa fluidità e l'elevata riflettività della polvere [9].

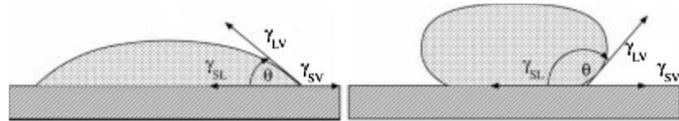


Figura 2.9 Bagnabilità del materiale. [56]

Il tentativo di lavorare con ratei di deposizione sempre più ridotti ha portato con sé la realizzazione di microstrutture molto fini. Queste dipendono dal rateo di solidificazione locale (R) e dal gradiente di temperatura all'interfaccia solido-liquido (G). Il prodotto dei due è il rateo di raffreddamento e Hofmeister et al. [57] [58] hanno dimostrato che il cooling rate all'interfaccia solido-liquido varia con l^{-2} , dove l rappresenta la larghezza del melt pool [27].

La microstruttura dipende da G gradiente termico e V rateo di solidificazione. Se G/V è elevato allora si avrà microstruttura colonnare, altrimenti se G/V decresce si avrà struttura equiassica. Se il substrato è freddo il principale scambio termico sarà per conduzione e la crescita dei grani seguirà la direzione dei flussi termici. Bassi input di energia ed elevati gradienti termici comportano struttura fine equiassica, alti input termici e bassi gradienti termici comportano struttura colonnare [59].

2.3 Effetto Marangoni

In base alla densità di energia fornita al materiale, Mazumder fa notare che si può assistere a diversi fenomeni di trasporto. Per i processi laser di indurimento superficiale si parla di 10^3 - 10^4 W/cm², mentre per i processi di saldatura o di fusione superficiale si parla invece di 10^5 - 10^7 W/cm², con formazione di microstrutture di non equilibrio [60].

La convezione in particolare gioca un ruolo molto importante nell'influenzare la geometria del melt pool, la forma, eventuali increspature superficiali e può condizionare la presenza di difetti, quali porosità e mancata fusione della polvere.

L'esistenza di un flusso nella pozza fusa fu evidenziata per la prima volta negli anni '50 e recentemente, il gradiente di tensione superficiale è stato identificato come uno dei maggiori responsabili di questi moti convettivi mostrati in Figura 2.10 [60].

La tensione superficiale dei metalli puri, γ , è una proprietà fondamentale dei materiali. Questo parametro è molto importante nel modellare molti processi e fenomeni come: crescita dei grani, bagnabilità, adesione e saldabilità.

Di eguale importanza sono le sue derivate rispetto a temperatura ($d\gamma/dT$) e pressione ($d\gamma/dp$). La prima agisce come forza parallela alla superficie del fuso, ed è responsabile del fenomeno di convezione di Marangoni, approfondito di seguito. Nei casi reali, tuttavia, in cui non si lavora con un metallo puro ma affetto da impurità o in presenza di leganti, questo gradiente risulta molto complesso da valutare. Lo stesso discorso vale per il secondo gradiente, $d\gamma/dp$, a causa delle difficili condizioni in cui è possibile valutarlo, ad eccezione del caso del mercurio puro (Hg) [61].

I fenomeni di convezione di Marangoni-Rayleigh-Benard dipendono fortemente dal numero di Marangoni, Ma , e dalla scelta dei parametri di processo (tra i quali laser power, scan speed e powder flow rate). Al variare della scan speed e del numero di Marangoni, le dimensioni e la dinamica del melt pool risultano fortemente modificate [62].

Il numero di Marangoni può essere espresso come prodotto di altri due numeri adimensionali, il Reynolds (Re) ed il Prandtl (Pr). Il Re rappresenta il rapporto fra le forze di inerzia e le forze viscosi; tanto più elevato è il suo valore, tanto più il flusso è trattabile come inviscido. Il Pr rappresenta, invece, il rapporto tra la diffusività cinematica e la diffusività termica [60].

Se le condizioni create presentassero un $Ma > 0$, ovvero un gradiente di tensione superficiale positivo, si assisterebbe alla presenza di un flusso inward che porta il liquido sulla superficie verso il centro della pozza e giù fino al fondo del melt pool. L'effetto Marangoni, in questo caso, è di aumento della profondità del melt pool all'interno del substrato, a scapito della larghezza della pozza. Se a questo fenomeno si aggiunge l'aumento della scan speed, la riduzione della densità di energia comporterà la riduzione della profondità della pozza e conseguentemente della sua larghezza.

Se le condizioni create comportassero, invece, un $Ma < 0$, si assisterebbe alla presenza di un flusso outward che porta il liquido sulla superficie della pozza dal centro alla periferia, in modo radiale, aumentando la lar-

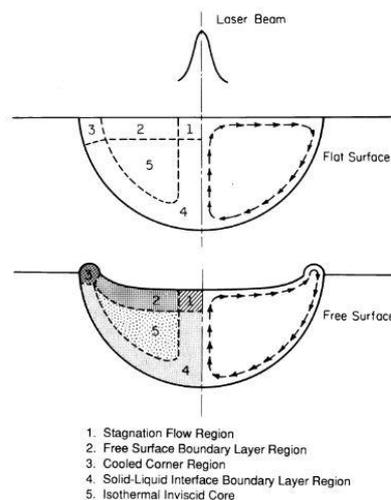


Figura 2.10 Flussi convettivi interni al melt pool.
[60]

ghezza del melt pool a scapito della profondità.

In Figura 2.11, si riportano le due geometrie di pozza fusa. Nel caso riportato da Olakanmi et al. di gradiente negativo, si assiste alla formazione di melt pool ampi e pori superficiali dovuti a particelle sferiche e ad un basso contenuto di ossigeno; nel caso di gradiente positivo si hanno melt pool stretti e pori in profondità dovuti a particelle irregolari e ad un alto contenuto di ossigeno [63].

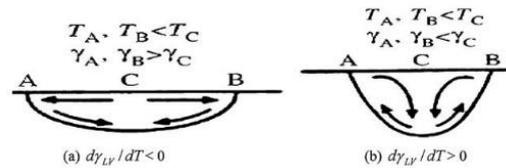


Figura 2.11 Rappresentazione schematica della convezione di Marangoni; a sinistra si ha gradiente di tensione superficiale negativo, a destra gradiente positivo. [63]

Le velocità raggiunte dai fenomeni convettivi possono, in alcuni casi, raggiungere valori 50-70% più elevati della scan speed [64].

Il numero di Marangoni, citando Kumar et al., è perciò un indice dell'importanza dei fenomeni di convezione; tanto più è alto (in valore assoluto) tanto più i fenomeni convettivi saranno rilevanti. Fenomeni convettivi rilevanti, rispetto a quelli di conduzione e irraggiamento, consentono la redistribuzione del fluido con effetto di riduzione dei gradienti termici. La riduzione dei gradienti termici, unita alla variazione della scan speed (e quindi del volume del melt pool) condizionano la microstruttura finale. Inoltre, il segno del numero di Marangoni e quindi il verso del flusso convettivo determinerà la creazione di una microstruttura più fine in superficie (se $Ma < 0$) o in profondità (se $Ma > 0$) [62].

Nel caso dell'alluminio, la vaporizzazione dello strato sottile di ossido sul top del melt pool fa aumentare la tensione superficiale rispetto ai lati e combinato con i profili di temperatura produce un rimescolamento del melt pool che rompe i film di ossido alla base e non ai lati (SLM) [20].

2.4 Recoil Pressure

Per spiegare la recoil pressure, si ricorre alla descrizione fornita da Khairallah et al., nel caso di un processo PBF. Al suo passaggio, il laser crea una traccia fusa che può essere categorizzata in tre regioni differenti (Figura 2.12): una depression region sul laser spot seguita da una transition region ed una tail end region. Questa suddivisione è legata alla rilevanza dei fenomeni coinvolti, rispettivamente, la recoil pressure nella depression region, la tensione superficiale nelle altre due. Queste tre regioni potrebbero in alcuni casi creare una forma cilindrica, per poi separarsi in gocce sferiche (balling); questo fenomeno è legato alla volontà della tensione superficiale di minimizzare la superficie di contatto nel caso in cui l'energia fornita fosse troppo bassa [35].

La Figura 2.12 ritrae la formazione della depression region al passaggio del laser attraverso il piano del foglio. Come anticipato, questa regione è dominata dal recoil effect a causa della sua dipendenza quadratica dalla temperatura; l'effetto visibile è la formazione di una depressione all'interno del substrato.

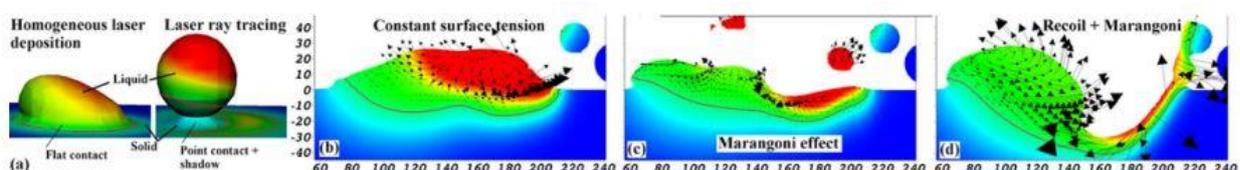


Figura 2.12 Distinzione della traccia in tre regioni: (b) depression region, (c) transition region, (d) tail end region. [35]

Con l'aumento della temperatura del substrato fin quasi al punto di ebollizione, la recoil pressure applica una forza, esponenzialmente crescente, normale alla superficie. Questa forza accelera e spazza via il liquido dalla cavità, lasciando un sottile strato limite liquido sulle pareti, con spessore inferiore sul fondo, dove la temperatura è più alta. Il fluido presente sul fondo, spinto dalla recoil force, acquisisce velocità in direzione del fondo, scavando ancor di più la cavità. Sulle pareti laterali, invece, il fluido ha elevata velocità in verso contrario, risultando così diretta verso la superficie del substrato, dove contribuisce al fenomeno di spattering. Il fenomeno è estremamente simile alla formazione di cavità di tipo keyhole durante i processi di saldatura. Infatti, la recoil force è la componente di maggiore rilevanza in quel tipo di saldatura. In generale, i modelli matematici 2D considerano per il bilancio delle forze, la recoil force, la surface tension pressure e la hydrostatic liquid pressure [35].

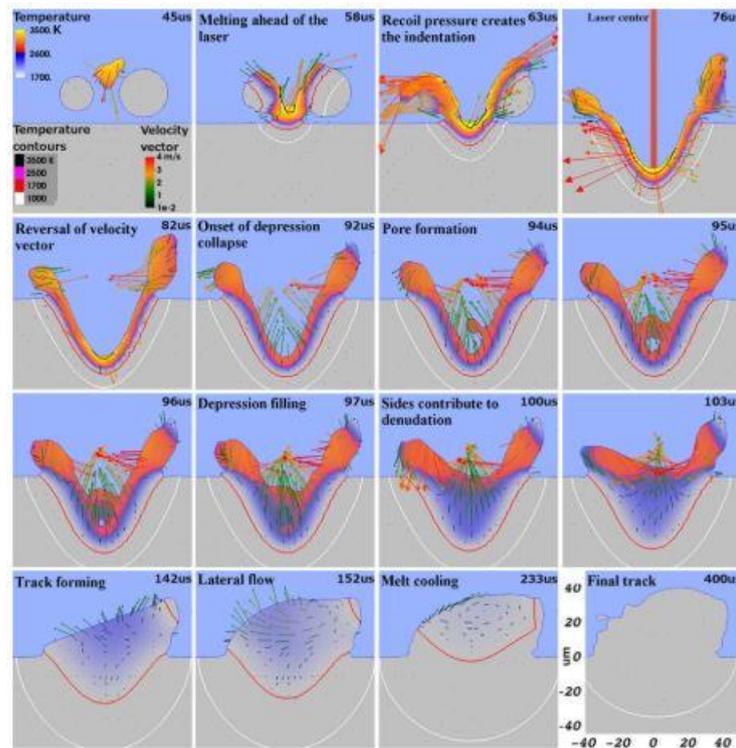


Figura 2.13 Visione in cross-section della dinamica del melt pool, in ordine temporale. [35]

Successivamente al passaggio del laser, la temperatura della depression region si riduce e con essa decresce esponenzialmente la recoil force. La surface tension per temperature inferiori aumenta diventando il fenomeno dominante, superando l'effetto della recoil force che manteneva aperta la cavità. La surface tension ri-

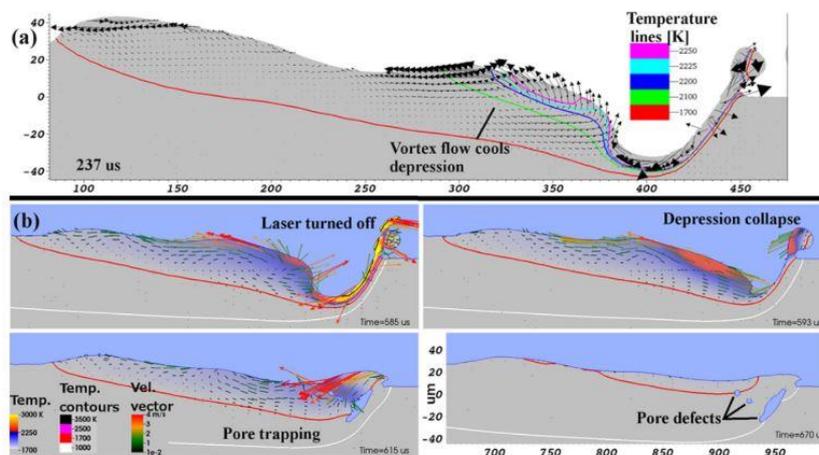


Figura 2.14 Presenza di un vortice che segue la depression region. [35]

chiama il fluido esterno alla cavità modificando il campo di velocità ed orientandolo verso il centro della cavità. La brusca modifica del campo di velocità porta al collasso le pareti laterali (la gravità in questo breve

lasso di tempo ha poca rilevanza) e all'intrappolamento di bolle di gas sul fondo della cavità. Queste bolle sono dette, appunto, di tipo keyhole. In alternativa, come mostrato in Figura 2.14, la formazione dei porti può essere dovuta alla presenza di un vortice che segue la depression region, apportando liquido più freddo nella cavità.

In seguito al riempimento della cavità, il liquido cresce in altezza, con possibili asimmetrie legate a diverse velocità di raffreddamento nella transition region, per la presenza di particelle esterne. La tensione superficiale attirerà il liquido superficiale (effetto Marangoni) verso il punto più freddo, pregiudicando la circolazione laterale. Questo è un effetto indesiderato, in quanto si possono creare difetti con la deposizione dello strato successivo [35].

In uno studio sull'analisi teorica del bilancio energetico nella zona di interazione laser-metallo, condotto da Semak et al., è stato mostrato come la recoil pressure (ad elevate densità di energia, tipiche di saldatura e taglio laser) induca l'eiezione ad alta velocità del fluido fuso dalla zona di interazione. Nel caso del taglio laser, in particolar modo, i meccanismi di rimozione coinvolgerebbero anche l'eiezione dovuta alla presenza di un assisting gas, oltre agli effetti di vaporation-induced recoil force e melt evaporation [65].

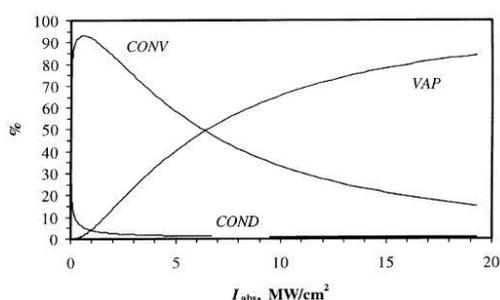


Figura 2.15 Distribuzione della densità di energia del laser, fra conduzione (COND), vaporizzazione (VAP), e convezione (CONV), nel caso di Alluminio e raggio dello spot laser di 0.1 cm. [65]

Particolarmente interessante risulta il risultato del modello di Semak et al., che mostra proprio nel caso dell'alluminio (oltre che del ferro) come sia distribuita la densità di energia tra i diversi contributi.

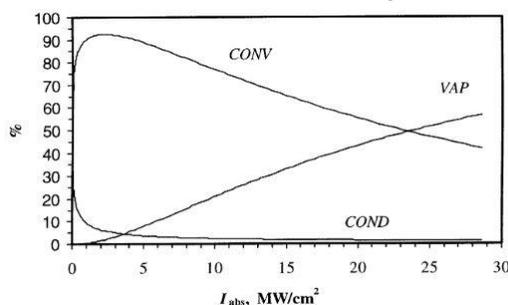


Figura 2.16 Distribuzione della densità di energia del laser, fra conduzione (COND), vaporizzazione (VAP), e convezione (CONV), nel caso di Alluminio e raggio dello spot laser di 0.019 cm. [65]

In Figura 2.15 sono riportati i risultati del modello di Semak et al.; come si può constatare, il contributo assorbito dalla conduzione termica assume valore trascurabile all'aumentare della densità di energia, mentre si assiste alla crescita del contributo di vaporizzazione. Confrontando i risultati ottenuti con la Figura 2.16, si evince invece il contributo dato dalla dimensione dello spot laser; uno spot laser ridotto rende necessaria una maggiore densità di energia per ottenere il pareggio dei contributi di vaporizzazione e convezione.

In uno studio più recente Ki et al. fanno notare tuttavia, come la presenza di numerosi fenomeni fisici influisca sulla complessità del problema e come la suddivisione del problema in regioni distinte porti inevitabilmente delle inaccurattezze. Per questo motivo, suggeriscono si debba usare un approccio multidisciplinare, che comprenda trasporto termico, meccanica dei fluidi e trasformazioni di fase, controllando l'interfaccia liquido/vapore e la sua evoluzione [66].

Per rimarcare l'importanza della recoil pressure, si riporta di seguito un tentativo di sfruttamento di questo fenomeno in un contesto totalmente diverso da quello della saldatura o del taglio laser.

La forza di recoil, indotta dall'eiezione di vapori da una superficie solida attraverso un fascio laser, è stata considerata per la generazione di spinta. Ad oggi esistono propulsori laser il cui principio di funzionamento è basato sulla spinta generata dall'azione di radiazione focalizzata su una sostanza che funge da carburante [67].

In generale, la problematica delle porosità residue è molto importante. Questo perché pori e inclusioni, legati a una non ottimizzazione di processo, sono responsabili di un peggioramento delle prestazioni meccaniche, soprattutto a fatica. In aggiunta, anche la microstruttura condiziona il comportamento a fatica; solitamente a microstrutture fini corrisponde un buon comportamento a fatica [4].

2.5 Deposition efficiency

Un altro parametro particolarmente importante per i processi additivi a deposizione diretta di polvere è l'efficienza di deposizione.

Per analizzare l'efficienza di deposizione, Unocic et DuPont hanno utilizzato un Thermochemical Seebeck envelope calorimeter, sul sistema LENS. Il suo funzionamento si basa sui gradienti termici letti da una serie di trasduttori termici che, generando una differenza di potenziale, ne consentono la lettura. Queste letture sono poi state confrontate direttamente con il laser power e con la scan speed, evidenziando come per densità di potenza superiori del laser si rischi un aumento della energy transfer efficiency (valutabile per mezzo del calorimetro), causato però dal fenomeno del keyholing. Come fanno notare, infatti, la colonna di vapore e la cavità nel melt pool (in questo caso di una saldatura, dove il fenomeno del keyholing è una criticità) assorbono particolarmente bene l'energia fornita dal laser. Un altro problema che hanno notato è legato al fatto che per scan speed troppo alte si rischia di non fornire energia sufficiente per portare a fusione il substrato [68].

Analizzando i risultati ottenuti per mezzo di un calorimetro che analizza i dati termici su un sistema LENS, hanno fatto notare come l'efficienza di deposizione dipenda fortemente dalle dimensioni del melt pool. Nel caso da loro analizzato, la polvere era distribuita su un'area molto maggiore rispetto a quella del melt pool, col risultato che tutta la polvere che non era entrata in contatto con la pozza fusa, non veniva depositata, abbassando l'efficienza di deposizione [68].

Data l'importanza dell'efficienza di deposizione, molti studi sono stati fatti per la realizzazione di modelli predittivi. Un esempio è il modello sviluppato da Liu et Li per un sistema di deposizione coassiale; questo modello consente la valutazione dell'efficienza di deposizione attraverso l'utilizzo di soli due raggi, quello del flusso turbolento di polvere idealmente sferica e quello della pozza fusa [69].

Il problema di questi modelli, come fatto notare da [50], è che spesso utilizzano l'ipotesi di polvere perfettamente sferica, come nel caso sopracitato di Liu et Li [50].

Mentre invece, Vilar fa notare che le proprietà ottiche, termiche e fisiche della polvere possono alterare notevolmente il build rate [27].

Wolf et. al, fanno notare, invece, che nei processi a deposizione diretta sono sei i parametri che influenzano l'efficienza: la densità di energia (determinata da laser power e spot size), la scan speed, l'allineamento degli ugelli e la posizione, il powder feed rate, l'energy coupling efficiency, la granulometria della polvere. In particolare, l'energy coupling efficiency valuta l'interazione tra polvere, fascio laser e substrato [26].

Se la trasmissione del laser al substrato è troppo bassa, il substrato non verrà fuso adeguatamente. Le particelle di polvere possono assorbire così tanta energia da fondere prematuramente (prima di arrivare al substrato).

Questo crea una molten bath sul substrato che non aderisce correttamente. Per evitare ciò è critico il miglioramento della energy coupling efficiency [26].

Un altro aspetto interessante è legato al maggiore assorbimento dell'energia per temperature crescenti. In Figura 2.17 è riportato un andamento qualitativo del fenomeno.

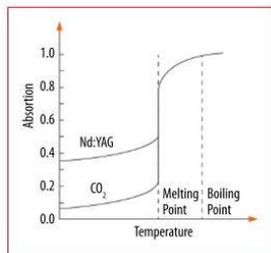


Figura 2.17 Variazione del coefficiente di assorbimento all'aumentare della temperatura. [26]

Si vede come l'assorbimento del fascio laser, per una data lunghezza d'onda, da parte di una superficie metallica sia condizionato dalla sua temperatura. Il metallo assorbe energia e, con l'innalzamento della temperatura, l'assorbimento aumenta, fino alla fusione. Una volta fuso, l'assorbimento subisce un salto verso valori maggiori. Va però precisato che non tutta l'energia del laser raggiunge il substrato; una parte è assorbita, riflessa o rifratta dalla polvere. Esistono modelli basati sulla soluzione di Lorentz-Mie (Mie scattering) che permettono di valutare l'energia assorbita dalla polvere. Questo modello descrive l'interazione tra la radiazione incidente e particelle di pochi micron. Con particelle di dimensioni ridotte e feed rate elevati, in Figura 2.18, la trasmissione del laser al substrato si riduce, mentre al contempo aumenta l'assorbimento delle particelle sospese che iniziano a fondere. I migliori risultati con questo modello sono stati ottenuti con particelle con dimensioni nel range di 40-90 μm e bassi feed rate. Le particelle di queste dimensioni tendono infatti a mantenere la trasmissione del laser al substrato costante, anche con fluttuazioni del feed rate, stabilizzando il processo. Particelle di dimensioni superiori potrebbero infine ridurre l'efficienza e la qualità del processo [26].

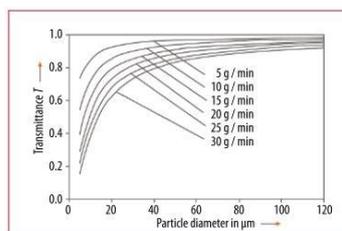


Figura 2.18 Trasmissione del laser in funzione della dimensione della polvere. [26]

Per risolvere il problema della scarsa efficienza di deposizione dei metodi DLD, in cui più del 60% della polvere va sprecata senza poter essere riutilizzata per vincoli stretti sulla polvere, Nazir et al. hanno sperimentato su polveri di rame, nichel e ferro l'utilizzo di frequenze soniche di vibrazione sull'ugello di deposizione. I risultati sono sorprendenti; l'efficienza di deposizione ha raggiunto in alcuni casi un picco superiore al 70%, visibilmente maggiore dei risultati presenti in letteratura [70].

Capitolo III

3 Leghe di Alluminio per AM

Le leghe d'alluminio disponibili per i processi additivi sono ancora poche, rispetto alle leghe commerciali; questo perché le leghe d'alluminio sono solitamente facili da lavorare e poco costose [71].

L'utilizzo delle tecniche additive per la lavorazione dell'alluminio acquisisce rilevanza soprattutto nell'ambito dei piccoli volumi di produzione e di componenti di geometria complessa; al contrario, nel caso di leghe di nichel e titanio, consente una forte riduzione delle lavorazioni meccaniche, particolarmente critiche per queste leghe.

Un'altra motivazione risiede nel fatto che queste leghe sono difficilmente saldabili e nel fatto che le sue leghe alto-prestazionali sfruttano meccanismi di rafforzamento da precipitazione. Inoltre, quando sono presenti leganti con pressione di vapore molto diversa dall'alluminio, tendono a vaporizzare in modo preferenziale [18].

La lega EN AW -7075 (appartenente alla famiglia Al-Zn 7xxx), ad esempio, contiene elementi volatili come lo zinco che comporta melt pool turbolenti, splatter e porosità [18].

In alcuni casi, tuttavia, si stanno compiendo degli sforzi per riuscire a renderle utilizzabili con processi AM [72].

A parte poche eccezioni, pochi lavori di ricerca sono stati effettuati sulle leghe d'alluminio per AM con processi LM e LMD. Il problema risiede nella difficoltà nel processare polveri di queste leghe.

Innanzitutto, l'alluminio ha un alto valore di riflettività (superiore al 91%) ed un alto coefficiente di conducibilità termica; per questo motivo richiede elevati valori di potenza per consentire al laser di fonderlo.

D'altro canto, come riportato da Herzog et al., valori elevati di conducibilità termica consentono un utilizzo ridotto di strutture di supporto, a causa dei minori stress residui, e maggiori velocità di scansione [18].

La bassa viscosità dell'alluminio fuso limita i processi additivi a piccoli melt pool, favorendo i processi LBM e ostacolando i processi LMD [18].

Inoltre, a causa dell'alta suscettività all'ossidazione delle leghe d'alluminio [72], la fusione risulta ulteriormente ostacolata. La presenza di un film sottile aderente di ossido riduce notevolmente la bagnabilità dell'alluminio fuso mentre la sua presenza all'interno del melt pool, mescolato all'alluminio fuso, crea delle regioni di debolezza all'interno del componente.

Tuttavia, le forze di Marangoni che rimescolano la pozza fusa possono portare in superficie questi sottili strati di ossido che, una volta esposti al fascio laser, evaporano; in questo modo è possibile fondere lo strato sottostante. L'ossido presente ai lati della pozza fusa resta però intatto, generando punti di debolezza e porosità; il laser non riesce infatti a fondere gli strati adiacenti e a consolidare gli strati. Per questo motivo, come suggerito da Louvis et al., una delle principali tematiche da affrontare riguarda nuove metodologie di controllo del processo di ossidazione e di distruzione dei film di ossido presenti [20].

Infine, a causa della ridotta scorrevolezza delle polveri di alluminio, risulta difficile stendere un sottile strato di polvere. Per queste motivazioni, le polveri d'alluminio risultano inadatte a molti processi di deposizione di polvere esistenti, che magari funzionano bene con altre polveri di stessa forma e dimensione.

Recentemente, Fraunhofer ILT è riuscita a produrre con processi LM prototipi funzionali di buona qualità in lega Al-10Si-Mg. I test effettuati hanno dimostrato caratteristiche meccaniche almeno pari a quelle del componente equivalente ottenuto con il processo di colata. In aggiunta, è stato dimostrato che il preriscaldamento

migliora l'accuratezza dimensionale e di forma dei componenti in parete sottile prodotti con questa lega e con processo LM [15].

Il pre-riscaldamento della polvere generalmente avviene in un range di temperature simile per PBF e DMD e arriva fino a 200 °C, mentre per i processi EBM si possono anche superare i 700 °C [18].

Ad oggi, perciò, le leghe d'alluminio disponibili per i processi additivi sono: AlSi10 Mg (EN AC-43000) e l'eutettica AlSi12 (EN AC-44200). Per applicazioni alto-prestazionali è stata proposta una lega Al-Mg-Sc (nome commerciale ScalmalloyRP) [73]. Infine, la Al-Si-Mg 6061 [74][20] e la Al-Cu 2139 [71].

Tra le leghe elencate, la lega da PBF AlSi10 Mg è la lega d'alluminio dominante nei processi additivi.

Come evidenziato da Costa et al., le leghe Al-Si hanno dimostrato un buon comportamento nei processi di colata, grazie alla migliore fluidità, alla riduzione dell'espansione termica e del peso specifico, legate alla presenza del silicio [75].

Un'altra problematica correlata alle leghe d'alluminio è il solidification cracking; questo fenomeno dipende particolarmente dai parametri di processo utilizzati ed è stato riscontrato nei processi a letto di polvere. In particolare, ne soffrono le leghe Al-Si con 0.8%Si, le leghe Al-Cu con 1-3%Cu, le leghe Al-Mg con 1-1.5%Mg e le leghe Al-Mg-Si con 1%Mg₂Si [56, 76].

Tuttavia, è stata verificata l'esistenza di un punto di ottimo della energy density del laser, tale da rendere il componente crack free. Per valori di densità di energia superiori si otterrebbero cricche a causa di bassa viscosità del liquido, lunga durata della fase liquida e stress termici elevati; per valori di densità di energia inferiori si creerebbe un fronte di solidificazione disordinato, balling accentuato e innesco di cricche a causa di elevata instabilità del liquido dominato dalla convezione di Marangoni [56].

Le leghe Al-Si sono infatti leghe d'elezione per i processi additivi proprio per la ridotta differenza di temperature tra le curve di liquido e di solido [72]. Il ridotto range di solidificazione permette di evitare i fenomeni di solidification e liquation cracking.

Anche Olakanmi et al. parlano del problema del liquation cracking. Questo fenomeno è stato attribuito all'elevato quantitativo di elementi leganti, presenti soprattutto nelle leghe da trattamento termico, che precipitano in fasi eutettiche a basso punto di fusione [56].

Altri processi additivi hanno scelto come leghe d'interesse le leghe Al-Si F357 e C355, insieme alla lega Al-Cu 2024; queste sono ad oggi utilizzate in componenti aeronautici quali scatole ingranaggi e componenti di fusoliera particolarmente sollecitati. L'interesse è legato alla volontà di estendere la vita utile di questi componenti attraverso il processo Cold Spray (CS), con l'obiettivo di ripristinare le proprietà dei componenti riparati ai valori dei componenti nuovi [77].

Sempre in campo aeronautico, la lega F357 viene sovente utilizzata per i piloni di supporto dei propulsori, ma trova applicazione anche in campo automobilistico. Questa lega ha una microstruttura data da Al- α primario e strutture eutettiche Al-Si. L'interesse suscitato da questa lega è legato alle sue capacità di rafforzamento. Queste sono state ampiamente studiate, sia valutando gli effetti dei trattamenti termici [78], sia provando ad irrobustire la fase α -Al primario per precipitazione [79], visto che questa fase risulta meno resistente delle strutture eutettiche.

3.1 Dendrite arm spacing

La geometria dendritica è la morfologia dominante che viene osservata durante la solidificazione delle leghe e può essere caratterizzata dal dendrite arm spacing primario, secondario e terziario. Queste caratteristiche microstrutturali condizionano il modello di micro-segregazione che a sua volta può influenzare la dimensione e

distribuzione di porosità, la tenacità, le resistenze a snervamento e rottura e la cinetica di omogenizzazione delle leghe solidificate [80][81][82][75].

Perciò, come si può dedurre, la presenza di queste microstrutture è di particolare interesse per molti materiali ingegneristici dato che può condizionare i processi successivi a cui è necessario sottoporre il componente per ottenere le proprietà desiderate [83].

La dimensione dendritica dipende da una complessa interazione di effetti cinetici, termodinamici, di anisotropia, cristallografici, di capillarità, termici e di solubilità [84][75].

Inoltre, Costa et al. sottolineano come i moti convettivi giochino un ruolo rilevante nel determinare la microstruttura. Dal momento che la convezione può alterare la distribuzione del calore e dei soluti sull'interfaccia di crescita dendritica, il dendrite arm spacing può essere influenzato dalla direzione di solidificazione rispetto alla gravità [75].

Data l'importanza del dendrite arm spacing, nell'ambito dei processi di solidificazione direzionale molti studi hanno cercato di costruire modelli che fossero in grado di predire la dimensione dendritica [85][86][87][88][89][90][91][92].

In accordo con il modello di Hunt [85], la dimensione dendritica risulta essere fortemente influenzata dal gradiente termico e dal rateo di crescita dendritica.

Anche Rahimian et al. riportano come parametri principali di uno studio sulle superleghe Nichel, nel determinare i primary e secondary dendrite arm spacing, il gradiente termico ed il rateo di solidificazione [93].

Come evidenziato da Wang et al. nel caso di processi di saldatura, i gradienti termici e il rateo di solidificazione non sono certi e possono variare nel tempo, per questo risulta difficile predire il valore del dendrite arm spacing [86].

Tuttavia, la difficoltà nel predire il dendrite arm spacing non è l'unica problematica ad esso correlata; come fanno notare Vandersluis et al. anche la scelta della strategia di misurazione del dendrite arm spacing (legata solitamente a diverse applicazioni del metodo delle intecette) può portare a degli errori di cui è necessario tener conto quando si confrontano diversi studi presenti in letteratura. Nello studio, Vandersluis et al. confrontano diverse metodologie per la misurazione del secondary dendrite arm spacing su una lega d'alluminio, evidenziandone vantaggi e svantaggi [94].

La possibilità di ottenere dendrite arm spacing inferiori consente di ridurre la dimensione dei difetti durante la solidificazione eutettica, come la segregazione, il micro-shrinkage e la gas porosity, tutte dannose per la resistenza a trazione [95].

Nel caso particolare di campioni realizzati in lega d'alluminio, si assiste a pozze di fusione interconnesse all'interno delle quali ci sono le dendriti di Al, circondate da fase eutettica. La dimensione di queste dendriti determina le proprietà meccaniche della lega; più piccole sono le dendriti più alto è la resistenza allo snervamento.

Capitolo IV

4 Materiali e metodi

In questo capitolo saranno descritti i materiali e la metodologia utilizzati per la preparazione e la caratterizzazione dei campioni.

La metodologia utilizzata per la caratterizzazione dei campioni è in linea con le procedure prescritte dal testo ASM Handbook, Vol.9 – Metallography and Microstructures [96].

4.1 Povere

I campioni sono single track, realizzati con polvere sferica in lega d'alluminio F357 Valimet, simile per composizione alla A357, ma con concentrazioni ridotte di berillio. La sua composizione chimica è espressa in Tabella 1, secondo i dati forniti dal produttore.

Le polveri Valimet in lega d'alluminio sono state usate con successo da alcune delle maggiori aziende aerospaziali, tra cui Aerojet-Rocketdyne, Orbital ATK, United Technologies, nell'ambito di numerosi programmi strategici e di vettori di lancio commerciali. Il produttore presenta in catalogo per le tecnologie AM alcune tra le leghe più utilizzate in ambito aerospaziale. Tra queste si annoverano la AM 2024 (Al-Cu) e la AM 7075 (Al-Zn) [97].

Tabella 1 Composizione della polvere Valimet AM357. (Valimet)

AM 357	Si	Mg	Cu	Ti	Mn	Fe	Zn	Altro, ognuno	Altro, totale	Al
wt. %	6.5-7.5	0.45-0.70	≤0.20	0.04-0.20	≤0.10	≤0.07	≤0.10	≤0.05	≤0.15	bilanciato

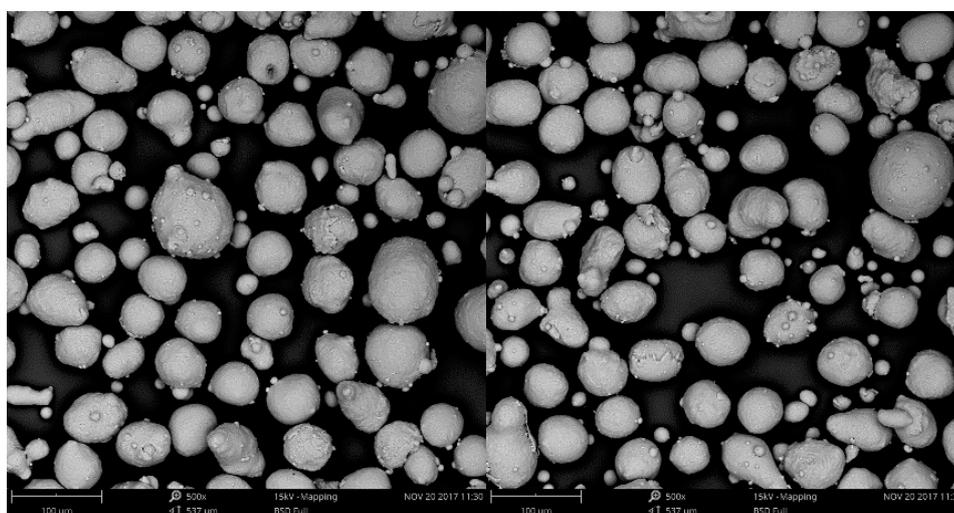


Figura 4.1 Immagini al microscopio elettronico della polvere utilizzata per la realizzazione dei campioni

Tabella 2 Distribuzione granulometrica dichiarata delle diverse granature. (Valimet)

	<i>Normal Distribution</i>	<i>Coarse "C" Distribution</i>	<i>Fine "F" Distribution</i>
90%	60 µm	70 µm	45 µm
50%	34 µm	40 µm	25 µm
10%	17 µm	23 µm	13 µm

In Tabella 2 sono riportate le distribuzioni granulometriche delle diverse categorie di polvere, così come indicate dal produttore [97].

Nel grafico sottostante (Figura 4.2), invece, è riportata la distribuzione granulometrica rilevata ed utilizzata per

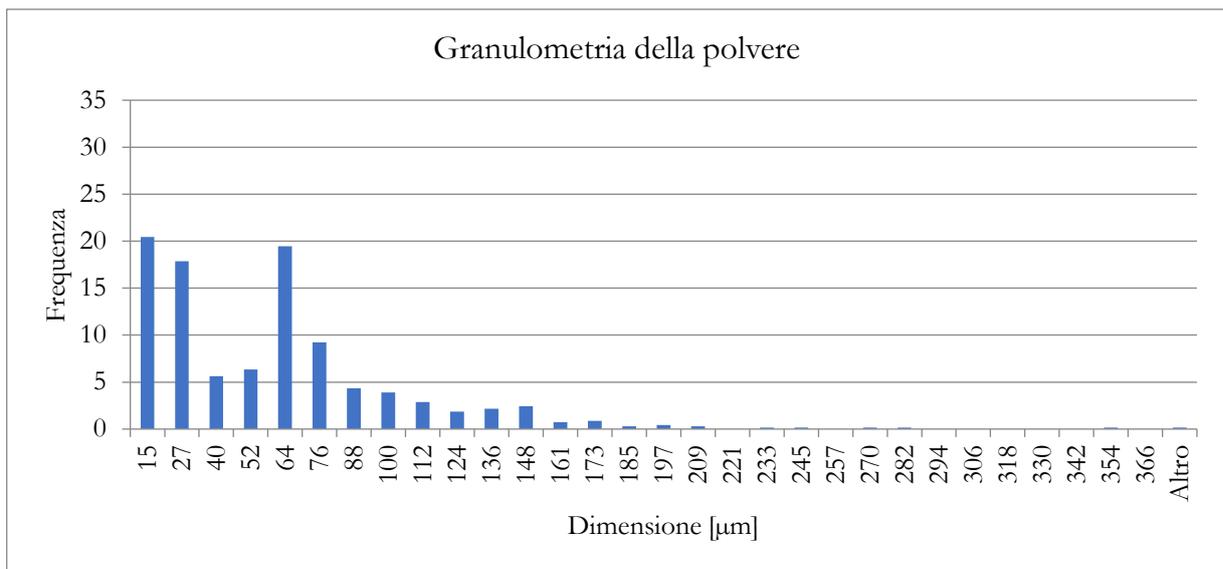


Figura 4.2 Distribuzione granulometrica della polvere

i campioni.

4.2 Analisi cristallografica della polvere

Questo tipo di analisi è basato sull'equazione di Bragg

$$n\lambda = 2d \sin \theta$$

La variabile d rappresenta la distanza fra gli strati atomici di un cristallo, λ è la lunghezza d'onda del raggio X incidente, n rappresenta un numero intero e θ è l'angolo di incidenza del raggio, rispetto al piano atomico.

Il principio di funzionamento di questa tecnica si basa sul fatto che ogni cristallo ha distanze atomiche caratteristiche proprie. I raggi incidenti viaggiano in fase e paralleli fra loro fino al primo piano atomico; i raggi che impattano con gli atomi del primo strato atomico vengono riflessi, mentre i raggi rimanenti continuano il loro percorso per subire scatter da parte di un atomo su un altro piano atomico, distante dal primo d .

Affinché i raggi scatterati dal secondo atomo restino paralleli ed in fase con quelli riflessi dal primo strato, la distanza aggiuntiva coperta deve essere un multiplo intero della lunghezza d'onda propria del raggio, $n\lambda$. Semplici considerazioni trigonometriche consentono di ricavare la legge di Bragg.

Un macchinario, variando l'angolo di incidenza dei raggi X, consente di rilevare i pattern di diffrazione dei cristalli.

Per mezzo di questo fenomeno, risulta possibile riconoscere le fasi presenti all'interno della polvere. In particolare, è importante valutare la posizione dei picchi e la loro intensità. Attraverso la posizione dei picchi (pattern) è possibile riconoscere le fasi, confrontando i valori ottenuti con quelli noti; l'intensità dei picchi, invece, risulta proporzionale alla frazione della fase presente, tra le fasi totali.

L'identificazione di fasi ignote è possibile confrontando la posizione dei picchi con un database come ad esempio quello gestito dall'International Centre for Diffraction Data (ICDD) [98].

Conoscendo forma e dimensione delle celle unitarie, si può risalire ai valori angolari ai quali è possibile osservare i riflessi di Bragg.

Infine, si confrontano i picchi attesi con quelli ottenuti, identificandoli come in Figura 4.3.

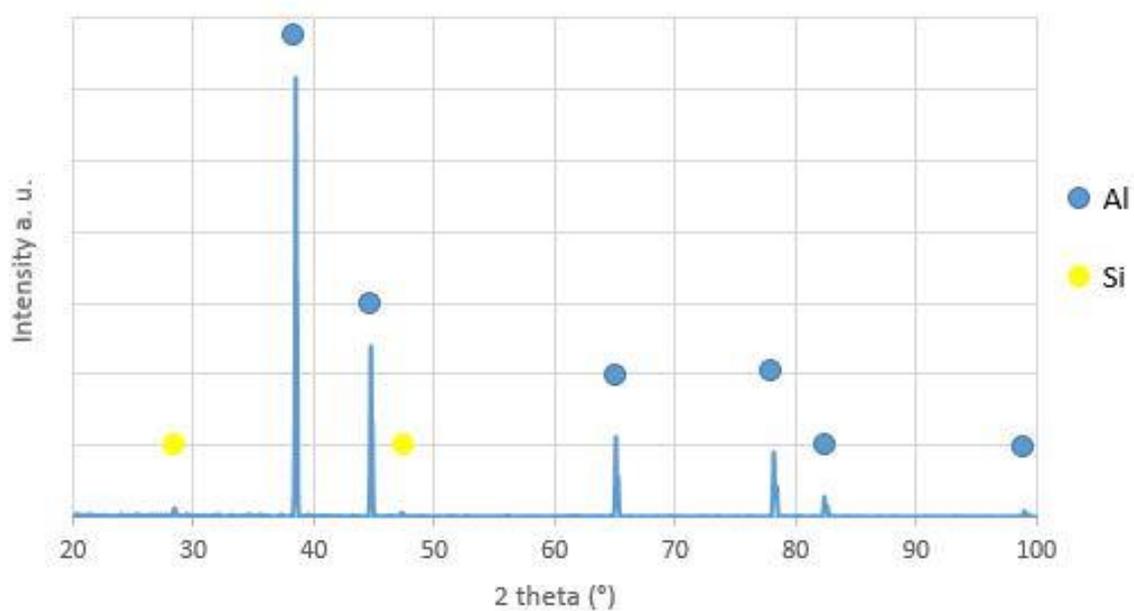


Figura 4.3 Spettrometria di F357, per diffrazione dei raggi X

4.3 Macchina DED

I campioni sono stati realizzati con una macchina Laserdyne 430, presso la Scuola Universitaria Professionale della Svizzera Italiana (SUPSI).

La Laserdyne 430 in Figura 4.4, prodotta da PrimaPower, è descritta come molto accurata, per mezzo di allineamenti ottici e meccanici che consentono precisione volumetrica e accuratezza su 5 assi.

Il produttore dichiara numerosi settori d'elezione per questa workstation, citando quelli aerospaziale, automotive, biomedicale ed elettronico, fra i tanti.



Figura 4.4 Laserdyne 430, prodotta da PrimaPower. (PrimaPower)

La testa di deposizione, in Figura 4.5, permette un movimento rotatorio di 900° e un'inclinazione di 300° [99].

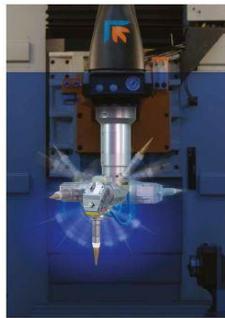


Figura 4.5 Dettaglio Laserdyne BeamDirector. (PrimaPower)

Tra i parametri variabili coinvolti nel processo di realizzazione dei single scan, figura l'*Optomec Input*. Questo valore, impostato dall'operatore, consente alla macchina di gestire il mass flow rate di polvere attraverso il trend indicato in Tabella 3.

Tabella 3 Legame tra *Optomec Input* e mass flow rate

Powder feeding characterization (28/03/2018)		
Material Al alloy - F357		
System Optomec powder feeder		
Location ARM lab - SUPSI		
Optomec input	RPM	g/s
1	4.5/4.6	0.014
1.4	6.2/6.1	0.018
2	8.6	0.023
2.4	10.0/10.1	0.029

4	16.7/16.8	0.046
6	25.1/25.2	0.069
8	33.8/34	0.090
10	42.3/42.4	0.112
12	51.1	0.133

Le misurazioni riportate sono state valutate dagli operatori del SUPSI, pesando il quantitativo di polvere emessa all'interno di un recipiente lasciato all'interno della macchina per un tempo prestabilito. Tali misurazioni sono state utilizzate per le successive valutazioni di processo.

4.4 Campioni

I campioni single scan sono stati realizzati su piattaforme in Al 5754, che fungono da substrato. Ogni piattaforma ospita 50 campioni; questi condividono la temperatura di preriscaldamento della piattaforma e l'Optomec Input, al variare della potenza del laser e della velocità di scansione.



Figura 4.6 Piattaforme, vista frontale

In Tabella 4 sono brevemente elencati i gli intervalli utilizzati per la variazione dei parametri di processo.

La potenza del laser varia da un valore minimo di 400 W ad un valore massimo di 800 W (piattaforme 1,2 4, e



Figura 4.7 Piattaforme, vista laterale

5) o alternativamente da 600 W a 1000 W (piattaforme 3 e 6), sempre per step di 100 W. La scan speed, invece varia da 200 mm/min a 1100 mm/min, per step di 100 mm/min, per tutte le piattaforme.

Il riscaldamento della piattaforma è stato eseguito per tutte le piattaforme, ad eccezione delle piattaforme 1 e 4. Infine, l'Optomec Input suddivide le piattaforme in due gruppi; il primo gruppo con input 8, equivalente ad un mass flow rate di 0.090 g/s, comprende le piattaforme 1, 2 e 3; il secondo gruppo con input 10, equivalente ad un mass flow rate di 0.112 g/s, comprende le piattaforme 4, 5 e 6. I mass flow rate si riferiscono alla conversione indicata in Tabella 4.

Tabella 4 Confronto tra i parametri di processo delle piattaforme

	<i>Sub Preheating (°C)</i>	<i>Optomec Input</i>	<i>Laser Power (W)</i>	<i>Scan Speed (mm/min)</i>
P1	No	8	400-800	200-1100
P2	200	8	400-800	200-1100
P3	200	8	600-1000	200-1100
P4	No	10	400-800	200-1100
P5	200	10	400-800	200-1100
P6	200	10	600-1000	200-1100

I campioni sono stati realizzati in atmosfera a base di Argon, con l'emissione di 3 lpm di carrier gas e 15 lpm di shielding gas.

4.5 Stereo-microscopio

La prima operazione compiuta sui campioni è stata l'analisi macroscopica dei campioni attraverso l'utilizzo dello stereo-microscopio Leica EZ4W.

Ogni immagine è stata prelevata focalizzando la parte centrale delle singole tracce. Questo accorgimento è legato alla volontà di escludere possibili fenomeni di instazionarietà nell'emissione della polvere legati all'inizio ed alla fine del processo di deposizione.

4.6 Troncatrici

In seguito alla caratterizzazione On Top, è stata effettuata una selezione delle migliori quattro piattaforme, rispettivamente P1, P2, P3, P6.

Le piattaforme sono state sottoposte a taglio con due troncatrici dotate di lame CerMet. La troncatrice di dimensioni maggiori Remet TR 100S ha consentito il taglio delle piattaforme in direzione ortogonale ai single scan. La troncatrice di dimensione inferiore, IsoMet 4000 – Buehler, è stata invece utilizzata per la suddivisione degli scan in piccoli gruppi. Ogni piattaforma è stata suddivisa in tasselli da cinque scan, tagliati trasversalmente per evidenziarne la cross-section. Ogni tassello è stato tagliato verificando che la larghezza dello stesso fosse sempre inferiore ai 30 mm.

Il taglio è stato effettuato cercando di evidenziare la sezione trasversale dello scan alla metà della lunghezza, seguendo la stessa filosofia della caratterizzazione On Top.

Alcuni scan non hanno retto al processo di taglio, a causa di una scarsa adesione col substrato, e sono stati asportati durante il processo di taglio. Difatti, nelle tabelle in cross-section sono assenti.

La separazione degli scan dal substrato fornisce indicazioni particolarmente utili sulla debolezza del legame instaurato per quei particolari parametri di processo. Infatti, i tasselli mancanti sono sempre correlati a bassi valori di potenza del laser e di velocità di passaggio della testa di deposizione.

Il requisito sulla larghezza è legato al successivo processo cui sono stati sottoposti i provini, l'inclusione in resina. L'inglobatrice utilizzata consente, infatti, di realizzare l'inclusione di campioni in cilindri di resina del diametro di 30 mm.

4.7 Inglobatrice

La quasi totalità dei campioni è stata inglobata a caldo, con una inglobatrice Remet IPA 30, in resina acrilica. L'inglobatrice ha processato i provini immersi nella resina in polvere per circa 20 minuti, con una temperatura di picco di 170 °C. Una piccola parte dei campioni è stata invece inglobata a freddo, per merito di una resina in polvere e di un apposito attivatore liquido.

Questo processo ha consentito una migliore gestione dei campioni durante il successivo processo di lucidatura.

4.8 Lappatrice

Al fine di rendere visibile la microstruttura dei campioni single scan, è stato effettuato un processo di lucidatura a mano, per mezzo di una lappatrice Presi Mecatech 234.

Il processo di lucidatura ha coinvolto carte al carburo di silicio Struers SiC progressivamente più fini, rispettivamente 800 1200 2400 4000. La lucidatura con queste carte è avvenuta in presenza di un flusso d'acqua per evitare il surriscaldamento di campioni e per la rimozione dei residui, applicando una pressione progressivamente inferiore.

Terminata questa prima fase di lucidatura, i componenti hanno subito un breve lavaggio per evitare il trasporto di particelle abrasive sulle carte successive.

Infine, per l'ultima fase di lucidatura è stato utilizzato un panno a pelo corto, con l'ausilio di una pasta diamantata da 1 µm. Terminata la fase di lucidatura, la rimozione delle restanti particelle abrasive presenti sui campioni è stata effettuata per mezzo di un panno pulito e acqua corrente.

4.9 Microscopio Ottico

I campioni lucidati sono stati analizzati per mezzo del microscopio Leica DMI 5000, sfruttando un fattore di ingrandimento 50 X. Tutti gli scan, lucidati in cross-section, sono stati fotografati per consentirne la successiva analisi.

Il software utilizzato per l'elaborazione delle immagini è ImageJ. Tutti i dati dimensionali dei campioni riportati nel capitolo successivo sono stati ottenuti per mezzo di questo programma.

Si riporta di seguito una delle cross-section analizzate (Figura 4.8), per chiarire gli aspetti legati al modo in cui

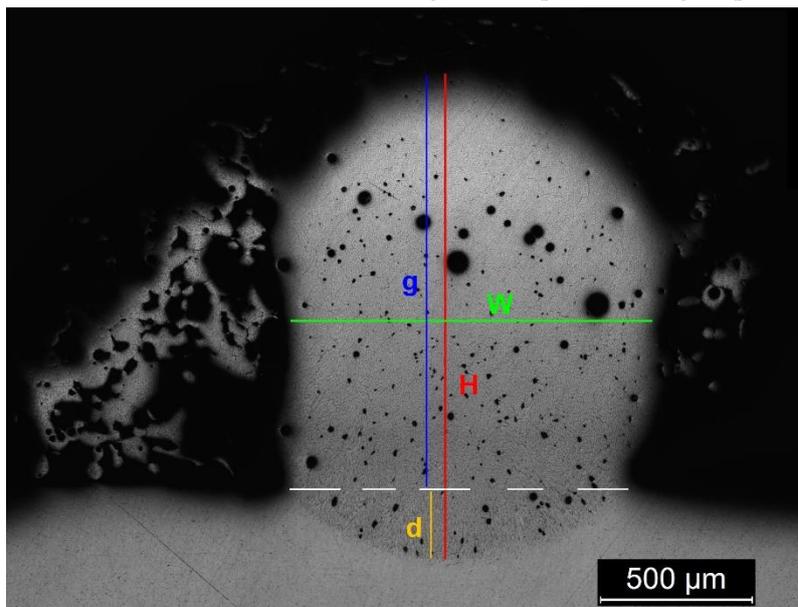


Figura 4.8 Metodo di misura delle grandezze geometriche sul provino in cross-section

le misurazioni sono state effettuate.

Dopo aver impostato la scala sul software ImageJ, usando come riferimento la scale bar fornita dal microscopio, sono state prelevate le misure dal campione.

d. Per la misurazione della profondità della traccia, si è usato come punto di riferimento il punto più basso dell'interfaccia fra la struttura di deposito ed il substrato, fino alla superficie della piattaforma.

g. La crescita comprende perciò la restante quota dalla superficie della piattaforma, fino alla massima quota del deposito lungo la verticale già scelta.

H. L'altezza della cross-section risulta perciò essere la somma dei due contributi $H = g + d$, ma è stata prelevata con una nuova misura, sempre sulla stessa retta ideale.

W. La larghezza dello scan è stata prelevata sempre all'incirca a metà altezza della sezione.

La misurazione della larghezza in quel punto è effettivamente insolita (rispetto alla strategia adottata in letteratura [9]), ma dettata dalla necessità di valutare in modo uniforme provini con geometrie estremamente difformi e irregolari.

Area. L'area è stata calcolata per mezzo del software ImageJ, attraverso un'elaborazione in bianco e nero dei profili. In questo modo, i contorni della sezione sono stati delineati in modo chiaro, senza la necessità di una tracciatura a mano degli stessi. Tutte le aree sono state valutate considerando solo il deposito effettivo, ovvero usando la linea tratteggiata in Figura 4.8 come contorno interno (un esempio è riportato in Figura 4.9). I de-

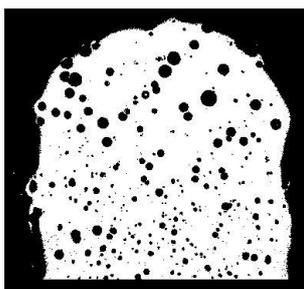


Figura 4.9 Esempio di una elaborazione dell'area con ImageJ

positi di particelle esterni alla bolla principale e connessi solo da un collegamento fine, non sono stati considerati per la stima dell'area. Solo nei casi in cui queste bolle secondarie di deposito risultavano essere parte integrante della bolla primaria, sono state considerate per la valutazione dell'area.

Porosità. La porosità è stata valutata sempre per mezzo di un'analisi a contrasto, evidenziata in Figura 4.9, evidenziando tutti i pori visibili. Nel caso di pori pieni, c'è stato un intervento manuale per consentire al software di valutarli.

Powder efficiency. Per la valutazione dell'efficienza di deposizione è stata utilizzata una formulazione già nota in letteratura e usata anche da Vilar [27].

La formulazione prevede l'utilizzo della densità della lega, che nel caso in questione risulta essere $\rho=2.67$ g/cm³ e dell'area al netto della porosità A_c .

La formula per la powder efficiency (percentuale) risulta essere

$$\eta_p = \frac{\rho \cdot V \cdot A_c}{\dot{m}} \cdot 100$$

Le altre due variabili coinvolte sono la scan speed V e il mass flow rate \dot{m} . Ovviamente, tutte le grandezze sono state convertite in unità congruenti.

In alternativa esistono altre formulazioni per poter determinare l'efficienza di deposizione, come quello citato da Thompson et al. in cui si effettuano solo considerazioni geometriche.

Questa semplice equazione è il risultato di un'integrale di superficie della concentrazione di polvere moltiplicato per il numero totale di particelle emesse dall'ugello:

$$\eta_p = 1 - \exp\left(-\frac{2r_m^2}{r_p^2}\right)$$

con r_m raggio del melt pool e $r_p=1/e^2$ raggio caratteristico del flusso di polvere [64].

Ovviamente, avendo a disposizione i campioni, la prima formulazione, basata sulle evidenze sperimentali, è sembrata la scelta ideale per questo caso.

4.10 Attacco Keller

Al fine di valutare la microstruttura del campione ed in particolare il dendrite arm spacing, si è ritenuto necessario evidenziare leggermente la microstruttura attraverso l'attacco Keller, la cui composizione in volume [96] è indicata di seguito:

2 mL HF (48%), 3 mL HCl, 5 mL HNO₃, 190 mL H₂O

Una ridotta selezione di campioni ha subito l'attacco Keller per 8 s; l'ASM Handbook suggerisce per l'immersione nella soluzione una durata compresa nell'intervallo 8-15 s.

I campioni hanno poi subito un risciacquo al termine dell'immersione nella soluzione; quindi, sono state catturate delle nuove immagini con il microscopio, con un fattore di ingrandimento 200 X.

La scelta di non utilizzare un fattore di ingrandimento superiore è legata ai restrittivi vincoli dettati dalla procedura di Hilliard per la valutazione statistica delle dimensioni dendritiche.

4.10.1 Metodo delle intercette

Per poter valutare il dendrite arm spacing, l'ASM Handbook suggerisce l'utilizzo della procedura delle intercette indicata dalla normativa ASTM E112-13. Questa normativa prevede l'utilizzo di metodi statistici per la misurazione della dimensione dei grani; tuttavia, la procedura resta valida, per estensione, anche alla dimensione dendritica [100].

Al fine di ottenere una misurazione che non risentisse di eventuali direzioni preferenziali di crescita della fase primaria, la scelta è ricaduta sul metodo del cerchio singolo di Hilliard. Oltre alle prescrizioni raccomandate dalla normativa, Hilliard suggerisce (per una migliore accuratezza) di non avere mai meno di 35 intersezioni sul cerchio. Di conseguenza, tutti i campioni sono stati analizzati con almeno 5 cerchi di dimensioni fissate, ma diverse da campione a campione all'occorrenza. L'utilizzo di diversi campionamenti ha permesso la valutazione statistica della popolazione dendritica e dell'accuratezza relativa percentuale. La normativa indica il 10% come valore soglia, per l'accuratezza relativa percentuale, al di sotto del quale è necessario mantenersi per la maggior parte delle valutazioni statistiche. In questo caso, la valutazione ha sempre rispettato il vincolo suggerito, accrescendo quando necessario la popolazione campionata.

4.11 Micro-durezza

I campioni eletti per l'analisi dendritica sono stati successivamente rilucidati con una carta abrasiva (SiC) fine di tipo 4000, per rimuovere gli effetti dell'attacco chimico.

Successivamente, questi campioni sono stati sottoposti a prove di micro-durezza Vickers per mezzo dell'applicazione di 100 gf per 15 s. Le indentature sono state eseguite lungo due assi principali, uno parallelo alla superficie della piattaforma ed uno ortogonale ad esso, passante per l'immaginario asse di simmetria del campione in cross-section.

Il macchinario utilizzato per le prove, il micro-durometro Leica VMHT, ha poi restituito i valori di durezza riportati nel capitolo successivo.

Capitolo V

5 Risultati

Di seguito sono riportati i risultati dello studio effettuato sui campioni. L'attenzione nella presentazione dei risultati è stata posta sugli effetti derivanti dalla variazione dei parametri di processo, effettuando un confronto diretto tra una piattaforma di riferimento standard e la piattaforma con il parametro modificato. In particolare, sono stati analizzati gli aspetti morfologici del melt pool, con attenzione ai valori di efficienza di deposizione e porosità, il dimensionamento dendritico e i valori di micro-durezza.

Perciò, in seguito a queste considerazioni, i risultati verranno riportati cercando di evidenziare trend confermati in letteratura e comportamenti anomali, suggerendo le possibili motivazioni correlate. Dal momento che i campioni sono stati prodotti in una sede diversa e da personale diverso, le uniche informazioni relative ai campioni risultano essere i parametri di processo forniti in allegato alle piattaforme.

5.1 Caratterizzazione On Top

Le immagini, riordinate per scan speed e laser power crescenti, mostrano un trend comune a tutte le piattaforme, consistente in scan larghi ed irregolari per bassi valori di potenza e scan speed. In particolare, valori bassi di scan speed comportano scan irregolari per tutti i range di laser power analizzati, mentre nel caso di valori di laser power particolarmente bassi, l'irregolarità è presente per tutti i valori di scan speed, anche se con irregolarità decrescente all'aumentare della velocità.

Di seguito si riporta il riarrangiamento delle sezioni on top delle sei piattaforme.

no sub preheating
8 Optomec Input

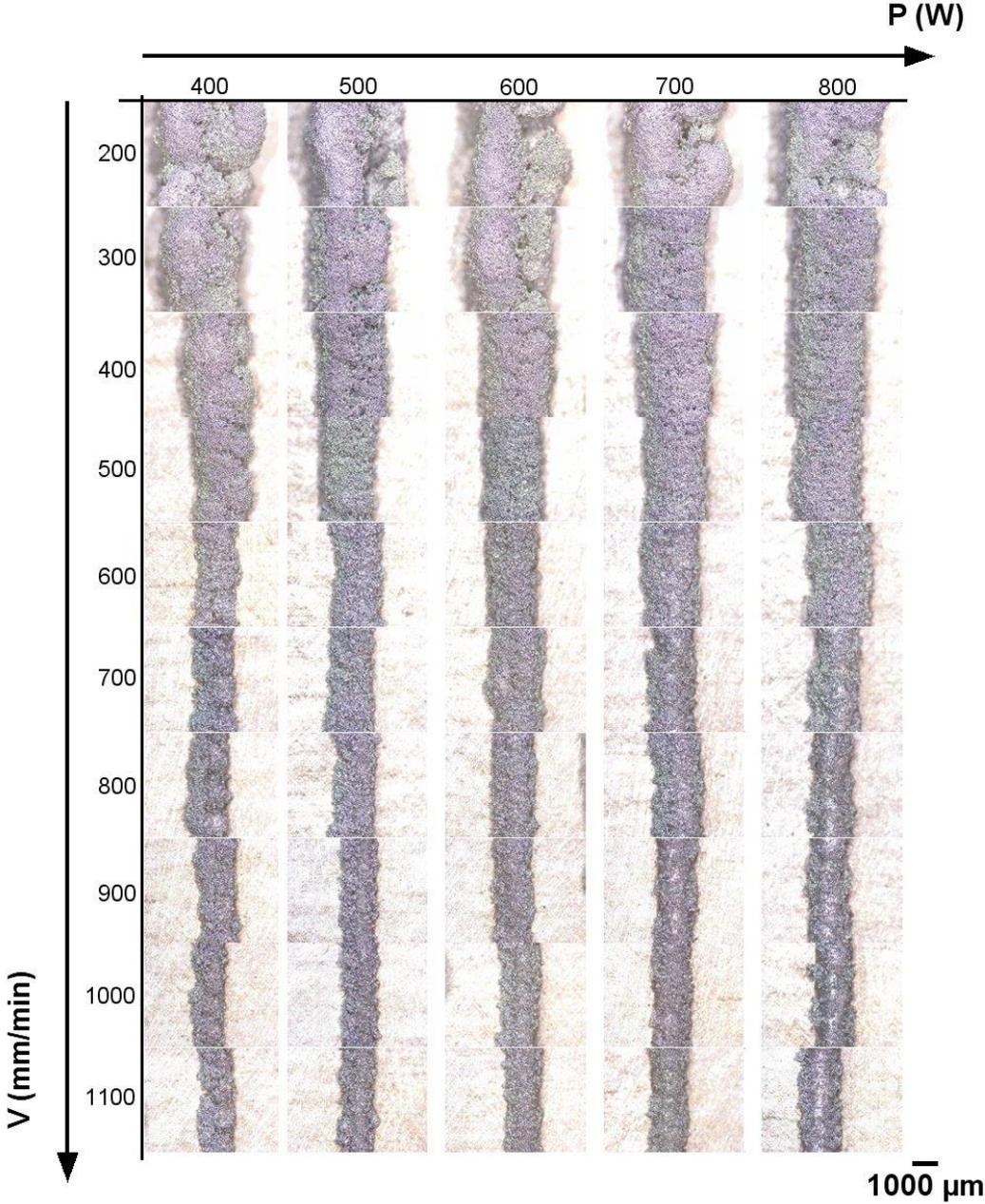


Figura 5.1 Piattaforma 1 On Top. No pre-heating, 8 Optomec input, laser power 400 – 800 W, scan speed 200 – 1100 mm/min

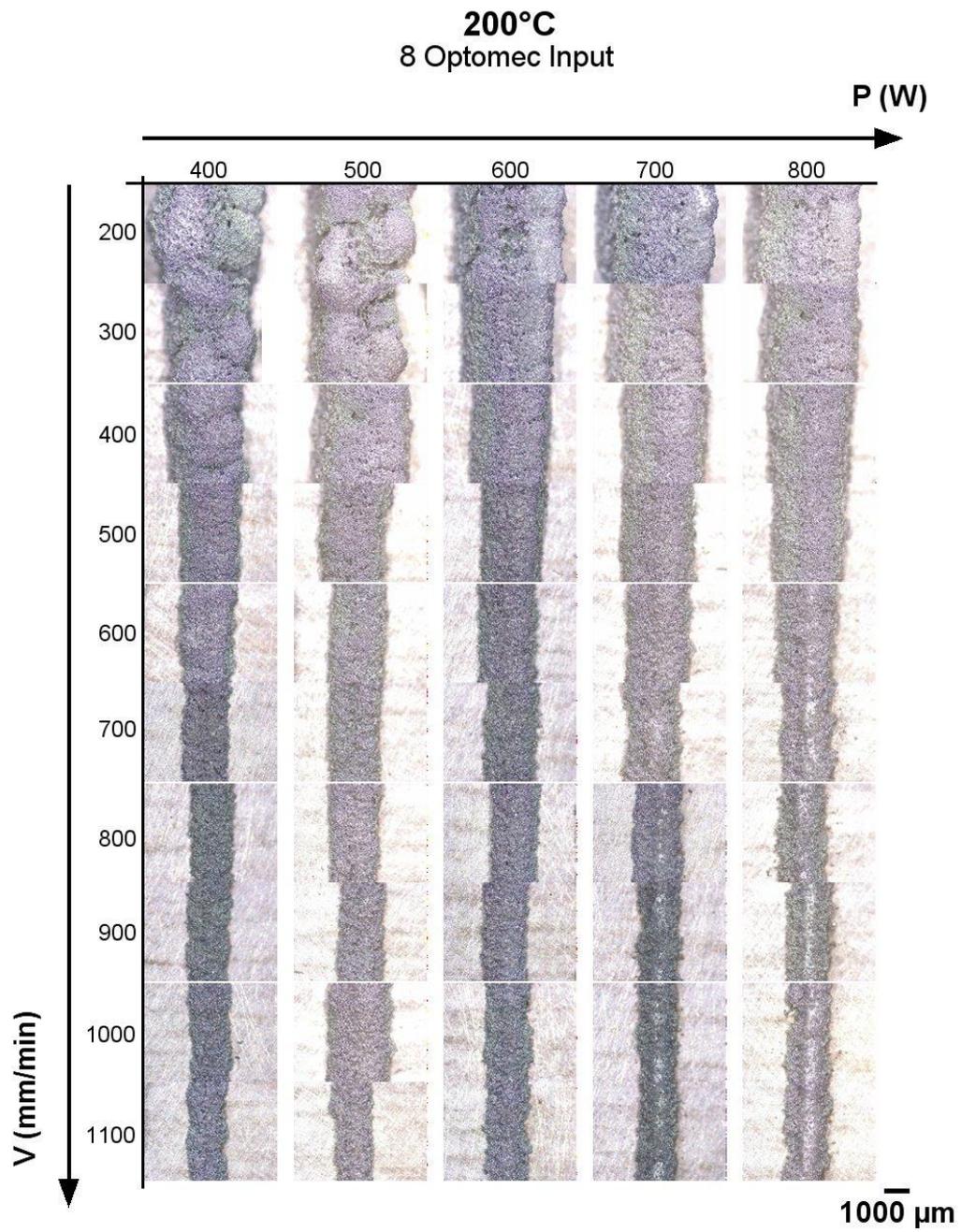


Figura 5.2 Piattaforma 2 On Top. Pre-heating a 200 °C, 8 Optomec input, laser power 400 – 800 W, scan speed 200 – 1100 mm/min

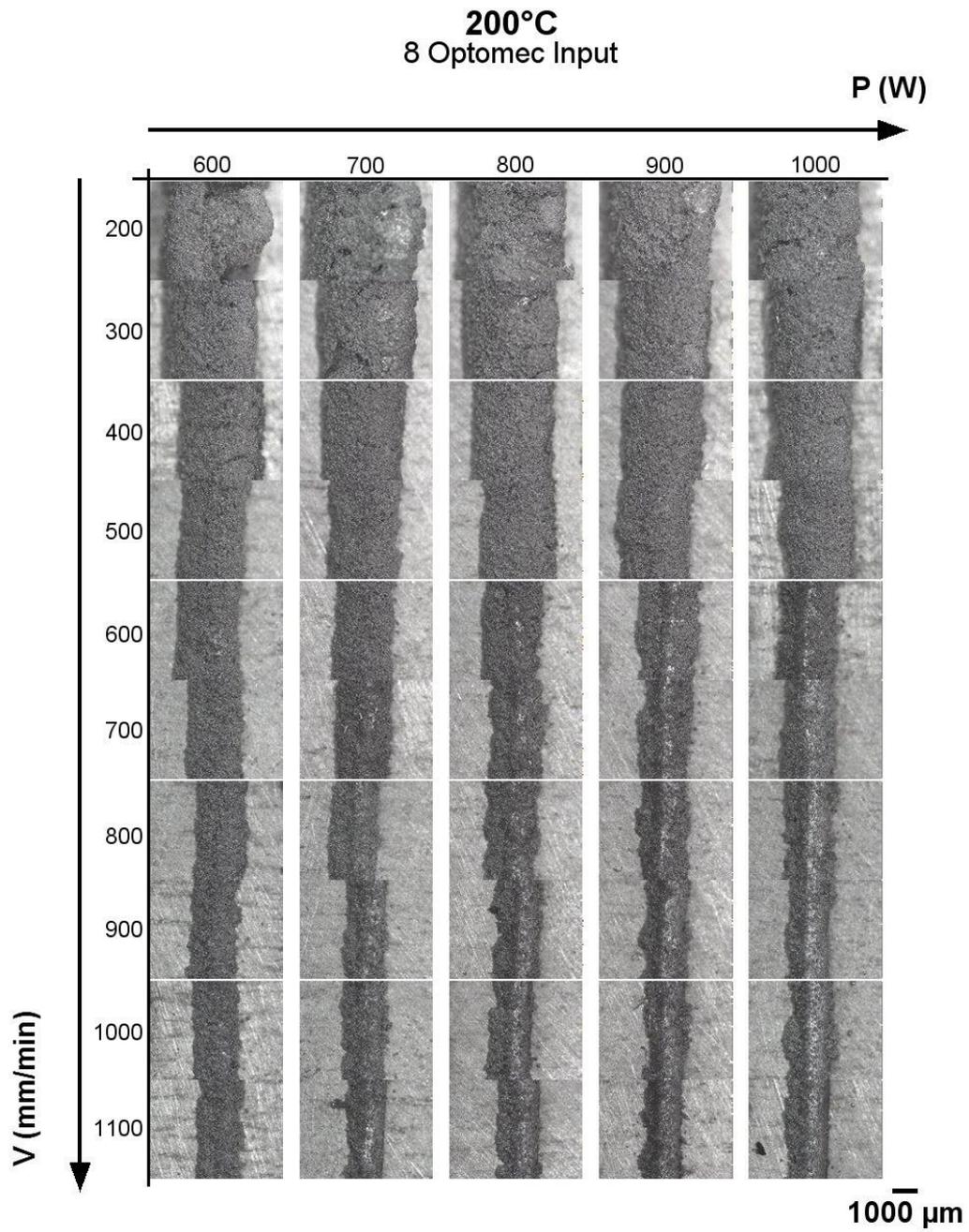


Figura 5.3 Piattaforma 3 On Top. Pre-heating a 200 °C, 8 Optomec input, laser power 600 – 1000 W, scan speed 200 – 1100 mm/min

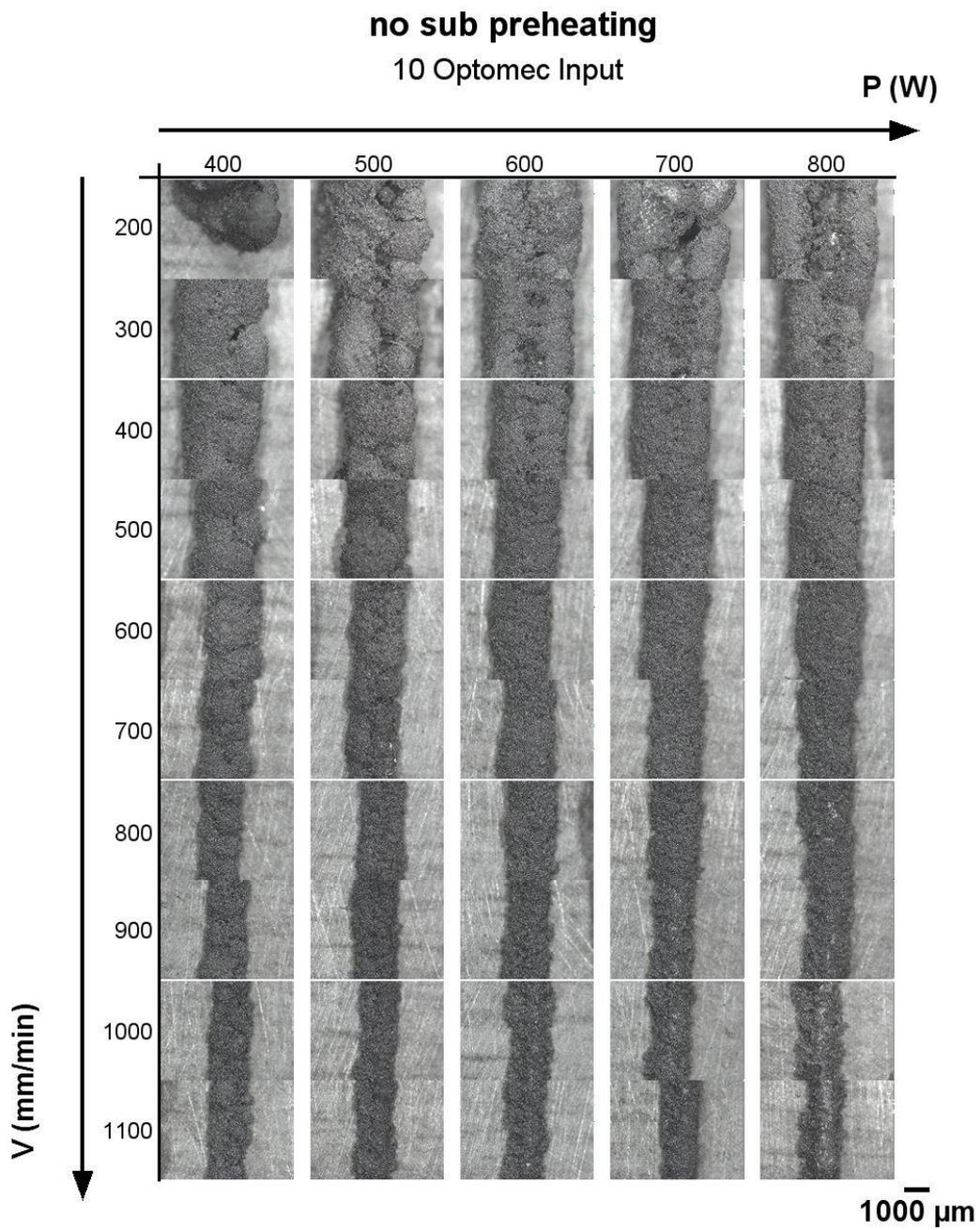


Figura 5.4 Piattaforma 4 On Top. No pre-heating, 8 Optomec input, laser power 400 – 800 W, scan speed 200 – 1100 mm/min

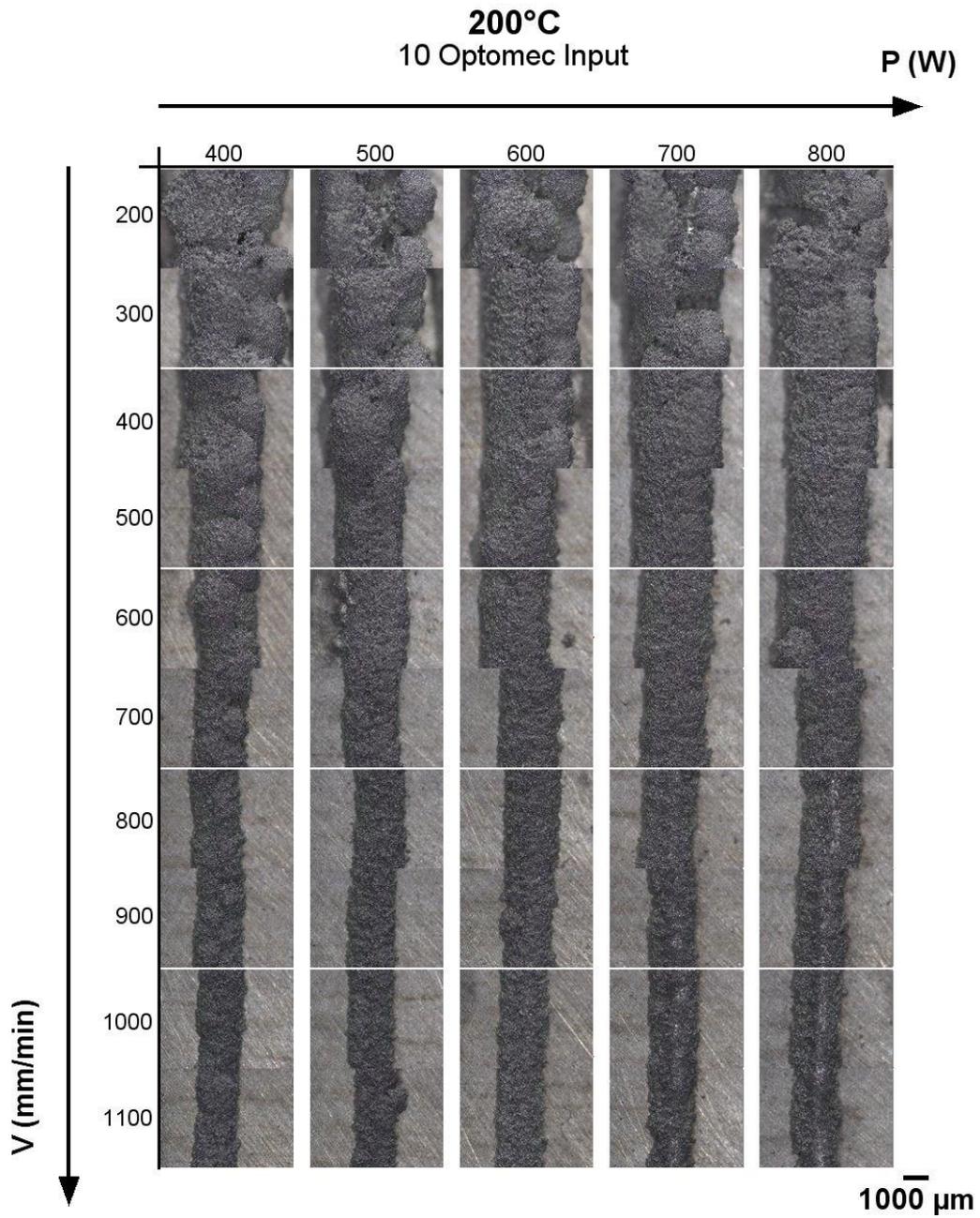


Figura 5.5 Piattaforma 5 On Top. Pre-heating a 200 °C, 10 Optomec input, laser power 400 – 800 W, scan speed 200 – 1100 mm/min

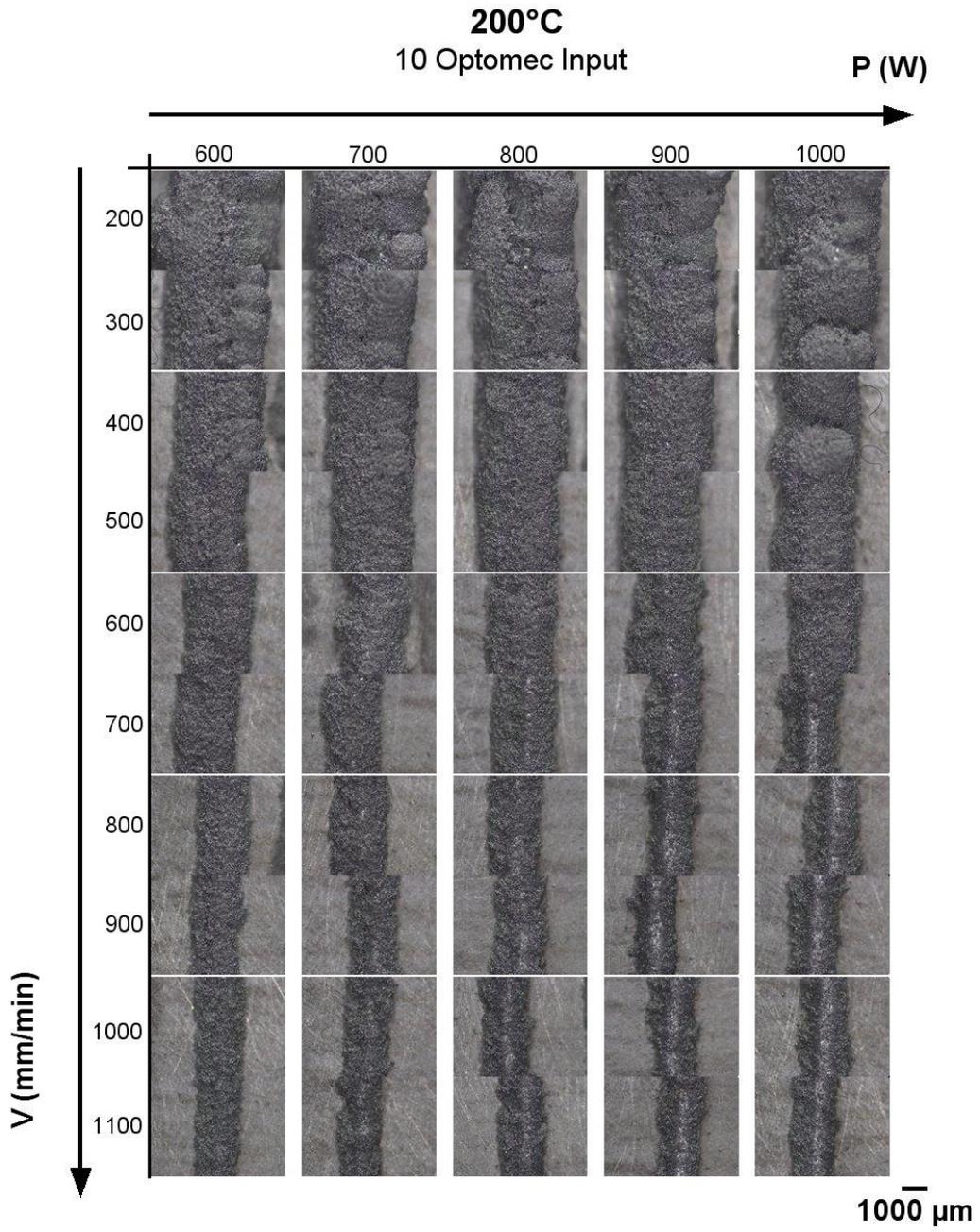


Figura 5.6 Piattaforma 6 On Top. Pre-heating a 200 °C, 10 Optomec input, laser power 600 – 1000 W, scan speed 200 – 1100 mm/min

Per i processi DMD si utilizzano con successo ratei di deposizione di 0.1-4.1 cm³/min [14] oppure di 16-1000 cm³/h per LPD [27]. Volendo effettuare un confronto, si considera il caso con la portata in massa maggiore, ovvero il caso con 10 Optomec Input, che corrisponde ad un powder flow rate di 6.72 g/min. Si considera poi il maggior valore di powder deposition efficiency ottenuto per questa piattaforma, circa 0.526; infine, nota la densità della lega Al F357, 2.67 g/cm³, si scopre che si ottiene una deposizione di 1.31 cm³/min, in linea con lo standard di processo.

Va ricordato che esiste una concreta difficoltà nella gestione delle polveri di alluminio, quindi eventuali irregolarità potrebbero essere dovute anche a questa problematica, oltre che a fenomeni di solidificazione. Come accennato nei capitoli precedenti, la polvere delle leghe d'alluminio risulta particolarmente leggera e poco scorrevole; per questo motivo, potrebbe tendere alla formazione di piccoli agglomerati che alterano l'omogeneità d'emissione degli ugelli. Come suggerito da Liu et al., le fluttuazioni del powder feed rate possono condizionare l'altezza di deposito [101]. Questo fenomeno risulta particolarmente influenzato perciò dal percorso compiuto dalla polvere prima dell'arrivo all'ugello.

Un'altra delle possibili cause della grande irregolarità delle tracce è legata alla prematura fusione della polvere riscontrata sui campioni. Come sarà possibile vedere dalle immagini in cross-section, molti campioni presentano una crescita molto elevata e bassa fusione del substrato.

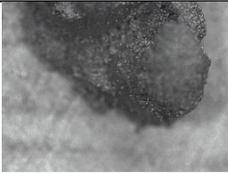
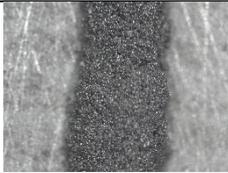
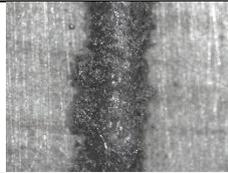
Terminata l'analisi On Top, è stata effettuata una scelta sulle migliori combinazioni di parametri di processo che ha portato all'esclusione di due piattaforme. Per evidenziare i parametri da migliorare, di seguito sono riportati confronti incrociati tra le piattaforme che evidenziano il contributo di un solo parametro di processo alla volta.

Effetto del pre-riscaldamento. Da un primo confronto, Tabella 5 e Tabella 6, tra piattaforme che differiscono in coppie solo per il pre-riscaldamento, è possibile evidenziare depositi leggermente superiori oltre ad una migliore adesione del deposito sul substrato, nel caso di piattaforma pre-riscaldata. L'ingrandimento utilizzato con il microscopio è, infatti, lo stesso; le immagini sono perciò in scala.

Tabella 5 Confronto effetto pre-riscaldamento su immagini On Top P1 e P2, per coppie crescenti di laser power e scan speed

	400 W, 200 mm/min	600 W, 700 mm/min	800 W, 1100 mm/min
P1 no pre-heating, 8 O/I			
P2 200 °C, 8 O/I			

Tabella 6 Confronto effetto pre-riscaldamento su immagini On Top P4 e P5, per coppie crescenti di laser power e scan speed

	400 W, 200 mm/min	600 W, 700 mm/min	800 W, 1100 mm/min
P4 no-preheating, 10 rpm			
P5 200 °C, 10 rpm			

Come spiegato nei capitoli precedenti, il pre-riscaldamento ha notevoli benefici sul processo additivo. Generalmente consente di alleggerire il carico di lavoro del laser, consentendo il corretto funzionamento del processo a potenze inferiori. Nel caso dei processi additivi metallici però, il pre-riscaldamento non arriva fino a temperature prossime al punto di fusione. Per questo motivo, l'effetto è quantificabile in una maggiore regolarità della traccia di deposizione.

In Tabella 6, è presente uno scan danneggiato; come si può vedere dall'immagine, la piattaforma non conserva alcuna traccia dello scan, lasciando intendere che il mancato pre-riscaldamento e la fusione precoce della polvere abbiano impedito la fusione della piattaforma e la relativa adesione con il deposito. Il pre-riscaldamento e la giusta combinazione granulometrica della polvere (che permetta una adeguata trasmissione del laser fino alla piattaforma) contribuiscono a mantenere più stabile il melt-pool e quindi a garantire l'uniformità di deposizione.

Chiarito il vantaggio del pre-riscaldamento, resta però un comune problema di non corretta fusione della polvere, evidente in particolar modo per gli scan a potenza ridotta.

Effetto del laser power. Confrontando le immagini in Tabella 7 e Tabella 8, è possibile confrontare gli effetti del laser power, per coppie di piattaforme. Le immagini suggeriscono come una potenza del laser maggiore permetta una migliore fusione della polvere depositata; difatti, per basse potenze si ha rilevante deposito di particelle di polvere parzialmente fuse.

Tabella 7 Confronto effetto del laser power su immagini On Top P2 e P3, per valori crescenti di laser power, scan speed di 1100 mm/min e 8 Optomec input

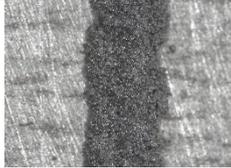
	400 W, 1100 mm/min	600 W, 1100 mm/min	800 W, 1100 mm/min	1000 W, 1100 mm/min
P2 200 °C, 8 O/I				
P3 200 °C, 8 O/I				

Tabella 8 Confronto effetto del laser power su immagini On Top P5 e P6, per valori crescenti di laser power, scan speed di 1100 mm/min e 10 Optomec input

	400 W, 1100 mm/min	600 W, 1100 mm/min	800 W, 1100 mm/min	1000 W, 1100 mm/min
P5 200 °C, 10 rpm				
P6 200 °C, 10 rpm				

Effetto del mass flow rate. Dal confronto di queste tre coppie (in Tabella 9, Tabella 10 e Tabella 11) è invece possibile valutare l'effetto del mass flow rate (espresso dal valore di Optomec input).

Tabella 9 Confronto effetto del mass flow rate (indicato da Optomec input) su immagini On Top P1 e P4, per coppie crescenti di laser power e scan speed

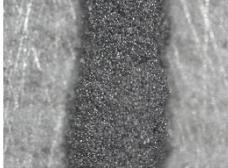
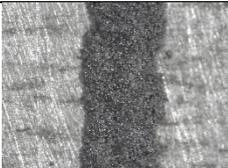
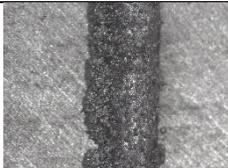
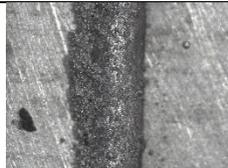
	400 W, 200 mm/min	600 W, 700 mm/min	800 W, 1100 mm/min
P1 no pre-heating, 8 O/I			
P4 no-preheating, 10 rpm			

Tabella 10 Confronto effetto del mass flow rate (indicato da Optomec input) su immagini On Top P2 e P5, per coppie crescenti di laser power e scan speed

	400 W, 200 mm/min	600 W, 700 mm/min	800 W, 1100 mm/min
P2 200 °C, 8 O/I			
P5 200 °C, 10 rpm			

Tabella 11 Confronto effetto del mass flow rate (indicato da Optomec input) su immagini On Top P3 e P6, per coppie crescenti di laser power e scan speed

	600 W, 200 mm/min	800 W, 700 mm/min	1000 W, 1100 mm/min
P3 200 °C, 8 O/I			
P6 200 °C, 10 rpm			

I campioni realizzati con input Optomec 10 (piattaforme P4, P5 e P6) presentano spessori superiori di deposito di polvere non completamente fusa, per questo motivo, risulta preferibile la scelta di un mass flow rate inferiore. Si ricorda (Tabella 3) che Optomec input 8 corrisponde a 5.4 g/min, mentre Optomec input 10 corrisponde a 6.72 g/min.

In conclusione, tenuto conto degli effetti dei tre parametri analizzati, le piattaforme P4 e P5 non hanno subito ulteriori caratterizzazioni.

5.2 Caratterizzazione Morfologica in Cross-Section

Molte informazioni sono ottenibili dalla sola analisi geometrica degli scan, schematizzata in Figura 5.7; la geo-

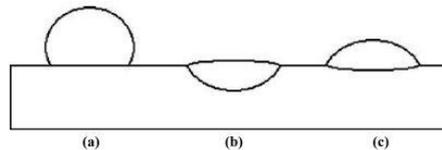


Figura 5.7 Possibili geometrie in cross-section. [27]

metria (a) causa inter-run porosity, la geometria (b) porta ad una eccessiva fusione del substrato, mentre la geometria (c) viene indicata come la migliore per le applicazioni LPD. La geometria (b) infatti ha effetti negativi sulla stabilità di processo e sull'accuratezza [27].

Una delle problematiche maggiormente frequenti fra gli scan analizzati è il balling. Come anticipato nei capitoli precedenti, questo fenomeno è legato sia a problematiche tipiche dell'alluminio, sia ad una non corretta scelta dei parametri di processo. In analogia con lo studio effettuato da Aversa et al. su tracce singole di scansione di una lega AlSi10Mg per un processo PBF, risulta interessante la valutazione di una process window che comprenda le migliori combinazioni di parametri [9].

Un altro caso analogo è lo studio effettuato da El Cheikh et al.; hanno studiato singole tracce di scansione realizzate con un processo Direct Laser Fabrication al variare di laser power, scan speed e mass flow rate di una polvere di acciaio 316L. El Cheikh et al. hanno realizzato un modello matematico (per mezzo di metodi di regressione multipla) in grado di valutare come l'accumulo di deposito (causato da basse velocità, alti feed rate) possa far risalire il centro del cerchio immaginario, che rappresenta la sezione dello scan, fuori dalla superficie del substrato. In questo modo, questo modello è in grado di prevedere i parametri geometrici della traccia (altezza, larghezza, crescita e profondità) in tutti i casi, anche in presenza di balling [8].

Le figure seguenti rappresentano la schematizzazione delle singole cross-section, ordinate in base a parametri di processo crescenti.

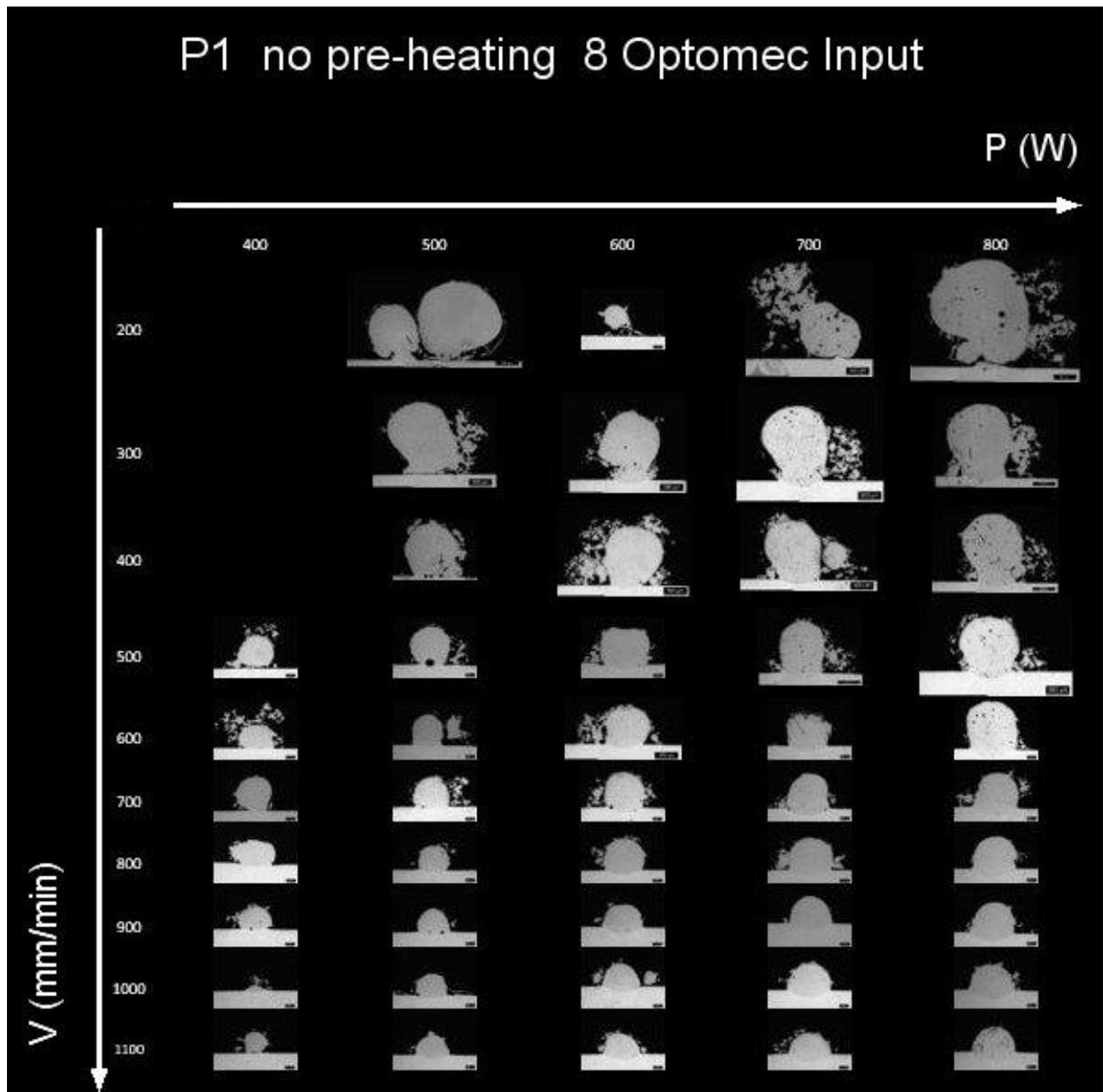


Figura 5.8 Piattaforma 1, vista in cross-section (no pre-heating, 8 Optomec Input)

P1. I primi campioni in Figura 5.8, a bassa potenza del laser e bassa velocità di scansione, non hanno resistito al processo di taglio e sono stati asportati. Come si può notare guardando i campioni adiacenti, la causa è da ricercare nella scarsa (o del tutto assente) adesione locale fra deposito e substrato. In alcuni casi sono stati osservati depositi sospesi; questo fenomeno potrebbe essere legato alla prematura fusione della polvere e alla sua adesione sul deposito, non sufficiente caldo per inglobarlo. Inoltre, è chiaramente visibile il fenomeno del balling, soprattutto per basse potenze e basse velocità. Alcuni provini presentano porosità all'interfaccia fra deposito e substrato, ad indicare la scarsa fusione e bagnabilità del substrato. Solo per valori di potenza elevati e basse velocità (alte densità lineari di potenza, LED) si assiste alla formazione di pori metallurgici. Infine, i campioni costruiti con alte velocità e alte potenze sono caratterizzati da una morfologia regolare, da un'adeguata profondità e da un valore di porosità relativamente ridotto.

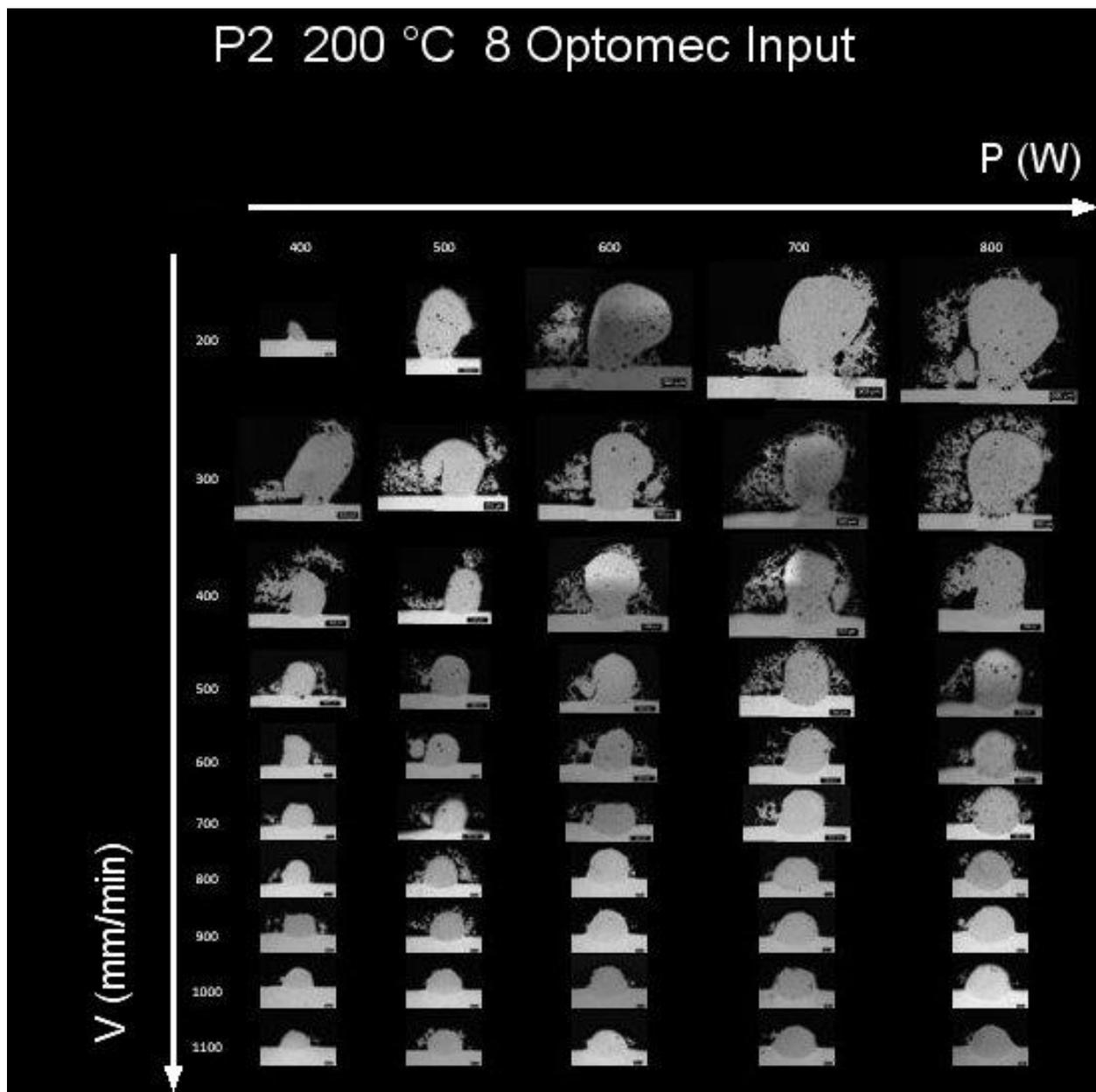


Figura 5.9 Piattaforma 2, vista in cross-section (200 °C, 8 Optomec Input)

P2. Questi campioni (Figura 5.9), a differenza di quelli della piattaforma 1, sono stati depositati su una piattaforma pre-riscaldata a 200 °C. Il beneficio è chiaramente visibile; l'adesione fra il deposito ed il substrato è migliorata. Anche per questa piattaforma si notano però elevati valori di altezza di deposito e presenza di particelle sospese. Il fenomeno del balling è presente anche per questa piattaforma, suggerendo come il pre-riscaldamento della piattaforma non sia sufficiente ad evitare questo tipo di difetto.

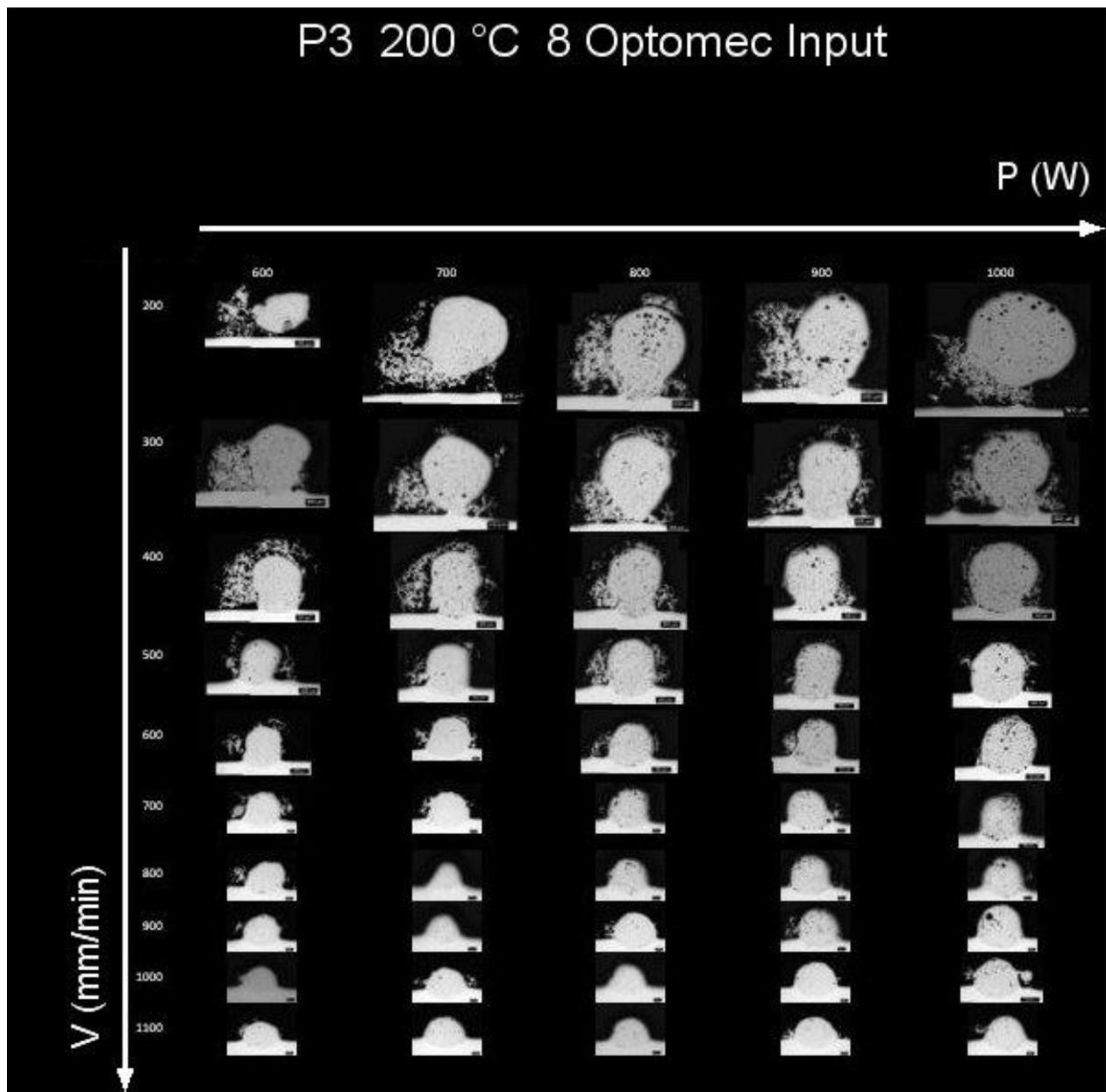


Figura 5.10 Piattaforma 3, vista in cross-section (200 °C, 8 Optomec Input)

P3. La piattaforma 3, in Figura 5.10, varia rispetto alla seconda per la potenza del laser utilizzata. Di conseguenza verrebbe spontaneo effettuare un confronto fra le colonne con potenze 600-800 W. Tuttavia, una precisazione si rende necessaria; la storia termica è diversa. I campioni, come si vedrà di seguito, potrebbero aver risentito (durante il processo di deposizione) di un accumulo di calore nel substrato legato alla generazione di tracce adiacenti ad alta densità lineare di potenza. In questo senso, le differenze fra le due piattaforme possono essere illuminanti nella valutazione degli effetti di un parametro non controllato. Si noti la scarsa adesione dei provini a bassa scan speed; se la prima piattaforma suggeriva fosse un problema unicamente legato al pre-riscaldamento, questa permette di identificare meglio la precoce fusione della polvere. Come già spiegato, più la polvere si scalda e più radiazione elettromagnetica è in grado di assorbire, fino ad un picco legato al passaggio allo stato fuso. In questo modo la trasmissione del laser al substrato si riduce notevolmente, favorendo il fenomeno del balling.

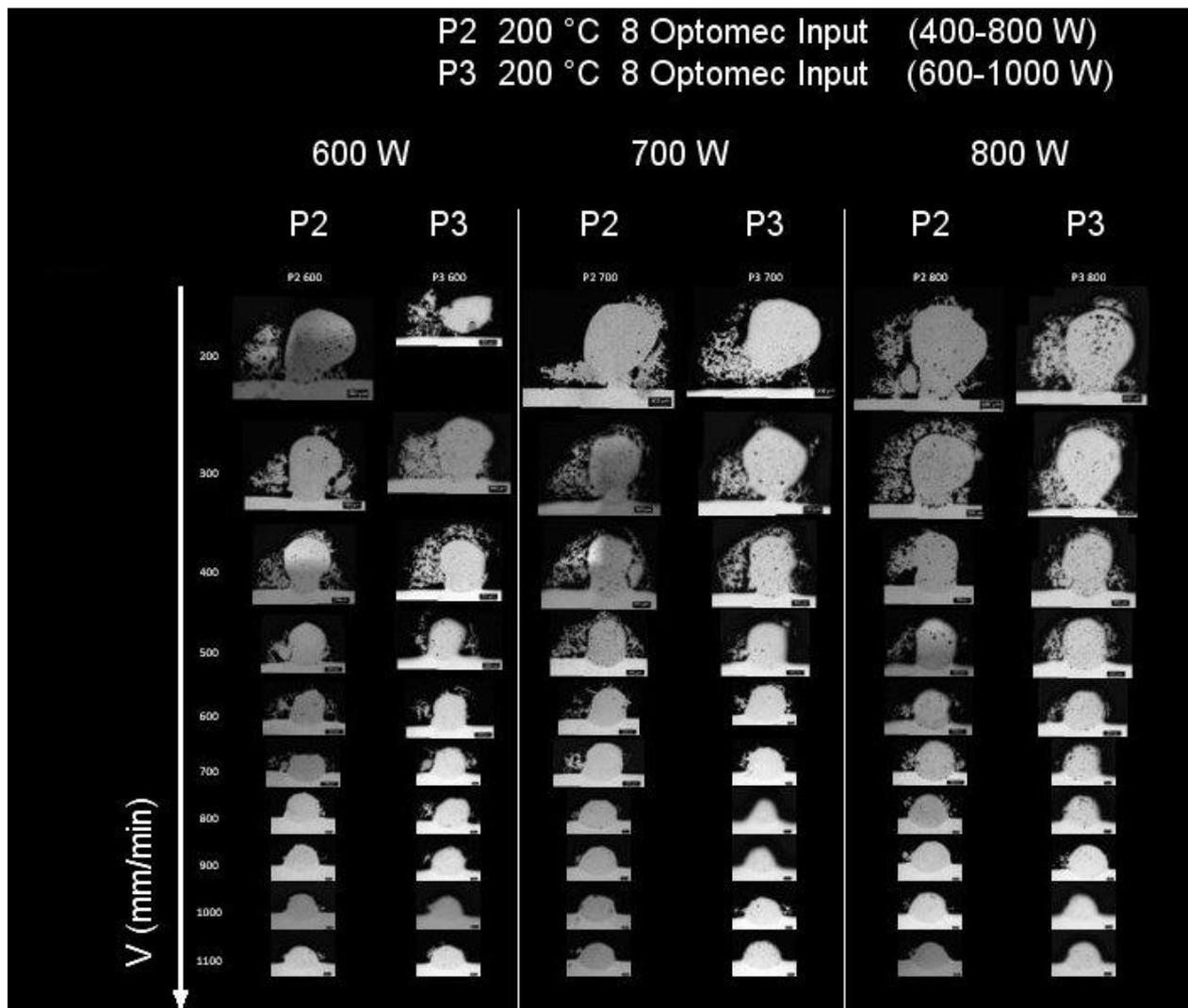


Figura 5.11 Confronto fra le piattaforme 2 e 3 per quei campioni che condividono una sovrapposizione dei parametri di processo

Storia termica. Le piattaforme P2 e P3 condividono una finestra di sovrapposizione dei parametri di processo per il range di potenza 600 W – 800 W, evidenziata in Figura 5.11. Il confronto fra questi campioni risulta perciò di particolare interesse, in quanto evidenzia la diversa storia termica degli scan. Infatti, data la sovrapposizione dei parametri, ci si dovrebbe aspettare l'uguaglianza a coppie dei campioni. Tuttavia, l'analisi dei campioni ha dimostrato come ci siano sostanziali differenze, non attribuibili solo ad una variabilità intrinseca del processo. Difatti, mentre alcune grandezze restano simili, altre, tra cui la porosità, subiscono grandi variazioni. La causa è attribuibile alla diversa storia termica subita dal substrato. Le variazioni si hanno infatti per scan realizzati a breve intervallo di tempo da una traccia adiacente ad alta densità lineare di energia. Il locale accumulo di calore nel substrato, potrebbe aver alterato non solo i valori analizzati in questa sezione, ma anche la microstruttura dendritica e la micro-durezza.

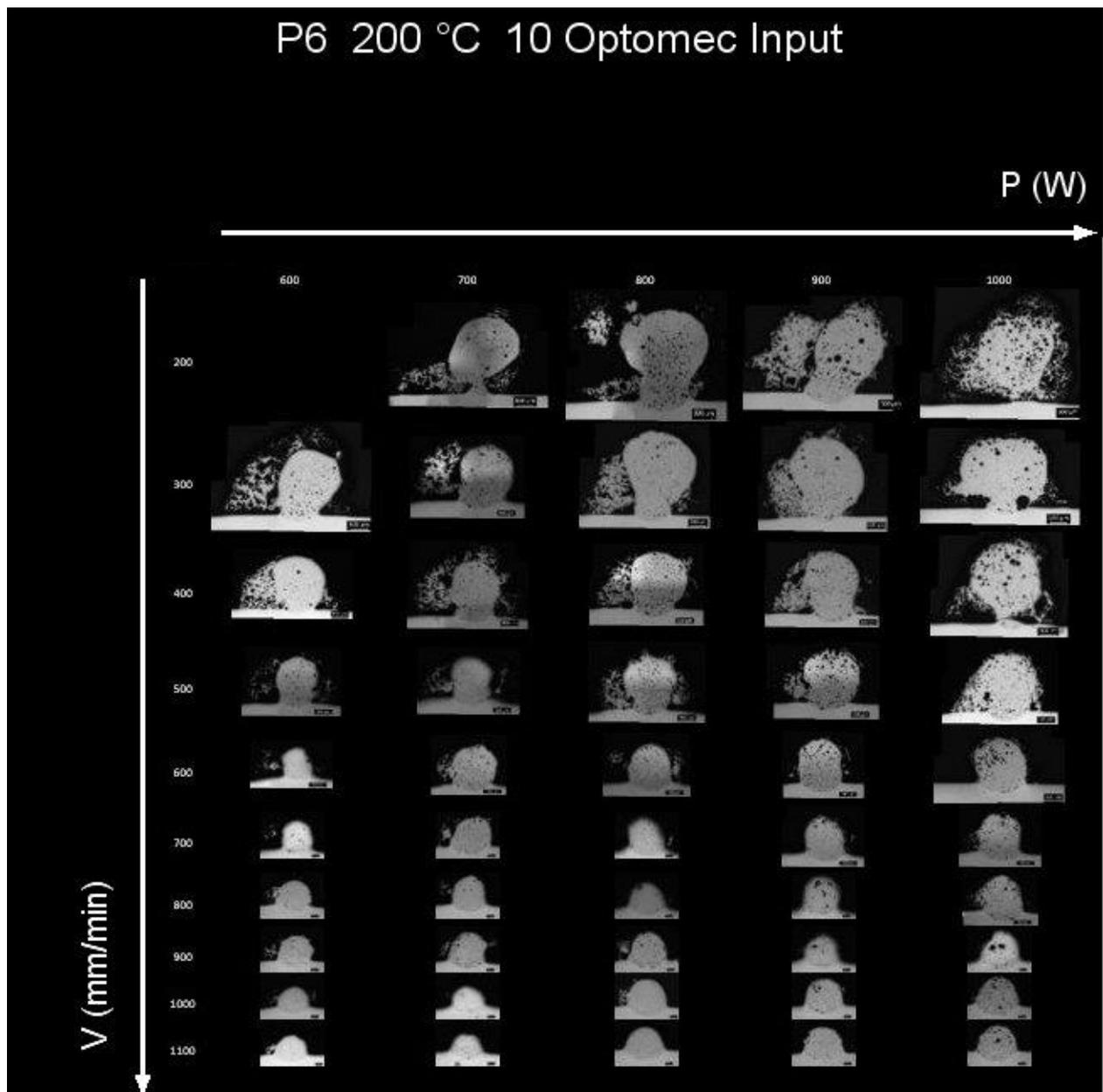


Figura 5.12 Piattaforma 6, vista in cross-section (200 °C, 10 Optomec Input)

P6. Quest'ultima piattaforma, Figura 5.12, può essere confrontata direttamente con la piattaforma 3. L'unico parametro che le differenzia (la storia termica è la stessa) è il mass flow rate, qui superiore. Il problema più rilevante è la presenza elevata di pori metallurgici a causa di eccessiva LED ed elevati mass flow rate. Infatti, per bassi valori di laser power ed elevati valori di scan speed, la porosità si riduce drasticamente. Parimenti, confrontando i campioni della piattaforma 6 con quelli della piattaforma 3, si nota come l'aumento del mass flow rate comporti distintamente l'aumento di porosità. Anche su questa piattaforma, è elevata la presenza di particelle sospese. In alcuni casi, in particolare ad elevata potenza (1000 W, 200 mm/min), le immagini sembrano suggerire una esplosione della bolla di deposito.

I parametri geometrici di tutti i campioni sono stati valutati tramite il software ImageJ, come descritto nel capitolo 4. Di seguito si riportano i grafici che indicano le correlazioni più interessanti, utilizzando una piattaforma di riferimento per analizzare l'effetto di laser power e scan speed su geometria, efficienza e porosità. Successivamente, si analizza l'effetto del pre-riscaldamento della piattaforma e dell'aumento del mass flow rate, confrontando le diverse piattaforme.

Analisi Piattaforma 1 (no pre-heating, 8 Optomec Input)

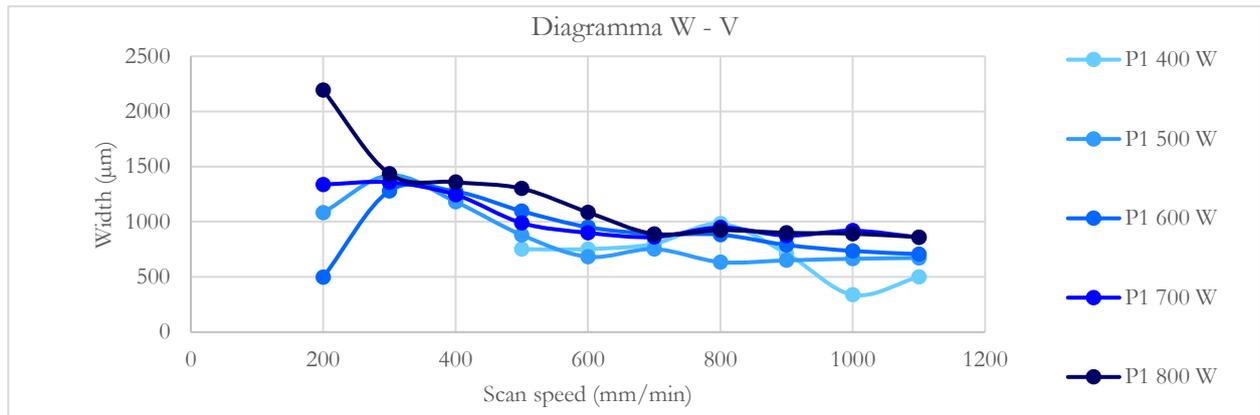


Figura 5.13 Larghezza in funzione della scan speed, piattaforma 1, no pre-heating, 8 Optomec Input

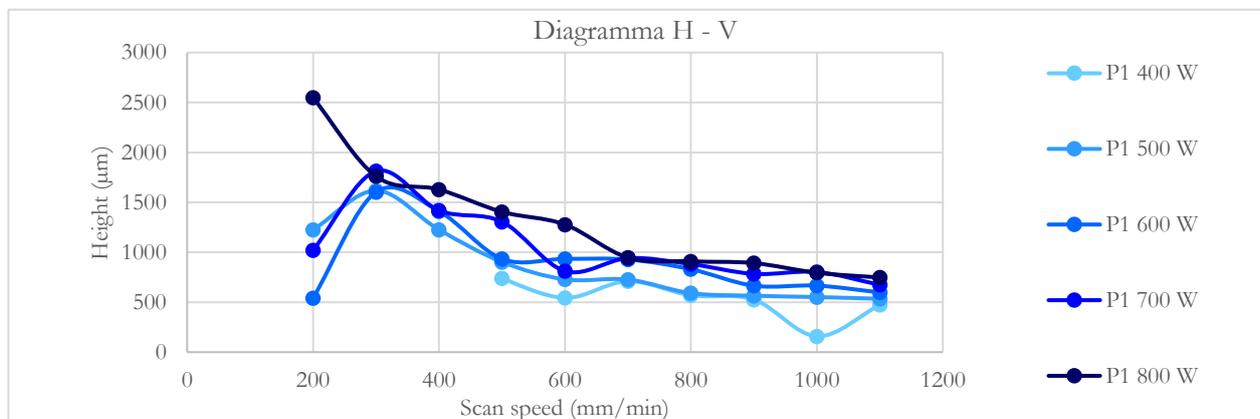


Figura 5.14 Altezza in funzione della scan speed, piattaforma 1, no pre-heating, 8 Optomec Input

I diagrammi in Figura 5.13 e Figura 5.14 rivelano un comportamento già visibile dalle immagini in cross-section (Figura 5.8); sia la larghezza che l'altezza di deposito mostrano un trend marcatamente oscillatorio per basse scan speed e la tendenza ad un valore asintotico all'aumentare della velocità. Le oscillazioni riguardano la precoce fusione della polvere con conseguente minimizzazione della superficie del melt pool (sferoidizzazione) per merito della tensione superficiale. Questo comportamento si riduce per alti valori di scan speed.

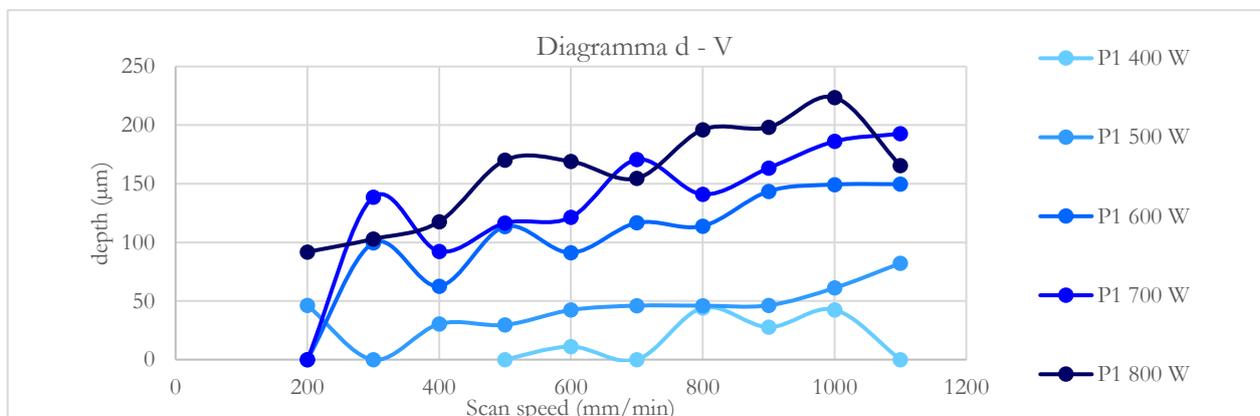


Figura 5.15 Profondità in funzione della scan speed, piattaforma 1, no pre-heating, 8 Optomec Input

Per confronto, Yianmin et al. [7] e Thompson et al. [64] hanno riscontrato come, nei processi a deposizione diretta, l'altezza della traccia sia condizionata da una grande varietà di fattori: laser absorptivity, laser power,

scan speed, temperatura iniziale del substrato e proprietà termo-fisiche della polvere, mentre per la larghezza di traccia i parametri condizionanti risultano essere diametro del laser spot, dal laser power e dalla scan speed.

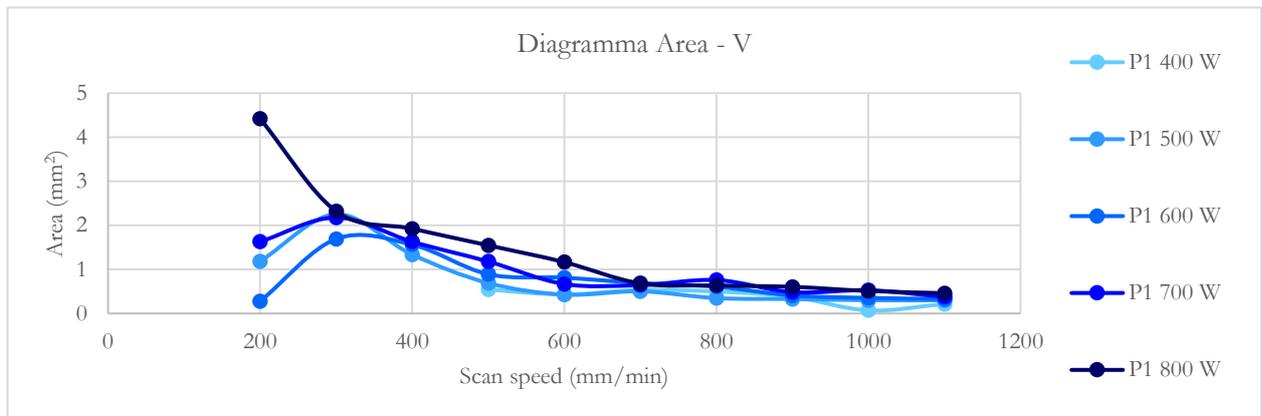


Figura 5.16 Area in cross-section in funzione della scan speed, piattaforma 1, no pre-heating, 8 Optomec Input

In Figura 5.15 sono mostrati i valori di profondità della traccia; si vede come velocità di scansione superiori corrispondano ad un andamento crescente della profondità. Ciò sembra suggerire che la polvere giunga a fusione prematuramente (per colpa di una distribuzione granulometrica troppo fine), ostacolando la trasmissione dell'energia del laser al substrato. Per questo motivo, l'aumento della scan speed correlato ad un mass flow rate costante comporta una minore concentrazione di polvere in sospensione e quindi una migliore trasmissione del laser al substrato. Questi risultati sono in accordo con i risultati ottenuti di Fathi et al. [102].

Inoltre, è particolarmente visibile l'effetto del laser power; per valori di potenza crescenti, si assiste ad una traslazione delle curve verso valori superiori di profondità. Dal momento che la piattaforma non ha subito il pre-riscaldamento, l'energia fornita dal laser assume notevole importanza per la fusione del substrato.

In Figura 5.16 è mostrato l'andamento dall'area in cross-section, per diversi valori di scan speed e laser power. Il laser power influenza poco l'area dello scan e piccole differenze sono visibili solo per una scan speed di 200 mm/min. Questa differenza è legata alla grande irregolarità dei campioni per bassi valori di scan speed. Al crescere della velocità di scansione, però, si assiste alla sempre maggiore regolarizzazione delle tracce con un valore di superficie che resta circa costante per tutti valori di laser power.

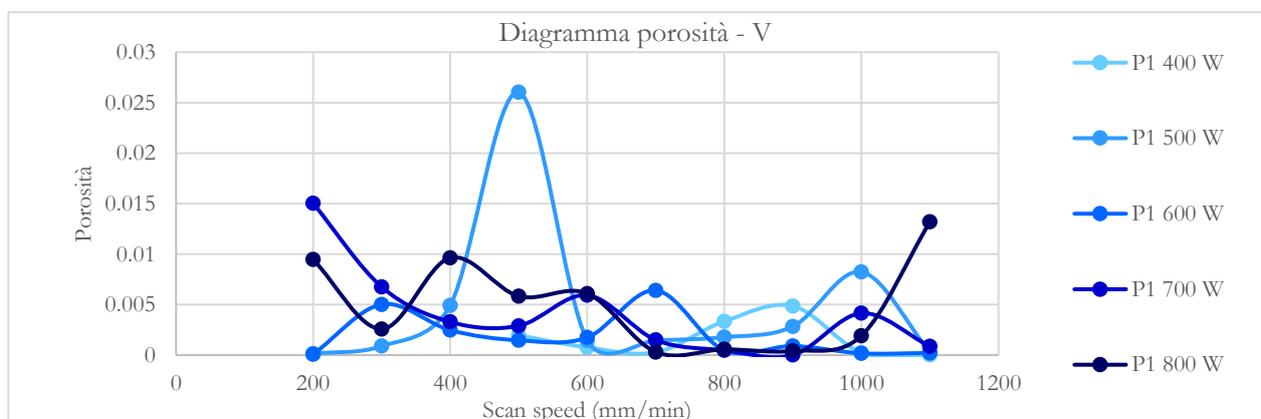


Figura 5.17 Porosità in funzione della scan speed, piattaforma 1, no pre-heating, 8 Optomec Input

La porosità (Figura 5.17) assume valori simili per tutti i campioni, senza particolari eccezioni. Tuttavia, risulta

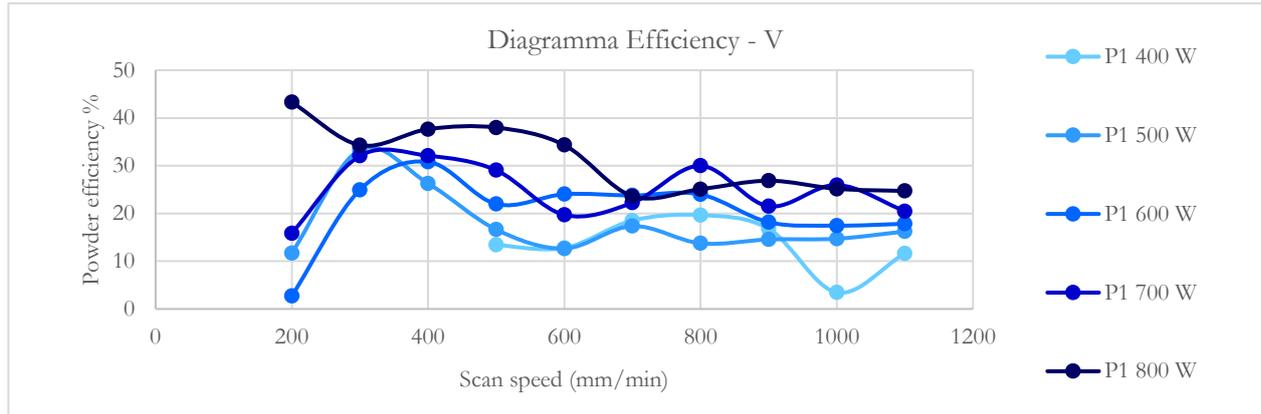


Figura 5.18 Powder deposition efficiency percentuale in funzione della scan speed, piattaforma 1, no pre-heating, 8 Optomec Input

particolarmente evidente il valore di porosità ottenuto per 500 W e 500 mm/min; come si evince dalla Figura 5.8, questo valore è dovuto all'intrappolamento di una bolla all'interfaccia tra deposito e substrato. I restanti valori sono bassi a causa della bassa densità di energia utilizzata per la realizzazione degli scan.

Infine, la powder deposition efficiency, mostrata in Figura 5.18, suggerisce una dipendenza dal laser power. In effetti, valori di laser power superiori (a parità di altre condizioni) corrispondono a densità di energia superiori e quindi ad una maggiore capacità di cattura della polvere.

L'aumento della scan speed porta alla regolarizzazione dei campioni e alla convergenza verso valori di efficienza mediamente del 20%.

Effetto del pre-heating

Come anticipato, sono di seguito valutati gli effetti del pre-riscaldamento, ponendo a confronto i dati dell'analisi della piattaforma P2 con i dati della piattaforma standard di riferimento P1.

Le due piattaforme condividono gli stessi range di potenza del laser (400 W – 800 W) e lo stesso mass flow rate (8 Optomec input); l'unica differenza consiste nel pre-riscaldamento della piattaforma a 200 °C.

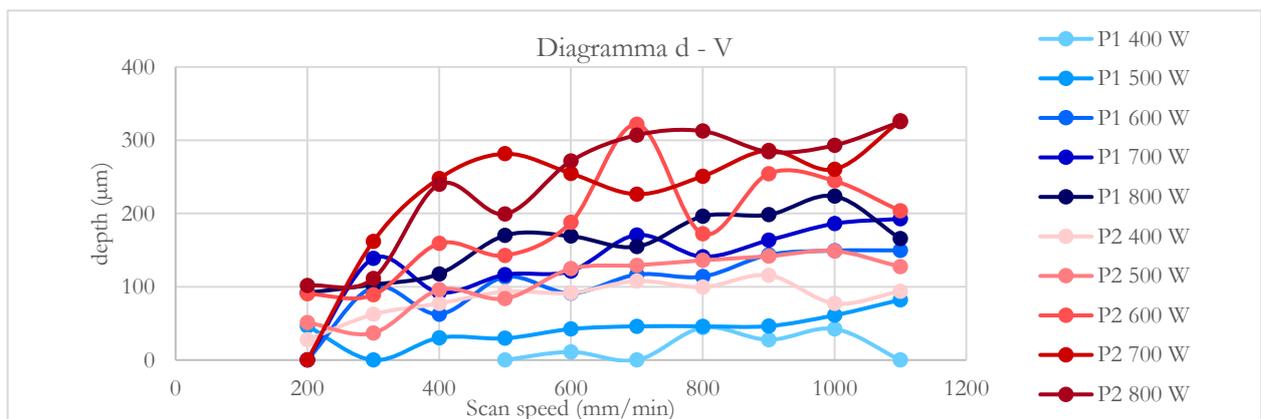


Figura 5.19 Effetto del pre-riscaldamento a 200 °C della piattaforma sulla profondità della pozza fusa, confronto P2 e P1, 8 Optomec Input

Il pre-riscaldamento della piattaforma comporta visibili benefici sulla profondità del melt pool; l'effetto visibile confrontando la Figura 5.8 con la Figura 5.9 è accentuato dalla Figura 5.19. Valori di profondità del melt pool crescenti si traducono in una migliore adesione fra deposito e substrato e in una maggiore regolarità dei

campioni. Il pre-riscaldamento allarga perciò la finestra di campioni con adeguata adesione, anche per valori di laser power e scan speed più bassi.

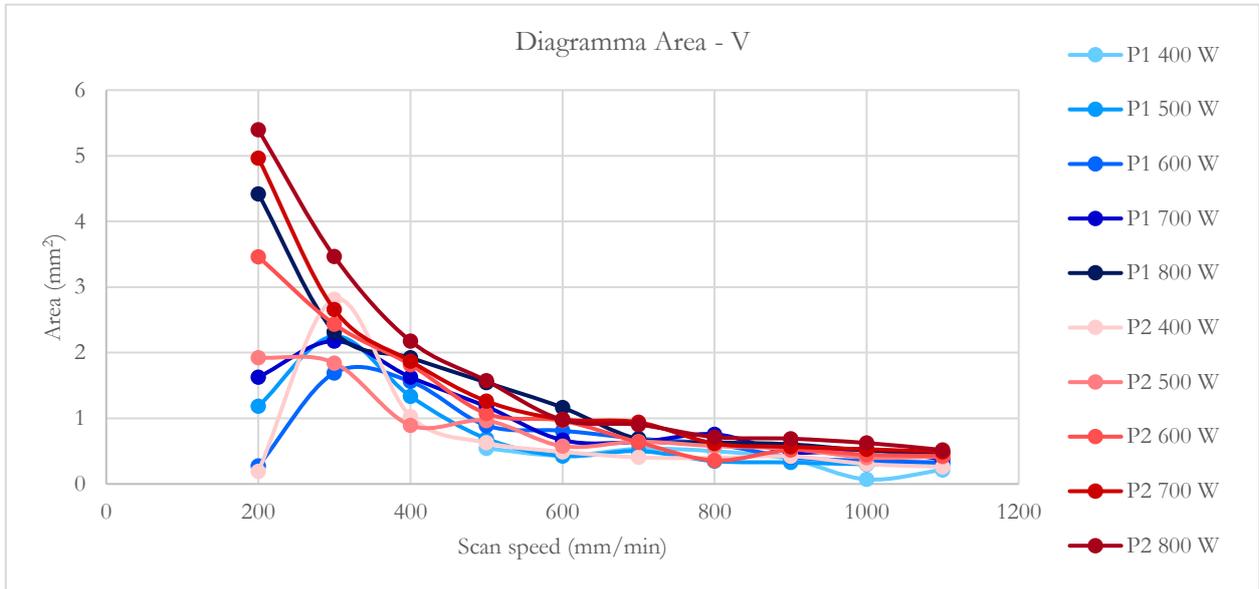


Figura 5.20 Effetto del pre-riscaldamento sull'area in cross-section, confronto fra P2 e P1, 8 Optomec Input

L'effetto del pre-heating sull'area (Figura 5.20) è lieve e consiste in un leggero aumento a basse velocità di scansione dell'area degli scan della piattaforma pre-riscaldata. Questo effetto diventa trascurabile all'aumentare della scan speed, dal momento che a basse velocità i campioni della piattaforma 1 sono particolarmente irregolari.

In Figura 5.21 è invece riportato un confronto sulla porosità. I valori risultano simili, soprattutto per bassi valori di laser power, mentre iniziano a differenziarsi per valori di potenza crescenti. I valori della piattaforma 2 risultano infatti superiori soprattutto per i campioni prodotti con laser power di 800 W.

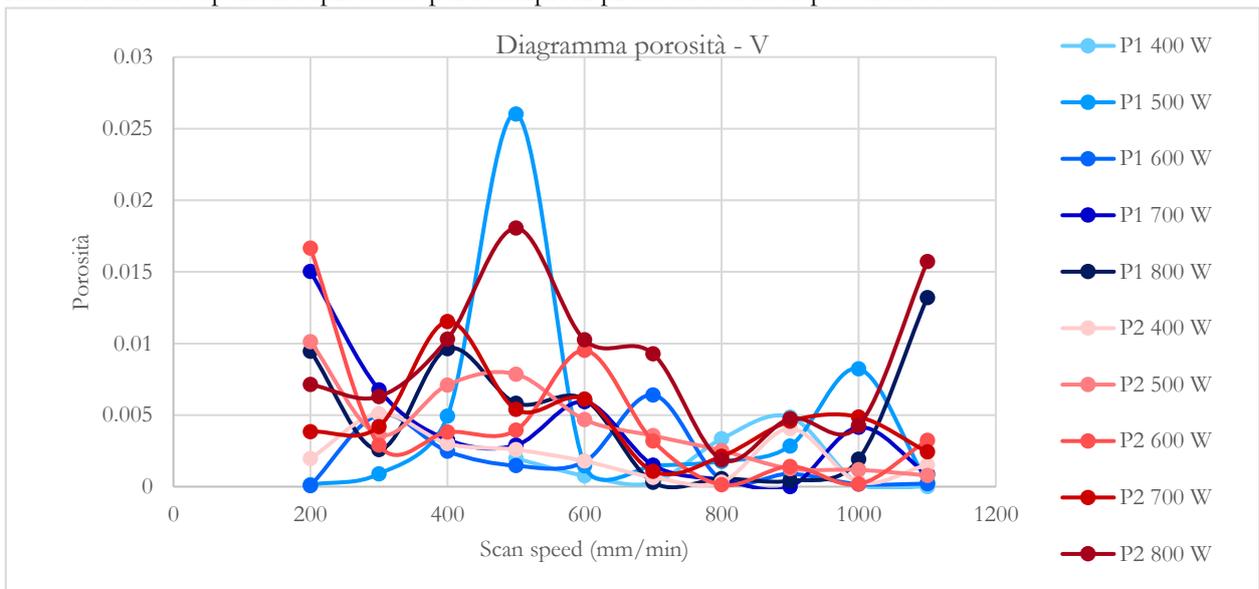


Figura 5.21 Effetto del pre-riscaldamento sulla porosità, confronto tra P2 e P1, 8 Optomec Input

Infine, si valuta l'effetto del pre-riscaldamento sulla powder deposition efficiency.

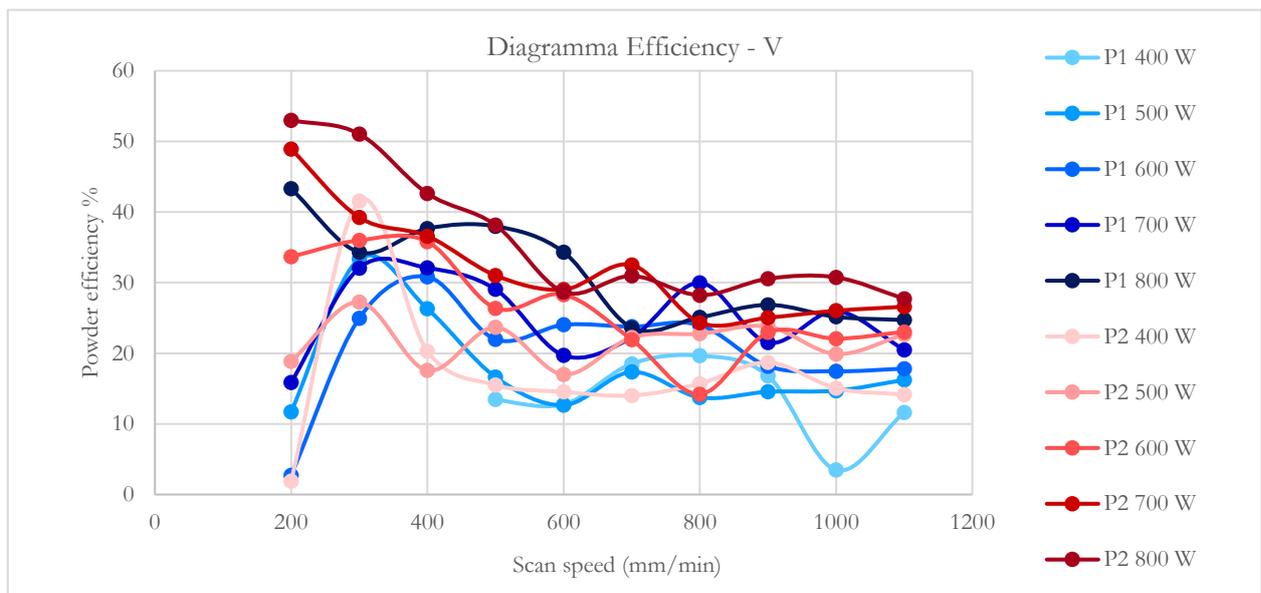


Figura 5.22 Effetto del pre-riscaldamento sulla powder deposition efficiency percentuale, confronto tra P2 e P1, 8 Optomec Input

Dalla Figura 5.22 si vede come il pre-riscaldamento comporti valori leggermente superiori di deposizione soprattutto per laser power maggiori. La variazione è minima, ma confrontando tutte le curve per una scan speed di 1100 mm/min, si vede come il valore di efficienza di deposizione faccia da discriminante fra le due piattaforme; quasi tutte le curve della P2 sono infatti sopra la soglia del 20%, quasi tutte quelle della P1 al di sotto.

Effetto della storia termica

In Figura 5.11 sono riportati campioni prodotti con parametri di processo identici. Questa finestra di sovrapposizione lascia supporre che i campioni presentino valori sovrapponibili per la geometria, la porosità e l'efficienza di deposizione. In realtà, analizzando i dati si scopre che esiste una variabilità nei risultati così elevata (e riscontrabile ad occhio nudo confrontando le immagini) da non poter essere ascritta a fenomeni statistici. Per questo motivo si rende necessaria la riflessione su una variabile non considerata che possa spiegare la discrepanza dei risultati. A tale scopo, si riprende in Figura 5.23 l'ordine di deposizione scelto per la produzione degli scan della piattaforma.

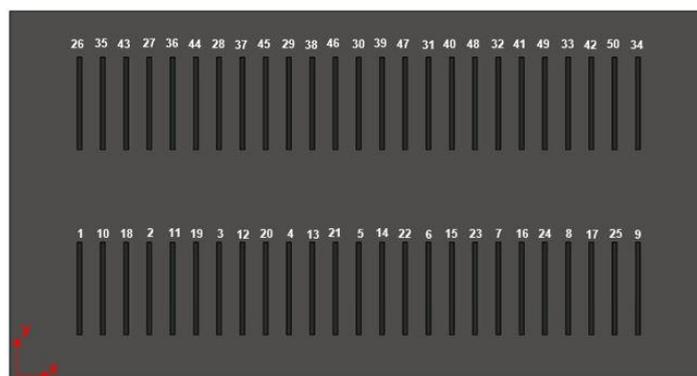


Figura 5.23 Ordine di deposizione delle tracce di scansione

L'ordine scelto prevede la deposizione di tracce con uno schema alternato, per evitare che possibili accumuli locali di calore nel substrato possano alterare le condizioni di processo delle tracce successive. In teoria, il tempo che intercorre fra la deposizione di due tracce adiacenti dovrebbe essere sufficiente a garantire lo smaltimento del calore assorbito per conduzione. Tuttavia, questa metodologia non è correlata ad una misura locale della temperatura del substrato ed inoltre non tiene conto del fatto che questi scan vengono prodotti per velocità di scansione e potenze crescenti. Questi parametri sono particolarmente rilevanti perché un'elevata densità lineare di energia può determinare un accumulo di calore tale da alterare le condizioni di processo e quindi la microstruttura e le proprietà della traccia successivo. Di seguito si riportano perciò i diagrammi relativi all'area, alla porosità e alla powder deposition efficiency per quei campioni interessati dalla sovrapposizione dei parametri di processo.

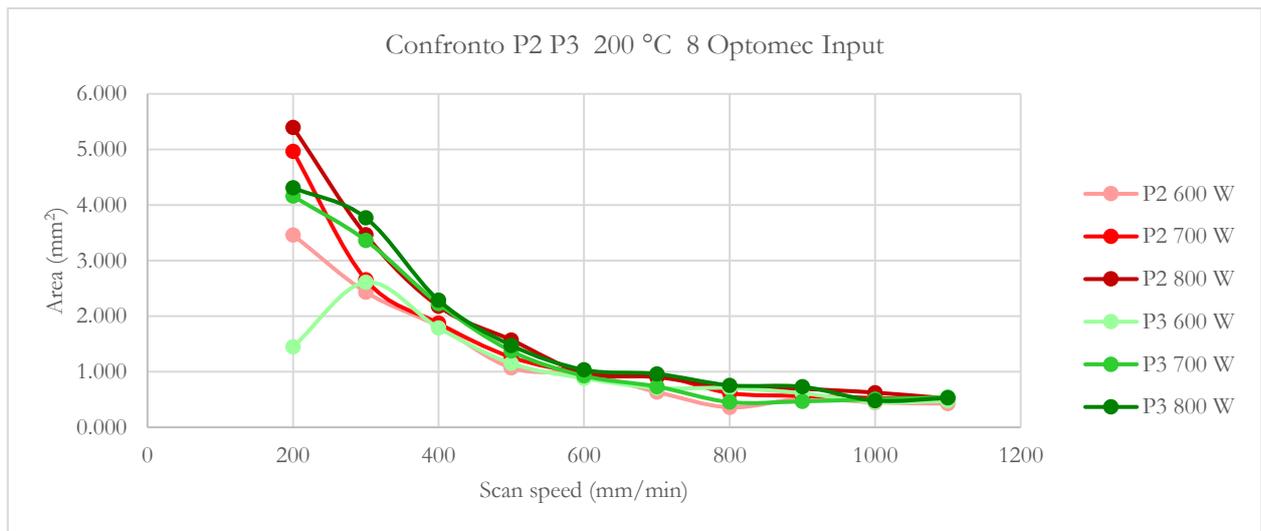


Figura 5.24 Effetto storia termica sull'area in cross-section, confronto tra P2 e P3 (600 - 800 W), 200 °C, 8 Optomec Input

L'effetto della storia termica sull'area, in Figura 5.24, non è particolarmente rilevante. L'area è strettamente correlata alla scan speed e non risente del pre-riscaldamento. Per questo motivo non deve meravigliare il comportamento dell'area, in relazione ad accumuli di calore locali nel substrato.

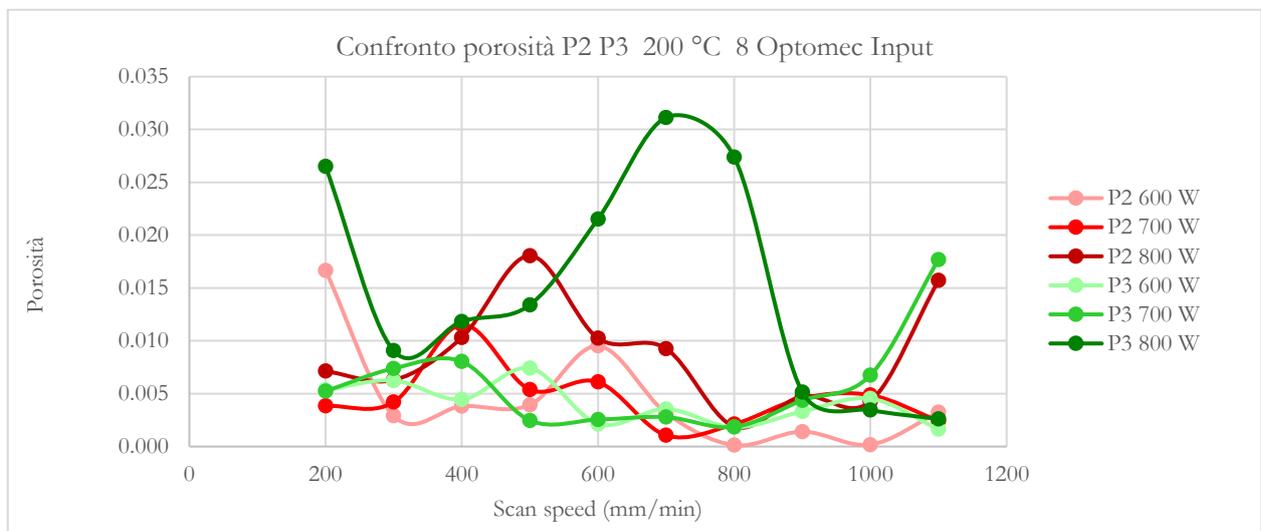


Figura 5.25 Effetto della storia termica sulla porosità, confronto tra P2 e P3 (600 - 800 W), 200 °C, 8 Optomec Input

I valori di porosità a pari laser power, in Figura 5.25, non si discostano molto fra loro, ad eccezione di pochi casi in cui la variazione è estremamente rilevante, dell'ordine di un fattore 10.

Per comprendere le cause di queste variazioni, si considereranno i diversi casi, singolarmente.

700 W, 1100 mm/min. Le curve a 700 W presentano, seppur con oscillazioni, un trend simile, al crescere della scan speed. Controllando gli scan adiacenti, si scopre che uno di essi è stato prodotto con un set di parametri comune ad entrambe le piattaforme (600 W, 700 mm/min), ma l'altro è stato prodotto con due set di parametri molto differenti (400 W, 1000 mm/min per la P2, 1000 W, 1000 mm/min per la P3). Si scopre cioè che la Linear Energy Density, LED, dei provini adiacenti può comportare un notevole incremento di porosità. Questo dato non deve sorprendere; valori di LED eccessivi comportano la generazione di pori metallurgici. In questo caso, il substrato risentiva ancora localmente del calore assorbito per conduzione dallo scan adiacente.

800 W, 200 mm/min. Anche in questo caso, nonostante una geometria assolutamente confrontabile dello scan, si registra un forte salto di porosità. Seguendo lo stesso criterio, si scopre che uno scan adiacente è stato prodotto in entrambi i casi con 800 W, 400 mm/min, mentre l'altro scan è stato prodotto con 500 W, 600 mm/min per la P2 e 900 W, 600 mm/min.

800 W, 700 mm/min. Gli scan adiacenti sono stati prodotti con 700 W, 500 mm/min nel caso del provino adiacente comune e con 500 W, 800 mm/min per la P2 e 900 W, 800 mm/min per la P3.

800 W, 800 mm/min. Lo scan adiacente comune è stato prodotto con 700W, 600 mm/min, mentre l'altro con 500W, 900 mm/min per la P2 e 900W, 900 mm/min per la P3.

Se questo fenomeno risulta visibile in questi casi, è per il significativo salto della LED fra gli scan adiacenti, ma ciò fa riflettere su come l'accumulo di calore debba sempre essere considerato. Probabilmente, l'unica piattaforma a non aver subito alcun affetto legato all'accumulo di calore, è proprio la piattaforma 1, a causa del mancato pre-riscaldamento. Una conferma di questa affermazione sarà riscontrabile nel trend di crescita dendritica.

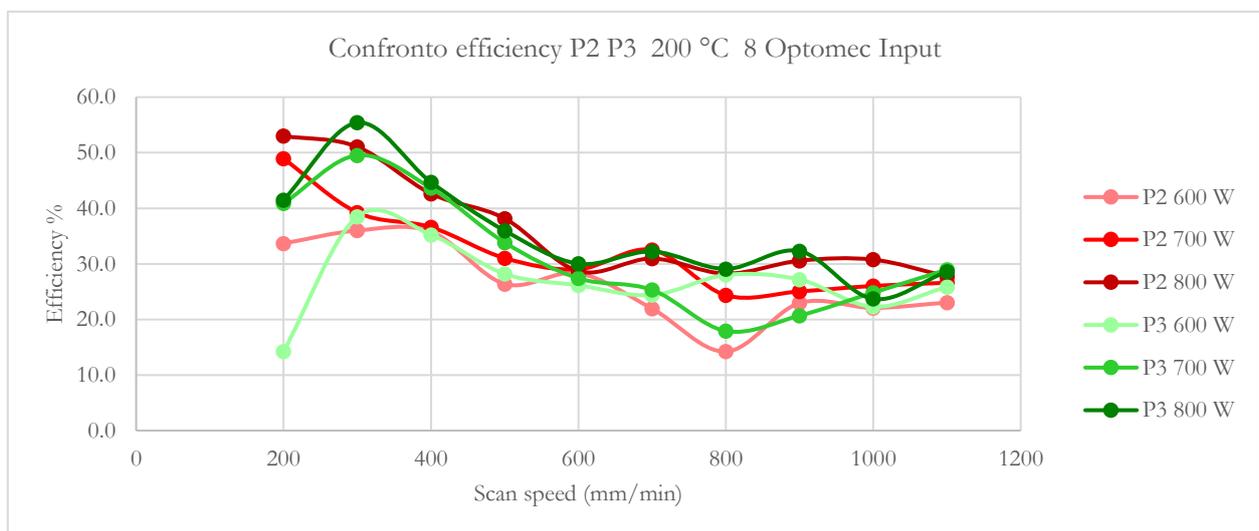


Figura 5.26 Effetto della storia termica sulla powder deposition efficiency, confronto fra P2 e P3 (600 - 800 W), 200 °C, 8 Optomec Input

L'effetto della storia termica sulla powder deposition efficiency, in Figura 5.26, è trascurabile. Difatti, l'efficiency e l'area dipendono strettamente dalla capacità del melt pool di catturare nuova polvere ed inglobarla. Le variazioni di storia termica del substrato non sono così rilevanti da mostrare effetti chiari sull'efficiency di deposizione, come nel caso del pre-riscaldamento in Figura 5.22. L'area non risulta sensibile al pre-riscaldamento (Figura 5.20) e conseguentemente, non risulta sensibile alla storia termica.

Effetto del mass flow rate

La variazione del mass flow rate ha importanti ripercussioni su molti aspetti morfologici, evidenziati di seguito.

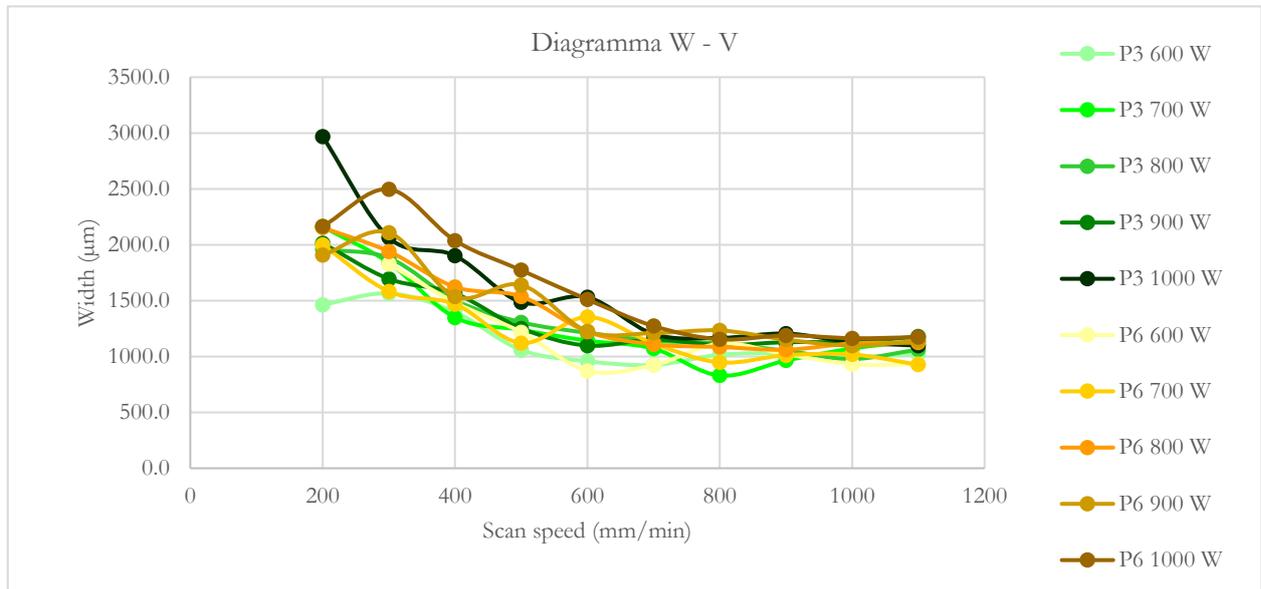


Figura 5.27 Effetto del mass flow rate sulla larghezza di deposito, confronto tra P3 e P6, pre-riscaldamento 200 °C, (P3 8 Opt. Input, P6 10 Opt. Input)

L'aumento del mass flow rate comporta una leggera traslazione della larghezza verso valori superiori, ma diventa trascurabile per scan speed crescenti.

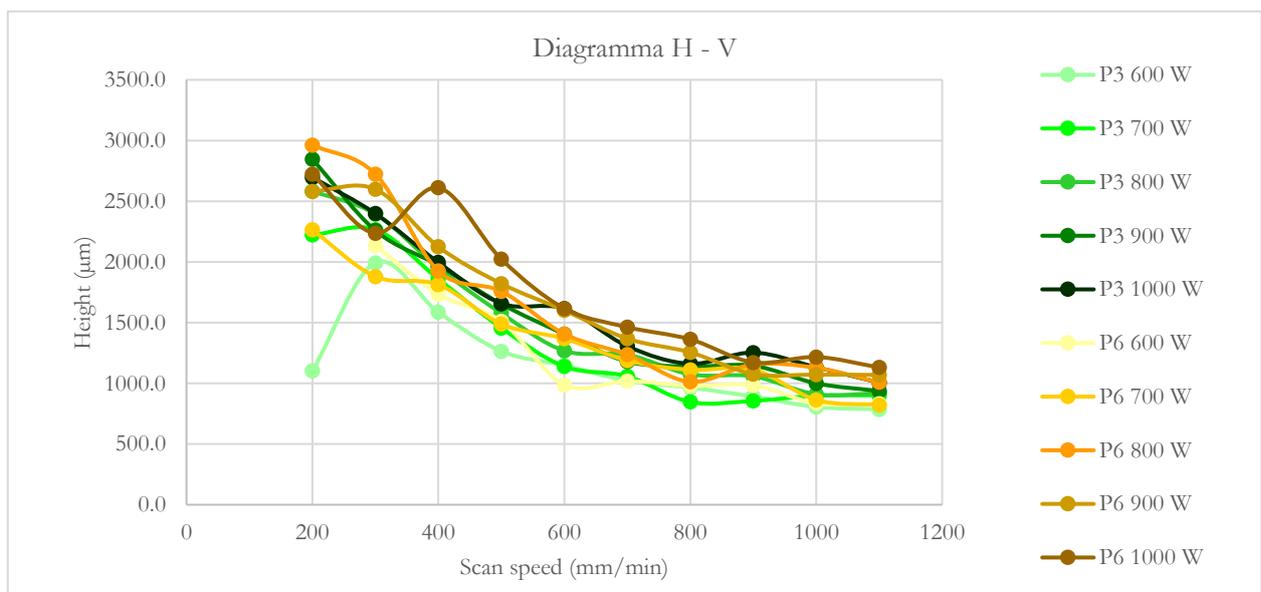


Figura 5.28 Effetto del mass flow rate sull'altezza di deposito, confronto tra P3 e P6, pre-riscaldamento 200 °C, (P3 8 Opt. Input, P6 10 Opt. Input)

Anche per l'altezza (Figura 5.28), come per la larghezza, si ha un lieve aumento dei valori per Optomec input crescenti, ovvero mass flow rate superiori. In questo caso, per una scan speed di 1100 mm/min l'altezza di

deposito di 1000 μm fa da discriminante le curve ottenute per 10 Optomec Input (P6) e per 8 Optomec Input (P3).

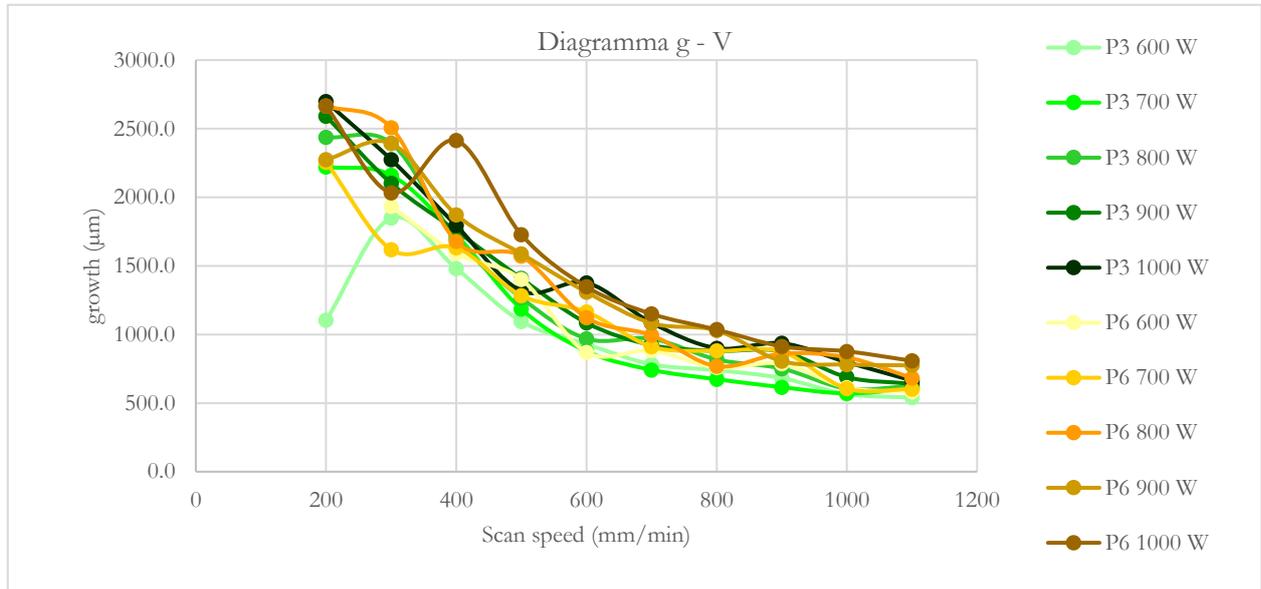


Figura 5.29 Effetto del mass flow rate sulla crescita, confronto tra P3 e P6, pre-riscaldamento 200 °C, (P3 8 Opt. Input, P6 10 Opt. Input)

Come si può dedurre confrontando i diagrammi in Figura 5.28 e in Figura 5.29, l'aumento del mass flow rate si traduce in un aumento della crescita del deposito e quindi in un aumento di altezza.

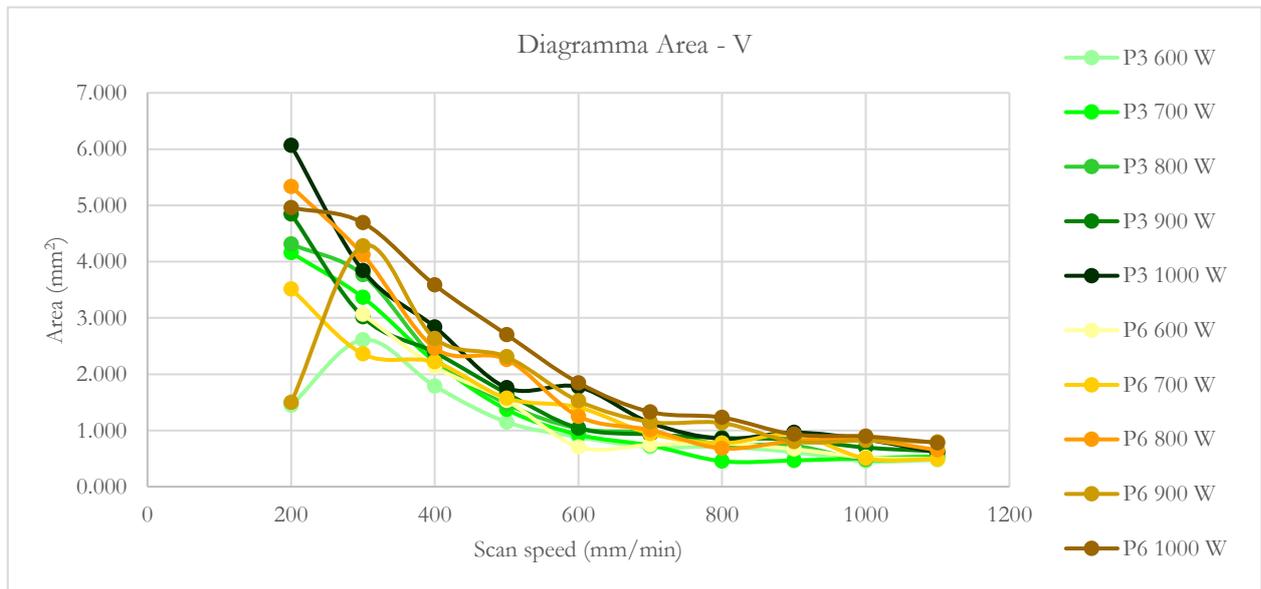


Figura 5.30 Effetto del mass flow rate sull'area in cross-section, confronto tra P3 e P6, pre-riscaldamento 200 °C, (P3 8 Opt. Input, P6 10 Opt. Input)

Considerati gli aumenti di larghezza e crescita per valori crescenti di mass flow rate, ci si attende un comportamento simile per l'area. In Figura 5.30 si evidenzia proprio questo aspetto, ma risulta rilevante solo per valori di scan speed compresi tra 300 e 600 mm/min, per poi convergere a valori molto simili per scan speed superiori.

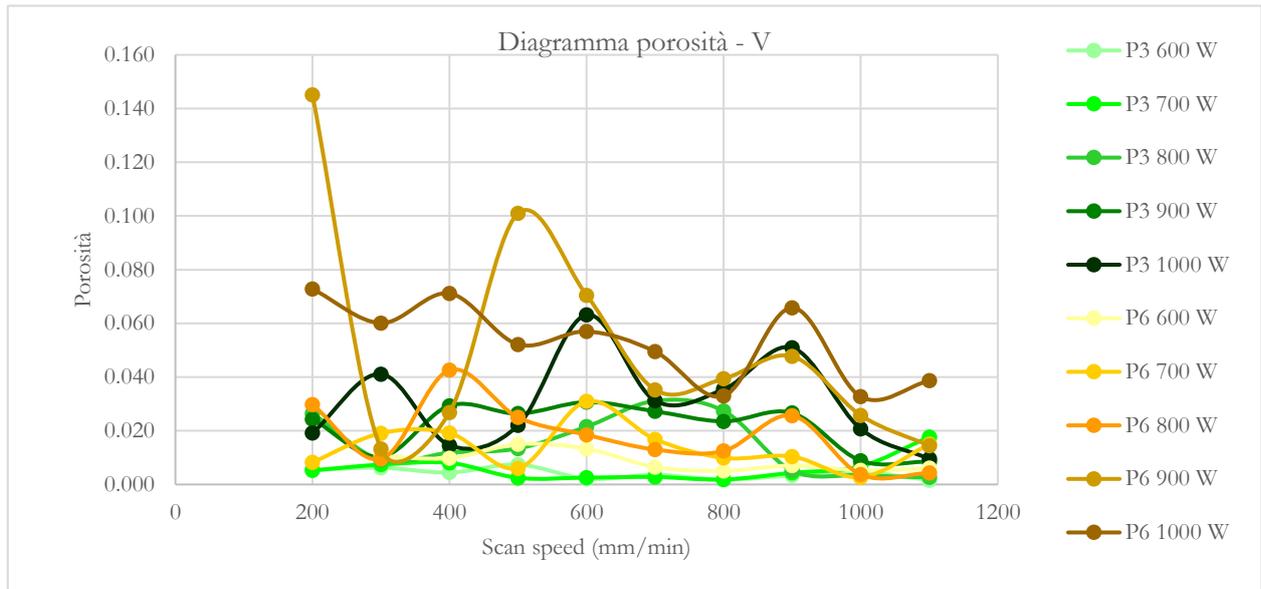


Figura 5.31 Effetto del mass flow rate sulla porosità, confronto tra P3 e P6, pre-riscaldamento 200 °C, (P3 8 Opt. Input, P6 10 Opt. Input)

Il diagramma in Figura 5.31 evidenzia uno degli effetti più rilevanti dell'aumento del mass flow rate, ovvero l'aumento di porosità. Questo effetto, trascurabile per bassi valori di laser power (600 W), assume rilevanza già per 700 W e porta ad oscillazioni crescenti, al crescere del laser power. L'aumento del mass flow rate comporta una migliore cattura della polvere nel melt pool, che cresce in dimensioni. La polvere fusa assorbe molto meglio la radiazione elettromagnetica del laser e la temperatura sale rapidamente. Per questo motivo la quota parte di energia termica legata alla vaporizzazione (pori metallurgici) del melt pool cresce e questo fenomeno risulta tanto più rilevante quanto più aumenta la densità di energia fornita dal laser.

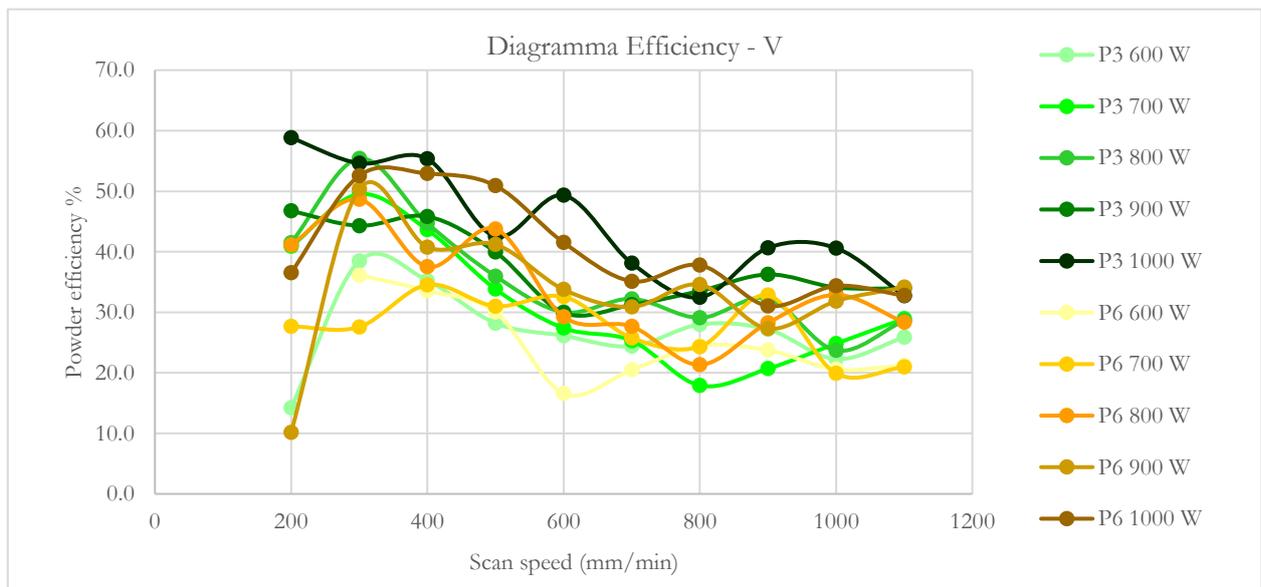


Figura 5.32 Effetto del mass flow rate sulla powder deposition efficiency, confronto tra P3 e P6, pre-riscaldamento 200 °C, (P3 8 Opt. Input, P6 10 Opt. Input)

Nonostante un mass flow rate suggerisca il raggiungimento di valori superiori di efficienza di deposizione, il diagramma in Figura 5.32 chiarisce come l'aumento della powder deposition efficiency sia soprattutto subordinato all'aumento del laser power. L'effetto dell'aumento del mass flow rate assume rilevanza solo per scan speed elevate, mentre presenta oscillazioni per valori inferiori.

Effetto della Linear Energy Density sulle piattaforme

Densità lineari di energia superiori consentono maggiori larghezze e altezze di deposito (Figura 5.33 e Figura 5.34). Se oltre a questo andamento si considera un aumento del mass flow rate, i valori crescono ancor di più, come dimostrato dai diagrammi. I punti appartenenti alle piattaforme con mass flow rate superiore, giacciono infatti su valori dimensionali leggermente superiori.

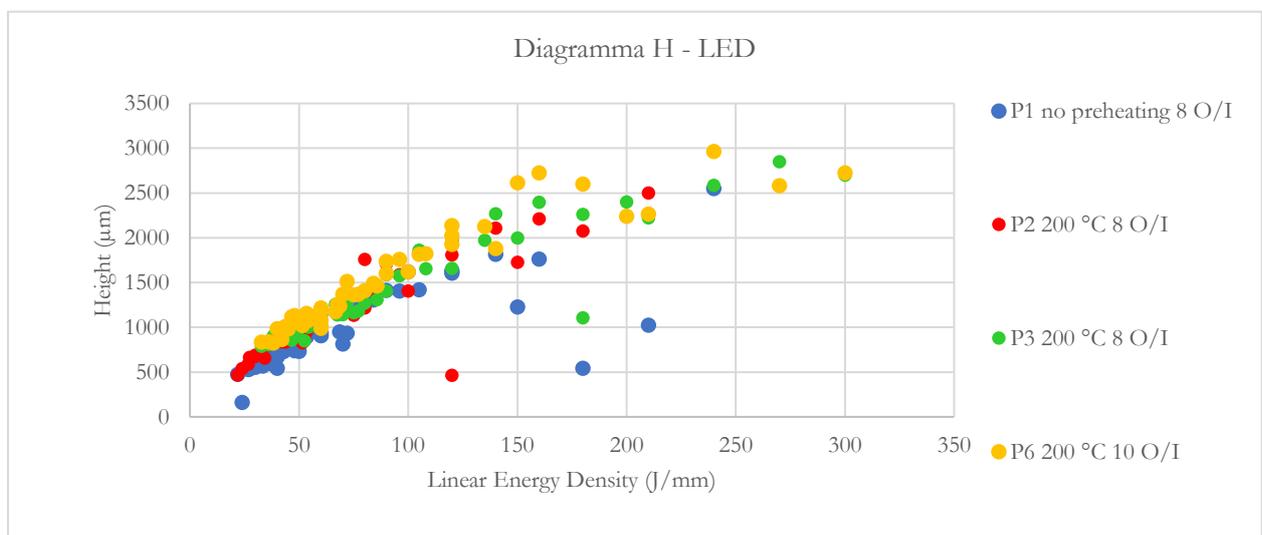


Figura 5.33 Confronto tra i valori di larghezza del melt pool, al variare della LED; P1 (no preheating, 8 Optomec Input), P2 (200 °C, 8 Optomec Input), P3 (200 °C, 8 Optomec Input), P6 (200 °C, 10 Optomec Input)

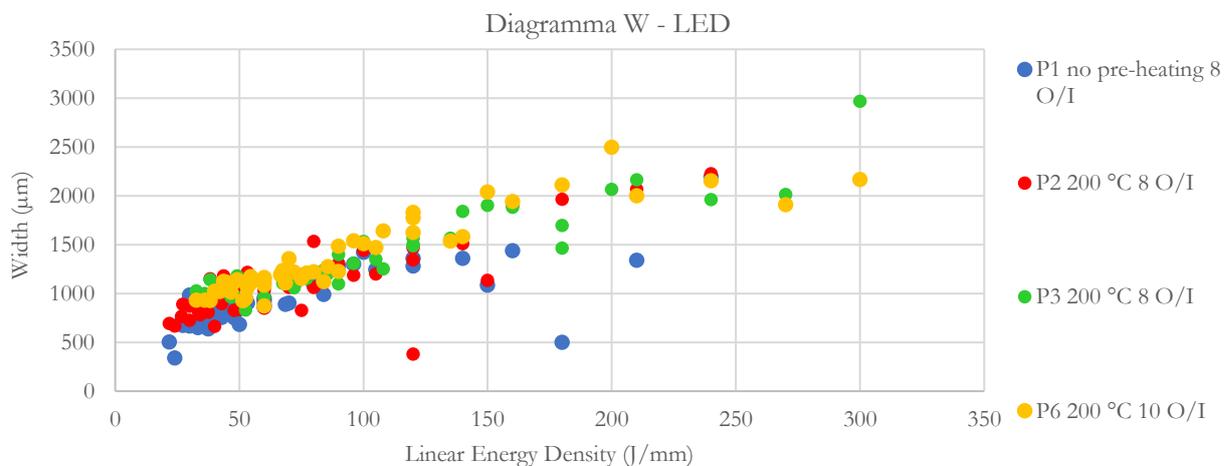


Figura 5.34 Confronto tra i valori di altezza del melt pool, al variare della LED; P1 (no preheating, 8 Optomec Input), P2 (200 °C, 8 Optomec Input), P3 (200 °C, 8 Optomec Input), P6 (200 °C, 10 Optomec Input)

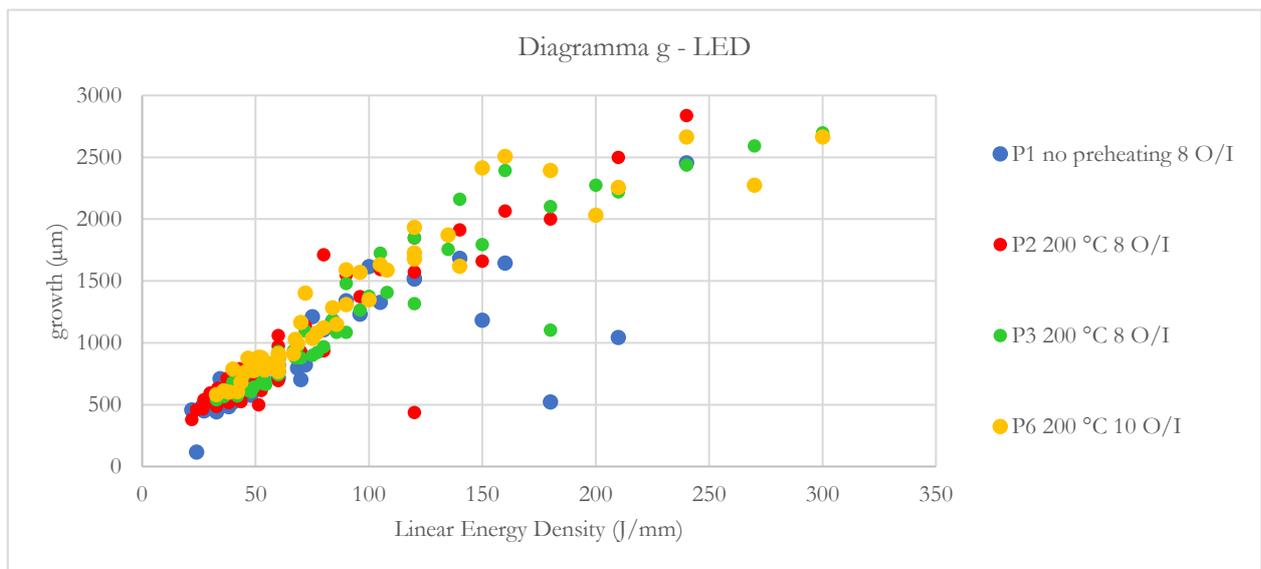


Figura 5.35 Confronto dei valori di crescita del deposito, al variare della LED; P1 (no preheating, 8 Optomec Input), P2 (200 °C, 8 Optomec Input), P3 (200 °C, 8 Optomec Input), P6 (200 °C, 10 Optomec Input)

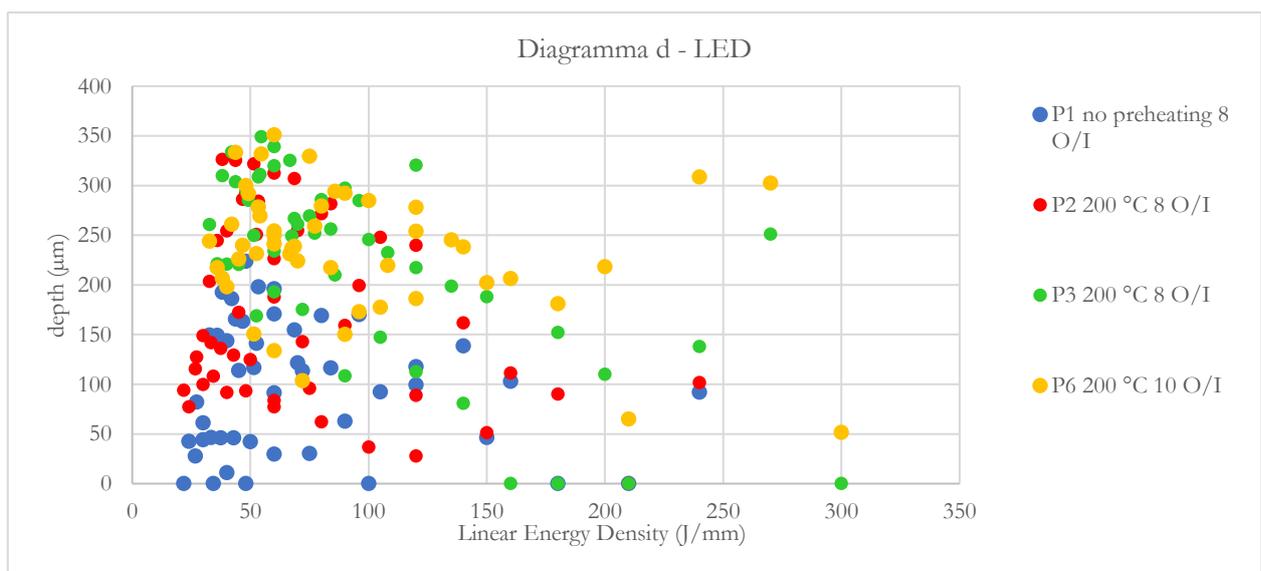


Figura 5.36 Confronto dei valori di profondità del melt pool, al variare della LED; P1 (no preheating, 8 Optomec Input), P2 (200 °C, 8 Optomec Input), P3 (200 °C, 8 Optomec Input), P6 (200 °C, 10 Optomec Input)

Gli andamenti riportati in Figura 5.35 e Figura 5.36 sono particolarmente importanti. L'andamento lineare crescente dell'altezza, somma di crescita e profondità, è qui scomposto per analizzarne la natura. Il comportamento della depth e dalla growth ci permettono di capire come sia stata sfruttata la densità d'energia del laser. L'energia del laser è stata assorbita in gran parte dalla polvere in volo. Come descritto nei capitoli precedenti, una granulometria non corretta della polvere può portare a valori di assorbimento eccessivi con prematura fusione della stessa, prima del contatto col substrato. In questi due grafici è descritto proprio questo fenomeno. La growth aumenta linearmente con la LED, di conseguenza, la densità d'energia trasmessa al substrato non risulta sufficiente a garantire variazioni apprezzabili. Ciononostante, è possibile notare l'effetto del pre-riscaldamento, che sposta i punti verso profondità maggiori e della scan speed, che permette per valori crescenti di velocità (LED ridotte), una maggiore trasmissione del laser al substrato.

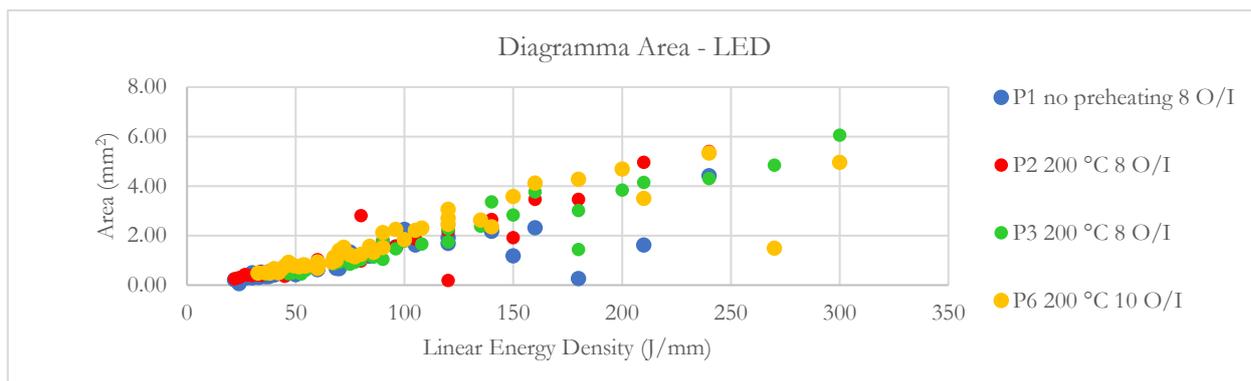


Figura 5.37 Confronto fra le aree, al variare della LED; P1 (no preheating, 8 Optomec Input), P2 (200 °C, 8 Optomec Input), P3 (200 °C, 8 Optomec Input), P6 (200 °C, 10 Optomec Input)

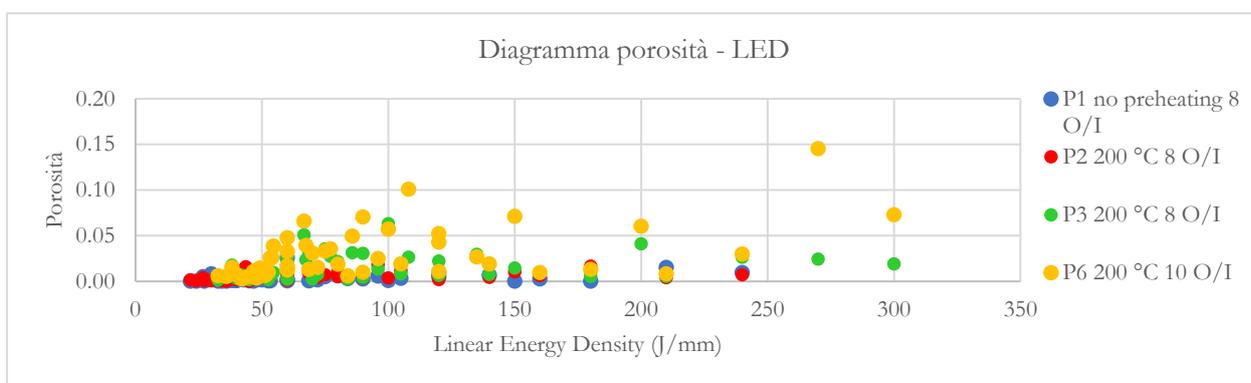


Figura 5.38 Confronto fra i valori di porosità, al variare della LED; P1 (no preheating, 8 Optomec Input), P2 (200 °C, 8 Optomec Input), P3 (200 °C, 8 Optomec Input), P6 (200 °C, 10 Optomec Input)

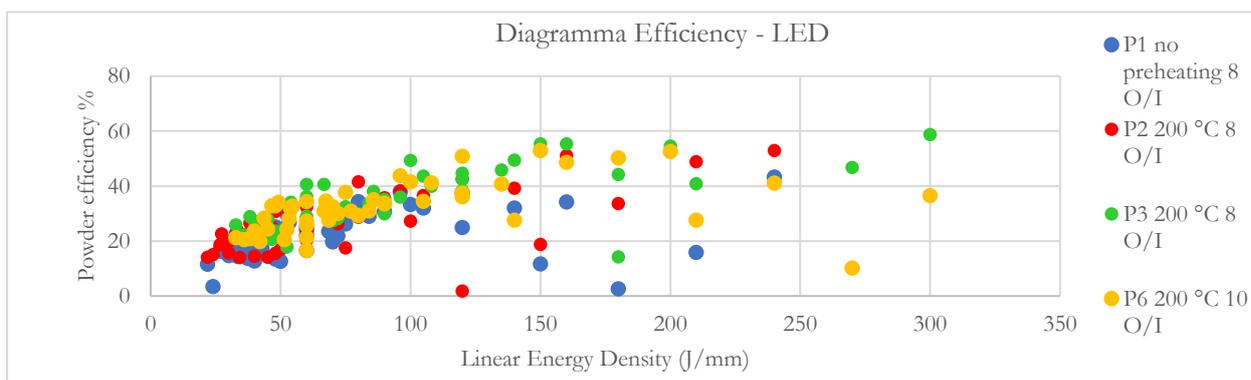


Figura 5.39 Confronto fra i valori di efficienza di deposizione, al variare della LED; P1 (no preheating, 8 Optomec Input), P2 (200 °C, 8 Optomec Input), P3 (200 °C, 8 Optomec Input), P6 (200 °C, 10 Optomec Input)

In Figura 5.37, è riportato l'andamento dell'area al variare della LED; come prevedibile in seguito alla lettura dei grafici precedenti, valori di LED superiori consentono una migliore cattura della polvere e quindi sia l'incremento dell'area (Figura 5.37), sia il contestuale incremento dell'efficienza di cattura (Figura 5.39), tanto più marcato quando si assiste ad un aumento del mass flow rate.

Per la porosità, in Figura 5.38, non si assiste, invece, ad un andamento lineare come negli altri casi. I valori di porosità degli scan delle P3 e P6 sono in generale più alti; sia l'aumento del laser power, sia l'aumento del mass flow rate contribuiscono all'incremento dei valori di porosità.

5.3 Caratterizzazione Dendritica

Prima di effettuare le dovute valutazioni sulla crescita dendritica, è necessaria una precisazione.

Quando si deposita il primo strato, il flusso termico rilevante è quello per conduzione, mentre convezione e irraggiamento diventano meno importanti. Come precisato da Wu et al., questo porta ad una crescita direzionale dei grani lungo la direzione del flusso termico. La lunghezza dei grani colonnari diminuisce all'aumentare della potenza del laser, formando grani equiassici grandi per potenze molto elevate. Questo effetto è attribuito al fatto che il substrato resta caldo al secondo passaggio, il gradiente termico è ridotto e si formano strutture equiassiche. Nel caso studiato da Wu et al. su campioni in Ti-6Al-4V, al crescere della scan speed corrisponde una densità di energia fornita al substrato inferiore; ciò causa un raffreddamento più rapido. Quindi si formeranno più nuclei e si formeranno grani più fini. Questi grani diventeranno nuclei sulla crescita successiva, formando strutture strette colonnari [103].

Inoltre, cambia anche il bilancio energetico del melt pool. Come dimostrato dal modello di flusso termico sviluppato da Pinkerton e Li, la temperatura media del melt pool cresce proporzionalmente alla potenza del laser, mentre il flusso termico per evaporazione assume rilevanza crescente soprattutto ad elevate potenze del laser e la larghezza del melt pool cresce con andamento parabolico fino ad un valore di massimo, per poi decrescere all'aumento ulteriore della potenza [51].

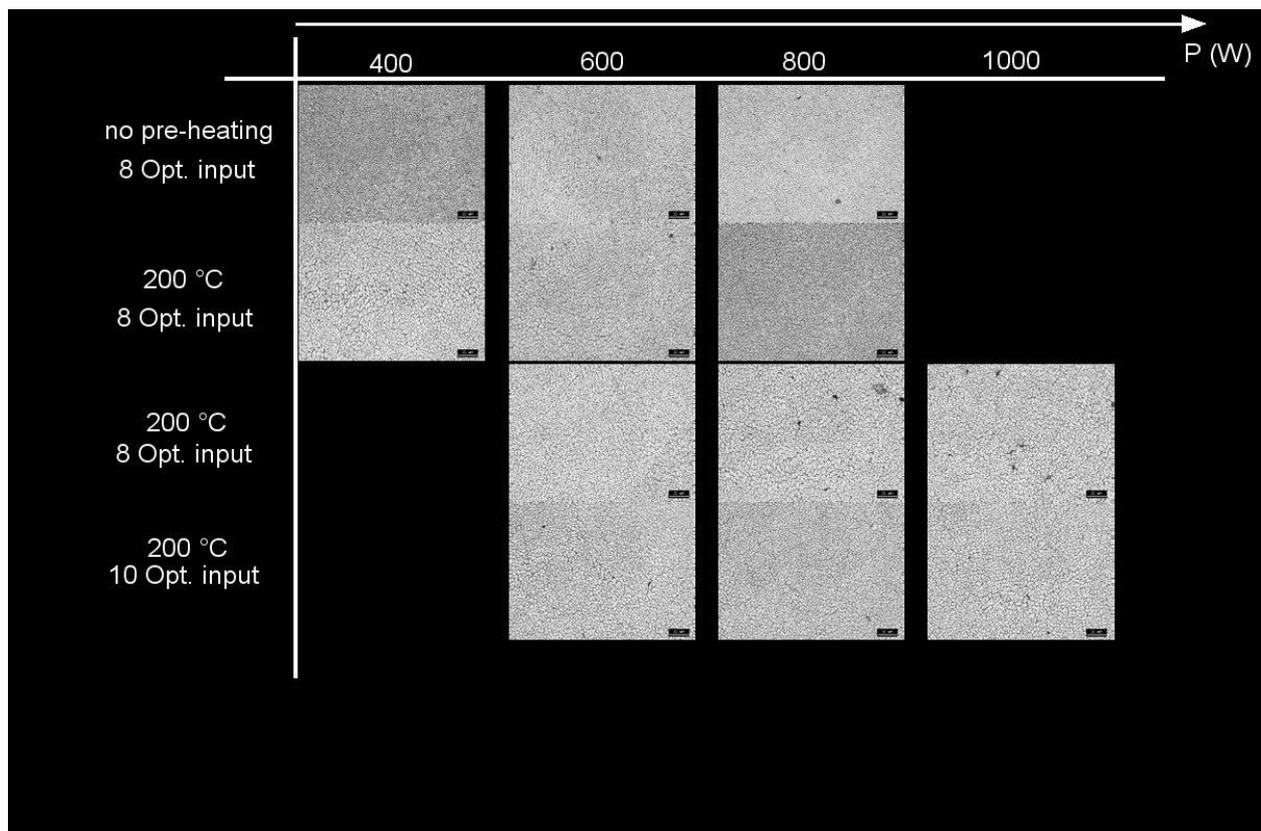


Figura 5.40 Immagini degli scan in cross section scelti per la valutazione del dendritic arm spacing; scan speed di 1100 mm/min

In Figura 5.40 sono riportate le immagini utilizzate per la valutazione delle dimensioni delle dendriti.

Come riscontrato da Rahimian et al., elevate velocità di raffreddamento comportano una minore dimensione dendritica [93]. Inoltre, come verificato dalle valutazioni sperimentali, la dimensione dendritica all'interfaccia

col substrato risulta spesso caratterizzata da crescita dendritica direzionale, legata alla direzione dei flussi di conduzione termica.

Tabella 12 Dendrite arm spacing derivante dalle misure sperimentali, per le diverse piattaforme; scan speed di 1100 mm/min

		400 W	600 W	800 W	1000 W
P1 (no pre-heating, 8 Opt.Input)	media (μm)	1.87	2.19	2.21	
	dev.st.	0.05	0.19	0.05	
P2 (200 °C, 8 Opt.Input)	media (μm)	3.07	3.05	2.71	
	dev.st.	0.32	0.23	0.13	
P3 (200 °C, 8 Opt.Input)	media (μm)		3.79	3.50	3.55
	dev.st.		0.18	0.19	0.28
P6 (200 °C, 10 Opt.Input)	media (μm)		3.43	3.21	3.39
	dev.st.		0.21	0.24	0.18

In particolare (Figura 5.41), la crescita dendritica sembrerebbe essere condizionata dall'accumulo di calore generato dalla strategia di deposizione. Questo dettaglio verrà approfondito di seguito.

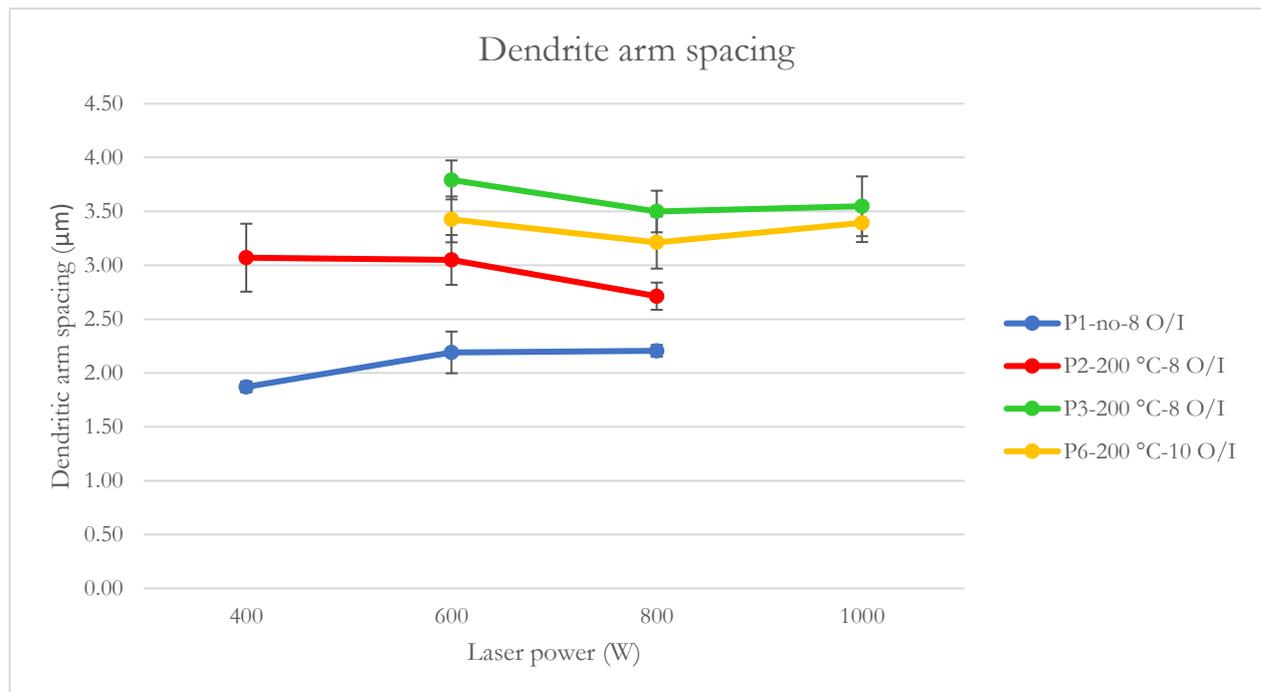


Figura 5.41 Diagramma della dimensione dendritica, al variare del laser power, per scan speed di 1100 mm/min. P1 (no pre-heating, 8 Optomec Input); P2 (200 °C, 8 Optomec Input); P3 (200 °C, 8 Optomec Input); P6 (200 °C, 10 Optomec Input)

P1. Questa piattaforma presenta l'andamento di crescita previsto, con dimensione delle dendriti crescente per potenze superiori. I campioni, ricevendo una maggiore densità di potenza, impiegheranno più tempo per solidificare, consentendo la crescita delle dendriti di fase globulare α -Al.

P2. Il parametro che differenzia questa piattaforma dalla prima è il pre-riscaldamento e l'effetto è visibile. I gradienti termici coinvolti sono inferiori e quindi la velocità di raffreddamento e solidificazione ne risentono. In particolare, il campione a 400 W mostra una crescita direzionale spiccata delle dendriti all'interfaccia col substrato. Tuttavia, il trend risulta essere decrescente. Ciò sembrerebbe suggerire che l'effetto del pre-riscaldamento sia rilevante solo per basse potenze.

P3. Questa piattaforma presenta i valori più elevati di dimensione dendritica. Il valore più elevato si riscontra però per il valore di potenza più basso. Questo è probabilmente l'effetto della strategia di deposizione. Questo campione è stato depositato in prossimità di campioni ad elevata densità di potenza (1000 W e bassa scan speed) che potrebbero essere i responsabili dell'accumulo di calore nel substrato. Al contrario, gli altri due campioni di questa piattaforma tendono ad un valore asintotico, presumibilmente non condizionato dall'accumulo di calore.

P6. Quest'ultima piattaforma presenta dimensioni dendritiche elevate, come nel caso della piattaforma 3, con la quale condivide i parametri di potenza. Anche qui, seppur in maniera meno accentuata, sembrerebbe essere presente l'effetto dell'accumulo di calore, dato che la strategia di deposizione è la medesima della piattaforma 3. Tuttavia, il maggiore mass flow rate sembrerebbe essere il responsabile della generale riduzione della crescita dendritica. Infatti, per mass flow rate superiori, la densità di energia per unità di massa decresce, fissata la potenza.

Affinché sia possibile effettuare un confronto, si riporta uno studio condotto da Theron et al. sulla variazione microstrutturale dei grani, della crescita dendritica e della durezza di campioni in lega F357, ottenuti per colata e poi soggetti a trattamento termico. La microstruttura della lega F357 consiste in cristalli globulari α primario e aree eutettiche Al-12%Si. I trattamenti termici modificano la morfologia della fase eutettica per sferoidizzazione della struttura planare. La fase primaria α resta invece inalterata dopo il trattamento termico con diametro medio globulare di 60-90 μm . Lo spessore dendritico medio e la sua lunghezza variano tra 6 e 19 μm [78].

Confrontando i valori, è evidente come la crescita dendritica risulti alterata dal processo utilizzato. Difatti, la piattaforma 1, l'unica senza pre-riscaldamento, è stata l'unica a mostrare un andamento della curva rispondente alle aspettative.

5.4 Caratterizzazione Micro-durezza

Dati risultati sulla dimensione delle dendriti, era attesa una correlazione inversa per i valori di durezza.

In generale, nel caso della lega F357, una microstruttura più fine (legata a dimensioni inferiori delle fasi globulari α -Al) si accompagna a valori di durezza più elevati. A tal proposito, un'interessante studio, condotto da Theron et al., fa chiarezza sul ruolo della microstruttura nella determinazione della durezza [78].

Tabella 13 Durezza Vickers derivante dalle misure sperimentali, per le diverse piattaforme; scan speed di 1100 mm/min

		400 W	600 W	800 W	1000 W
P1 (no pre-heating, 8 Opt.Input)	media (HV)	99.4	102.1	102.4	
	dev.st.	-	6.45	3.96	
	porosità %	7.98E-04	0.02	1.32	
P2 (200 °C, 8 Opt.Input)	media (HV)	114.6	117.7	111.3	
	dev.st.	2.31	6.06	3.04	
	porosità %	0.15	0.32	1.57	
P3 (200 °C, 8 Opt.Input)	media (HV)		119.4	105.2	107.8
	dev.st.		4.14	2.86	6.23

	porosità %		0.16	0.26	0.95
P6 (200 °C, 10 Opt.Input)	media (HV)		116.0	108.9	97.7
	dev.st.		3.49	3.50	3.66
	porosità %		0.61	0.43	3.87

Dai risultati, in Figura 5.42, è possibile distinguere diversi trend. Come anticipato, ci si attendeva una relazione di proporzionalità inversa rispetto alla dimensione dendritica. Per questo motivo risulta molto interessante cercare di interpretare i risultati con uno sguardo più ampio.

Innanzitutto, i risultati indicati in Tabella 13 corrispondono ad una media statistica delle diverse misurazioni effettuate sui singoli campioni. Quando il campione ha consentito di effettuare più misurazioni (nel rispetto dei vincoli di spaziatura fra le impronte), è stata effettuata una semplice analisi statistica che ha permesso di valutare la deviazione standard. In generale, le misurazioni compiute lungo l'asse longitudinale e di simmetria dello scan, hanno riportato valori di durezza decrescenti con l'avvicinamento alla piattaforma; tuttavia, per non includere le misurazioni di durezza esterne al campione, le medie sono state calcolate solo con i valori delle impronte interne alla zona di crescita dello scan.

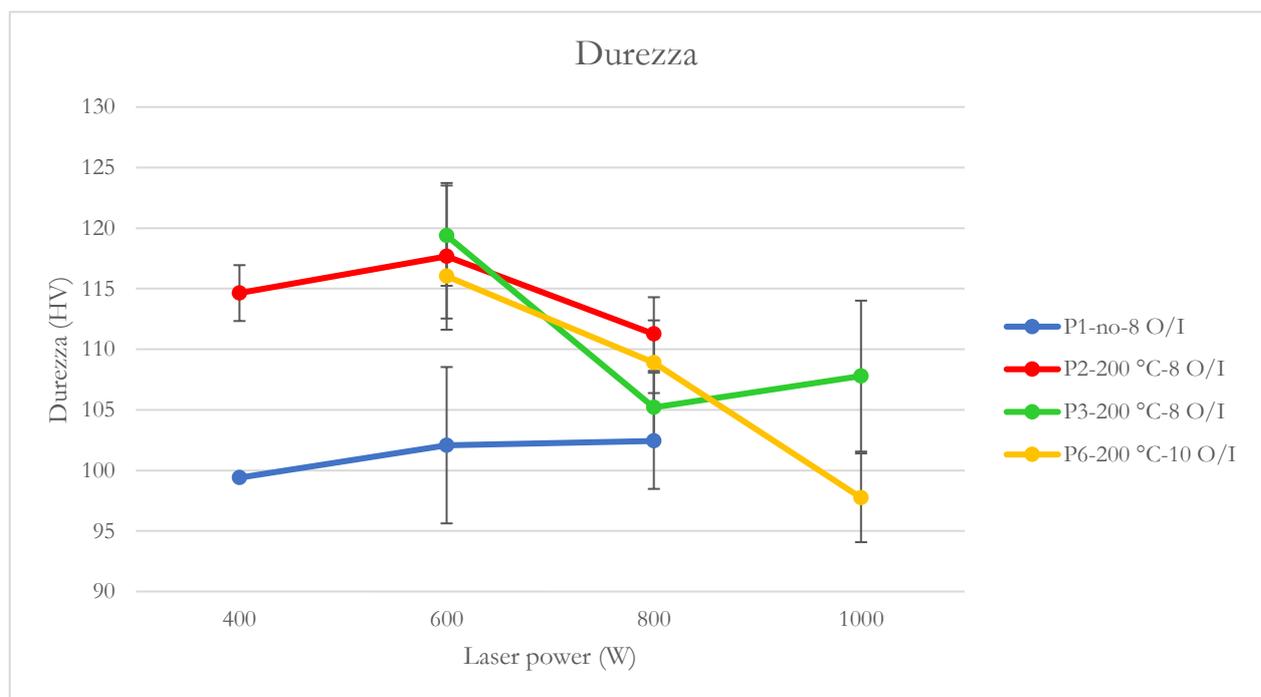


Figura 5.42 Diagramma con i valori di durezza in funzione del laser power; scan speed $V=1100 \text{ mm/min}$. P1 (no pre-beating, 8 Optomec Input); P2 (200 °C, 8 Optomec Input); P3 (200 °C, 8 Optomec Input); P6 (200 °C, 10 Optomec Input)

Come si può vedere (Figura 5.42), i valori di deviazione standard sono spesso rilevanti e di ciò si dovrà tener conto nella discussione dei risultati.

In aggiunta, sono stati riportati anche i valori di porosità valutati durante l'analisi microstrutturale. Si precisa che questi valori di porosità hanno solo valore indicativo, a causa del breve processo di lucidatura cui sono stati sottoposti per la rimozione dell'effetto superficiale dell'attacco chimico.

La porosità gioca un ruolo determinante per la valutazione della durezza dei campioni. Marchese et al. hanno effettuato dei confronti fra campioni in IN625, con SLM e LMD. Hanno dimostrato che esiste una correlazione inversa fra porosità e durezza; inoltre una microstruttura dendritica più fine sembrerebbe essere responsabile di valori superiori in termini di durezza [104].

Per questo motivo, nelle successive considerazioni, si terrà conto anche di questo parametro.

P1. Nel caso della prima piattaforma, la durezza ha assunto i valori più bassi della campagna prove. I valori sono coerenti fra loro, ma il trend è leggermente crescente. In particolare, nel caso del campione a 400 W, è stato possibile effettuare solo una prova di durezza, a causa delle dimensioni estremamente ridotte della cross-section.

P2. La seconda piattaforma, presenta valori di durezza maggiori rispetto alla piattaforma P1 e il trend decrescente delle dimensioni delle dendriti suggerirebbe un progressivo aumento della durezza. In effetti, la durezza ha un andamento crescente, salvo presentare una riduzione nel caso del campione a 800 W. Questo picco potrebbe essere motivato dalla porosità (più alta rispetto agli altri due campioni della piattaforma) e dalla variabilità dei valori che compongono la media.

P3. In questo caso, la dimensione dendritica è la più alta fra le piattaforme e quindi non è difficile correlarla ai bassi valori di durezza ottenuti.

P6. In questo caso, il trend decrescente è fortemente accentuato. Si notano le similitudini con la piattaforma 3, con la quale condivide valori simili di crescita dendritica; tuttavia, proprio il campione a 1000 W presenta un valore di porosità percentuale molto alto, giustificandone il comportamento.

Per confronto, si riportano i valori di durezza ottenuti da Theron et al. per campioni in lega F357, al variare dei trattamenti termici. I valori sono 75 HV_{0,3} in condizioni da colata, 95 HV_{0,3} in condizioni T4, 125 HV_{0,3} in condizioni T6 e, infine, 128 HV_{0,3} in condizioni T4+. Confrontando i valori di durezza ottenuto è stato riscontrato un effetto benefico della dimensione ridotta dei grani sui valori di durezza [78].

I campioni di Theron et al. sono stati realizzati con un processo di colata; i loro risultati hanno permesso di correlare la dimensione dei grani ai valori di durezza. In questo lavoro di tesi è stata valutata la dimensione dendritica e non la dimensione dei grani; tuttavia, è possibile effettuare un confronto qualitativo diretto dei risultati. I valori di durezza ottenuti sono assolutamente confrontabili, nonostante il processo DED con cui sono stati realizzati i campioni single scan vada ottimizzato.

Conclusioni

Solo in seguito ad una attenta identificazione della corretta finestra di processo sarà possibile passare alla creazione di un intero layer. Si dovrà infatti tener conto dei nuovi parametri di processo coinvolti e, come evidenziato precedentemente, si dovrà fare particolare attenzione alla storia termica degli scan. I parametri dovranno poi essere corretti per tenerne conto e si renderà inoltre necessaria la scelta della hatching distance e del relativo overlap percentuale.

In Figura 5.43 si riporta una breve schematizzazione di diverse configurazioni di overlap. La scelta del campione di riferimento è ricaduta sul campione della piattaforma 2 prodotto con scan speed 1100 mm/min, laser power 700 W e Optomec Input 8. La scelta di questo campione è dovuta alla simultanea presenza di un basso valore di porosità (0.2%) e di un elevato valore di profondità (326.3 μm), relativamente ai campioni

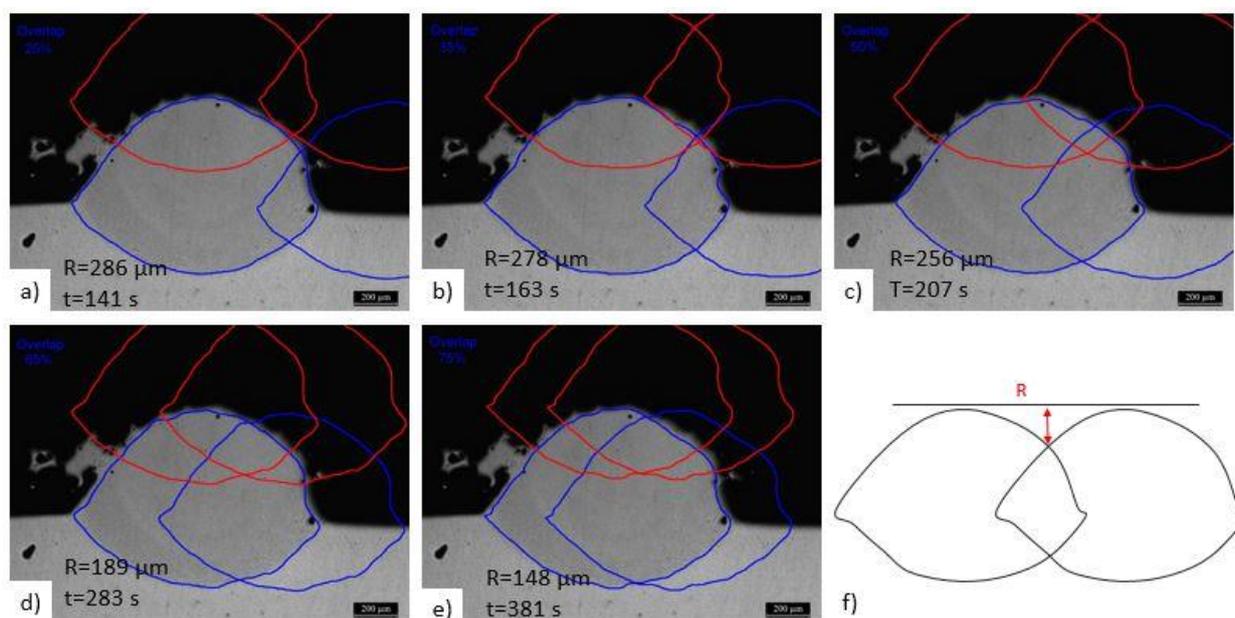


Figura 5.43 Schematizzazione di diversi livelli percentuali di overlap, con rugosità stimata e tempi di costruzione per la realizzazione di un cubo di lato 1 cm, con bi-directional pattern; (a) overlap 25%, (b) overlap 35%, (c) overlap 50%, (d) overlap 65%, (e) overlap 75%.

analizzati, come riassunto in Tabella 14.

Tabella 14 Caratteristiche campione di riferimento per Overlap

P (W)	V (mm/min)	H (μm)	W (μm)	d (μm)	g (μm)	Area (mm^2)	Porosità (%)	Efficienza (%)
700	1100	843.3	1150.2	326.3	517.1	0.490	0.2	26.6

La scelta di diversi livelli di overlap ha consentito attraverso un semplice software MatLab di valutare il numero di scansioni necessarie per la realizzazione di un layer e del numero di layer necessari per la realizzazione del cubo di lato 1 cm. Si precisa che i tempi ottenuti non considerano in alcun modo la storia termica, ma si limitano ad indicare il tempo minimo per la realizzazione degli ipotetici cubi. Finché non si sarà in grado di padroneggiare i parametri di processo e di adattarli per mantenere la microstruttura desiderata, questa stima rimarrà utile per apprezzare le potenzialità di questo processo.

Tabella 15 Risultati simulazione di costruzione

Overlap (%)	Scan per layer	Rugosità massima dal layer (μm)	Tempi di costruzione (s)
25	12	286	141
35	14	278	163
50	18	256	207
65	25	189	283
75	34	148	381

In Tabella 15 sono riportati i risultati della semplice simulazione. Il numero di tracce affiancate per la realizzazione della base di lato 1 cm dipende dal livello di overlap e dalla larghezza dallo scan (width), riportata invece in Tabella 14. Si precisa che le due tracce più esterne sono state considerate solo per metà larghezza, per tener conto del fatto che gli strati successivi potrebbero non trovare materiale sottostante sufficiente.

L'algoritmo si arresta al raggiungimento della larghezza complessiva richiesta, quindi la base potrebbe risultare leggermente più ampia in base al tipo di overlap scelto. Determinato il numero di tracce necessarie per la realizzazione di un layer, si è resa necessaria la scelta di dz-offset. Considerando le possibili limitazioni in termini di sensibilità della macchina, si è scelto di approssimare il valore di growth (in Tabella 14) a $0.5 \mu\text{m}$ come input macchina per dz-offset. In questo modo, si considera la parziale rifusione del layer sottostante, che permette di ridurre la porosità residua. La rugosità indicata in Tabella 15 rappresenta perciò un valore teorico massimo; nella realtà, come indicato nei capitoli precedenti, la polvere tende a distribuirsi nelle gole, attenuando la rugosità superficiale.

Infine, i tempi di realizzazione del cubo di lato 1 cm sono relativi allo scan pattern bidirezionale e considerano l'effettivo tragitto compiuto dallo spot laser.

La completa padronanza dei parametri di processo, unita alla capacità di controllare la dimensione dendritica e le relative proprietà del componente finale saranno gli obiettivi degli studi futuri.

Bibliografia

1. Sito web Cordis, Servizio Comunitario di informazione in materia di Ricerca e Sviluppo. (2018).
2. Sito web del Borealis Project. (2018).
3. Dai, K., & Shaw, L. (2002). Distortion minimization of laser-processed components through control of laser scanning patterns. *Rapid Prototyping Journal*, 8(5), 270–276. doi:10.1108/13552540210451732
4. Shamsaei, N., Yadollahi, A., Bian, L., & Thompson, S. M. (2015). An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control. *Additive Manufacturing*, 8, 12–35. doi:10.1016/j.addma.2015.07.002
5. Tang, L., & Landers, R. G. (2010). Melt Pool Temperature Control for Laser Metal Deposition Processes—Part I: Online Temperature Control. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 132(1), 011010. doi:10.1115/1.4000882
6. Pinkerton, A. J., & Li, L. (2004). Modelling the geometry of a moving laser melt pool and deposition track via energy and mass balances. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 37(14), 1885–1895. doi:10.1088/0022-3727/37/14/003
7. Li, Y., Yang, H., Lin, X., Huang, W., Li, J., & Zhou, Y. (2003). The influences of processing parameters on forming characterizations during laser rapid forming. *Materials Science and Engineering A*, 360(1–2), 18–25. doi:10.1016/S0921-5093(03)00435-0
8. El Cheikh, H., Courant, B., Branchu, S., Hascoët, J. Y., & Guillén, R. (2012). Analysis and prediction of single laser tracks geometrical characteristics in coaxial laser cladding process. *Optics and Lasers in Engineering*, 50(3), 413–422. doi:10.1016/j.optlas-eng.2011.10.014
9. Aversa, A., Moshiri, M., Librera, E., Hadi, M., Marchese, G., Manfredi, D., ... Pavese, M. (2018). Single scan track analyses on aluminium based powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 255(November 2017), 17–25. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.11.055
10. Lu, Z. L., Li, D. C., Lu, B. H., Zhang, A. F., Zhu, G. X., & Pi, G. (2010). The prediction of the building precision in the Laser Engineered Net Shaping process using advanced networks. *Optics and Lasers in Engineering*, 48(5), 519–525. doi:10.1016/j.optlas-eng.2010.01.002
11. Umaras, E., & Tsuzuki, M. S. G. (2017). Additive Manufacturing - Considerations on Geometric Accuracy and Factors of Influence. *IFAC-PapersOnLine*, 50(1), 14940–14945. doi:10.1016/j.ifacol.2017.08.2545

12. Gibson, I., Rosen, D., & Stucker, B. (2015). *Additive Manufacturing Technologies*. Springer-Verlag New York (Vol. 44). doi:10.1007/978-1-4939-2113-3
13. Sito web Sciaky, Inc. (2018).
14. Gu, D. D., Meiners, W., Wissenbach, K., & Poprawe, R. (2012). Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 57(3), 133–164. doi:10.1179/1743280411Y.00000000014
15. Gu, D. (2015). Laser Additive Manufacturing (AM): Classification, Processing Philosophy, and Metallurgical Mechanisms. In *Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials* (pp. 15–71). doi:10.1007/978-3-662-46089-4_2
16. Griffith, M. L., Keicher, D. M., Atwood, C. L., Romero, J. A., Smugeresky, J. E., Harwell, L. D., & Greene, D. L. (1996). Free Form Fabrication of Metallic Components. *Solid Freeform Fabrication Symposium*, 125–132.
17. Sames, W. J., List, F. A., Pannala, S., Dehoff, R. R., & Babu, S. S. (2016). The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*, 61(5), 315–360. doi:10.1080/09506608.2015.1116649
18. Herzog, D., Seyda, V., Wycisk, E., & Emmelmann, C. (2016). Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 117, 371–392. doi:10.1016/j.actamat.2016.07.019
19. Haag, M., Hügel, H., Albright, C. E., & Ramasamy, S. (1996). CO2 laser light absorption characteristics of metal powders. *Journal of Applied Physics*, 79(8), 3835. doi:10.1063/1.361811
20. Louvis, E., Fox, P., & Sutcliffe, C. J. (2011). Selective laser melting of aluminium components. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(2), 275–284. doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.09.019
21. Dias Da Silva, M., Partes, K., Seefeld, T., & Vollertsen, F. (2012). Comparison of coaxial and off-axis nozzle configurations in one step process laser cladding on aluminum substrate. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(11), 2514–2519. doi:10.1016/j.jmatprotec.2012.06.011
22. Frazier, W. E. (2014). Metal additive manufacturing: A review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(6), 1917–1928. doi:10.1007/s11665-014-0958-z
23. Griffith, M. ., Schlienger, M. ., Harwell, L. ., Oliver, M. ., Baldwin, M. ., Ensz, M. ., ... Nelson, D. . (1999). Understanding thermal behavior in the LENS process. *Materials & Design*, 20(2–3), 107–113. doi:10.1016/S0261-3069(99)00016-3
24. Roberts, C. E., Bourell, D., Watt, T., & Cohen, J. (2016). A novel processing approach for additive manufacturing of commercial aluminum alloys. *Physics Procedia*, 83, 909–917. doi:10.1016/j.phpro.2016.08.095
25. Wohlers, T. (2014). *Wohlers report 2014: additive manufacturing and 3D printing state of the industry, annual worldwide progress report*.

26. Wolf, M., & Booth, D. (2016). Improving the Efficiency of the DMLD Process How particle size and laser spot size influence process quality and efficiency, 32–34.
27. Vilar, R. (2014). Laser Powder Deposition. *Comprehensive Materials Processing*, 10, 163–216. doi:10.1016/B978-0-08-096532-1.01005-0
28. Arcella, F. G., & Froes, F. H. (2000). Producing titanium aerospace components from powder using laser forming. *Jom*, 52(5), 28–30. doi:10.1007/s11837-000-0028-x
29. Mazumder, J., Schifferer, A., & Choi, J. (1999). Direct materials deposition: Designed macro and microstructure. *Materials Research Innovations*, 3(3), 118–131. doi:10.1007/s100190050137
30. Liu, D., Lippold, J. C., Li, J., Rohklin, S. R., Vollbrecht, J., & Grylls, R. (2014). Laser engineered net shape (LENS) technology for the repair of Ni-base superalloy turbine components. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 45(10), 4454–4469. doi:10.1007/s11661-014-2397-8
31. Thompson, M. K., Moroni, G., Vaneker, T., Fadel, G., Campbell, R. I., Gibson, I., ... Martina, F. (2016). Design for Additive Manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 65(2), 737–760. doi:10.1016/j.cirp.2016.05.004
32. Sito web di Airbus, articolo del 3 Marzo 2016. (2018).
33. Zhu, G., Li, D., Zhang, A., Pi, G., & Tang, Y. (2012). The influence of laser and powder defocusing characteristics on the surface quality in laser direct metal deposition. *Optics and Laser Technology*, 44(2), 349–356. doi:10.1016/j.optlastec.2011.07.013
34. Gürtler, F. J., Karg, M., Leitz, K. H., & Schmidt, M. (2013). Simulation of laser beam melting of steel powders using the three-dimensional volume of fluid method. *Physics Procedia*, 41, 881–886. doi:10.1016/j.phpro.2013.03.162
35. Khairallah, S. A., Anderson, A. T., Rubenchik, A., & King, W. E. (2016). Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. *Acta Materialia*, 108, 36–45. doi:10.1016/j.actamat.2016.02.014
36. Costa, L., Vilar, R., Reti, T., & Deus, A. M. (2005). Rapid tooling by laser powder deposition: Process simulation using finite element analysis. *Acta Materialia*, 53(14), 3987–3999. doi:10.1016/j.actamat.2005.05.003
37. Yin, H., Wang, L., & Felicelli, S. D. (2008). Comparison of Two-Dimensional and Three-Dimensional Thermal Models of the LENS® Process. *Journal of Heat Transfer*, 130(10), 102101. doi:10.1115/1.2953236
38. Peyre, P., Aubry, P., Fabbro, R., Neveu, R., & Longuet, A. (2008). Analytical and numerical modelling of the direct metal deposition laser process. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 41(2). doi:10.1088/0022-3727/41/2/025403

39. Wen, S., & Shin, Y. C. (2010). Modeling of transport phenomena during the coaxial laser direct deposition process. *Journal of Applied Physics*, 108(4). doi:10.1063/1.3474655
40. Alimardani, M., Toyserkani, E., & Huissoon, J. P. (2007). Three-dimensional numerical approach for geometrical prediction of multilayer laser solid freeform fabrication process. *Journal of Laser Applications*, 19(1), 14–25. doi:10.2351/1.2402518
41. Wang, L., Felicelli, S., Gooroochurn, Y., Wang, P. T., & Horstemeyer, M. F. (2008). Optimization of the LENS® process for steady molten pool size. *Materials Science and Engineering A*, 474(1–2), 148–156. doi:10.1016/j.msea.2007.04.119
42. Labudovic, M., Hu, D., & Kovacevic, R. (2003). A three-dimensional model for direct laser metal powder deposition process and rapid prototyping is developed. Both numerical and analytical models are addressed. In the case of numerical modeling, the capabilities of ANSYS parametric design language were. *Journal of Materials Science*, 38(1), 35–49. doi:10.1023/A:1021153513925
43. Wen, S., & Shin, Y. C. (2011). Comprehensive predictive modeling and parametric analysis of multitrack direct laser deposition processes. *Journal of Laser Applications*, 23(2), 022003. doi:10.2351/1.3567962
44. Costa, L., Vilar, R., & Réti, T. (2004). Simulating the effects of substrate pre-heating on the final structure of steel parts built by laser powder deposition. In *Proc. 15th Solid Free. Fabr. Symp.* (pp. 643–654). Austin.
45. Zhang, K., Wang, L., & Zhang, X. M. (2013). Numerical Simulation of the Thermal Behavior during Laser Metal Deposition Shaping Technology. *Applied Mechanics and Materials*, 380–384, 4327–4331. doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.380-384.4327
46. Li, Y., & Gu, D. (2014). Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder. *Materials and Design*, 63, 856–867. doi:10.1016/j.matdes.2014.07.006
47. Mazumder, J., Dutta, D., Kikuchi, N., & Ghosh, A. (2000). Closed loop direct metal deposition: Art to Part. *Optics and Lasers in Engineering*, 34(4–6), 397–414. doi:10.1016/S0143-8166(00)00072-5
48. Koch, J. L., & Mazumder, J. (1993). Rapid prototyping by laser cladding. *ICALEO, Laser Institute of America, Orlando, FL, in Denney, .*
49. Krantz, D., & Nasla, S. (2000). Intelligent process control for laser direct metal deposition. *ICALEO, Laser Institute of America, Dearborn, MI.*
50. Rubenchik, A., Wu, S., Mitchell, S., Golosker, I., LeBlanc, M., & Peterson, N. (2015). Direct measurements of temperature-dependent laser absorptivity of metal powders. *Applied Optics*, 54(24), 7230. doi:10.1364/AO.54.007230
51. Pinkerton, A J; Li, L. (2004). An analytical model of energy distribution in laser direct metal deposition, 218, 363–374.

52. Yang, Y., Gu, D., Dai, D., & Ma, C. (2018). Laser energy absorption behavior of powder particles using ray tracing method during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy. *Materials and Design*, *143*, 12–19. doi:10.1016/j.matdes.2018.01.043
53. Boley, C. D., Khairallah, S. A., & Rubenchik, A. M. (2015). Calculation of laser absorption by metal powders in additive manufacturing. *Applied Optics*, *54*(9), 2477. doi:10.1364/AO.54.002477
54. Spierings, A. B., Herres, N., & Levy, G. (2011). Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts. *Rapid Prototyping Journal*, *17*(3), 195–202. doi:10.1108/13552541111124770
55. Bourell, D., Kruth, J. P., Leu, M., Levy, G., Rosen, D., Beese, A. M., & Clare, A. (2017). Materials for additive manufacturing. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, *66*(2), 659–681. doi:10.1016/j.cirp.2017.05.009
56. Olakanmi, E. O., Cochrane, R. F., & Dalgarno, K. W. (2015). A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. *Progress in Materials Science*, *74*, 401–477. doi:10.1016/j.pmatsci.2015.03.002
57. Hofmeister, W., Griffith, M., Ensz, M., & Smugeresky, J. (2001). Solidification in direct metal deposition by LENS processing. *JOM*, *53*(9), 30–4.
58. Hofmeister, W., Griffith, M., Ensz, M., & Smugeresky, J. (2002). Melt pool imaging for control of LENS processing. in Keicher, D., Sears, J. and Smugeresky, J. (Eds) paper presented at International Conference on Metal Powder Deposition for Rapid Manufacturing, Metal Powder Industries Federation, San Antonio, TX.
59. Selcuk, C. (2011). Laser metal deposition for powder metallurgy parts. *Powder Metallurgy*, *54*(2), 94–99. doi:10.1179/174329011X12977874589924
60. Mazumder, J. (1991). Overview of melt dynamics in laser processing. *Optical Engineering*, *30*(8), 1208. doi:10.1117/12.55899
61. Digilov, R. M. (2003). Prediction of surface properties of metals from the law of corresponding states. *Journal of Crystal Growth*, *249*(1–2), 363–371. doi:10.1016/S0022-0248(02)02072-9
62. Kumar, A., & Roy, S. (2009). Effect of three-dimensional melt pool convection on process characteristics during laser cladding. *Computational Materials Science*, *46*(2), 495–506. doi:10.1016/j.commatsci.2009.04.002
63. Olakanmi, E. O. (2013). Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al-Mg, and Al-Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. *Journal of Materials Processing Technology*, *213*(8), 1387–1405. doi:10.1016/j.jmatprotec.2013.03.009
64. Thompson, S. M., Bian, L., Shamsaei, N., & Yadollahi, A. (2015). An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics. *Additive Manufacturing*, *8*, 36–62. doi:10.1016/j.addma.2015.07.001

65. Semak, V., & Matsunawa, A. (1997). The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 30(18), 2541–2552. doi:10.1088/0022-3727/30/18/008
66. Ki, H., Mohanty, P. S., & Mazumder, J. (2002). Modeling of laser keyhole welding : Part I . Mathematical modeling , numerical ..., 33(June).
67. Kovaleva, I. O., & Kovalev, O. B. (2012). Effect of the recoil pressure induced by evaporation on motion of powder particles in the light field during laser cladding. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 53(1), 56–66. doi:10.1134/S0021894412010087
68. Unocic, R. R., & DuPont, J. N. (2004). Process Efficiency Measurements in the Laser Engineered Net Shaping Process. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 35(1), 143–152. doi:10.1007/s11663-004-0104-7
69. Liu, J. C., & Li, L. J. (2007). Effects of process variables on laser direct formation of thin wall. *Optics and Laser Technology*, 39(2), 231–236. doi:10.1016/j.optlastec.2005.08.012
70. Nazir, K., Ali, M., Hassan, F., Awais, M., Sohn, C. H., & Miran, S. (2014). Imece2014-39828 Optimizing the Efficiency in Direct Laser Deposition Process Using, 1–8.
71. Brice, C., Shenoy, R., Kral, M., & Buchannan, K. (2015). Precipitation behavior of aluminum alloy 2139 fabricated using additive manufacturing. *Materials Science and Engineering A*, 648, 9–14. doi:10.1016/j.msea.2015.08.088
72. Bartkowiak, K., Ullrich, S., Frick, T., & Schmidt, M. (2011). New developments of laser processing aluminium alloys via additive manufacturing technique. *Physics Procedia*, 12(PART 1), 393–401. doi:10.1016/j.phpro.2011.03.050
73. Schmidtke, K., Palm, F., Hawkins, A., & Emmelmann, C. (2011). Process and mechanical properties: Applicability of a scandium modified Al-alloy for laser additive manufacturing. *Physics Procedia*, 12(PART 1), 369–374. doi:10.1016/j.phpro.2011.03.047
74. Fulcher, B. A., Leigh, D. K., & Watt, T. J. (2014). Comparison of AlSi10Mg and Al 6061 Processed Through DMLS. *Proceedings of the 25th Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF)*, 404–419. Retrieved from <http://sffsymposium.engr.utexas.edu/2014TOC>
75. Costa, T. A., Moreira, A. L., Moutinho, D. J., Dias, M., Ferreira, I. L., Spinelli, J. E., ... Garcia, A. (2015). Growth direction and Si alloying affecting directionally solidified structures of Al–Cu–Si alloys. *Materials Science and Technology*, 31(9), 1103–1112. doi:10.1179/1743284714Y.00000000678
76. Cao, X., Wallace, W., Immarigeon, J. P., & Poon, C. (2003). Research and progress in laser welding of wrought aluminum alloys. II. Metallurgical microstructures, defects, and mechanical properties. *Materials and Manufacturing Processes*, 18(1), 23–49. doi:10.1081/AMP-120017587
77. Cruz, D., Garrido, M. Á., Rico, Á., Múñez, C. J., & Poza, P. (2018). Wear resistance of

- cold sprayed Al alloys for aeronautical repairs. *Surface Engineering*, 0844, 1–9.
doi:10.1080/02670844.2018.1427318
78. Theron, M., Knutsen, R. D., Ivanchev, L. H., & Burger, H. P. (2012). Effect of heat treatment on the properties of laser-beam welded rheo-cast F357 aluminum. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(2), 465–470. doi:10.1016/j.jmatprotec.2011.10.010
 79. Sha, G., Möller, H., Stumpf, W. E., Xia, J. H., Govender, G., & Ringer, S. P. (2012). Solute nanostructures and their strengthening effects in Al-7Si-0.6Mg alloy F357. *Acta Materialia*, 60(2), 692–701. doi:10.1016/j.actamat.2011.10.029
 80. Garcia, L. R., Osório, W. R., Peixoto, L. C., & Garcia, A. (2010). Mechanical properties of Sn-Zn lead-free solder alloys based on the microstructure array. *Materials Characterization*, 61(2), 212–220. doi:10.1016/j.matchar.2009.11.012
 81. Goulart, P. R., Spinelli, J. E., Cheung, N., & Garcia, A. (2010). The effects of cell spacing and distribution of intermetallic fibers on the mechanical properties of hypoeutectic Al-Fe alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 119(1–2), 272–278. doi:10.1016/j.matchemphys.2009.08.063
 82. Yuan, S. N., Jia, L. N., Ma, L. M., Jiang, H., & Zhang, H. (2014). Microstructure and room temperature mechanical properties of hypereutectic Nb–Si based alloy processed by directional solidification. *Materials Science and Technology*, 30(1), 75–80. doi:10.1179/1743284713Y.00000000303
 83. De Souza, E. N., Cheung, N., & Garcia, A. (2005). The correlation between thermal variables and secondary dendrite arm spacing during solidification of horizontal cylinders of Sn-Pb alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 399(1–2), 110–117. doi:10.1016/j.jallcom.2005.03.014
 84. Salgado-Ordorica, M. A., & Rappaz, M. (2008). Twinned dendrite growth in binary aluminum alloys. *Acta Materialia*, 56(19), 5708–5718. doi:10.1016/j.actamat.2008.07.046
 85. Hunt, J. D. (1979). Cellular and primary dendrite spacings. In *Proc. Int. Conf. on Solidification and Casting of Metal*. London: The Metal Society (pp. 3–9).
 86. Wang, L., Wei, Y., & Yu, F. (2017). Simulation of primary dendrite arm spacing in an Al–Cu welding molten pool. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 33(7), 846–853. doi:10.1080/02670836.2016.1242705
 87. Han, Q., & Hunt, J. D. (1997). Numerical modeling of the growth multi-component of a cellular/dendritic array in multi-component alloys. *Materials Science and Engineering A*.
 88. Rocha, O. L., Siqueira, C. A., & Garcia, A. (2003). Heat flow parameters affecting dendrite spacings during unsteady-state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 34 A(4), 995–1006. doi:10.1007/s11661-003-0229-3
 89. Bamberger, M., Weiss, B. Z., & Stupel, M. M. (1987). Heat flow and dendritic arm spacing in chill-cast Al–Si alloys. *Mater. Sci. Technol.*, 3((1)), 49–56.

90. Hunt, J. D., & Lu, S. Z. (1992). A numerical analysis of dendritic and cellular array growth: the spacing adjustment mechanisms. *J. Cryst. Growth*, 123((1-2)), 17–34.
91. Kurz, W., & Fisher, D. J. (1981). Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing. *Acta Metall.*, 29((1)), 11–20.
92. Kurz, W., & Fisher, D. J. (1986). Fundamentals of solidification. *Trans Tech Publications Ltd, Trans Tech*(244). Retrieved from <http://www.jaguar.co.uk/jaguar-range/xs/index.html>
93. Rahimian, M., Milenkovic, S., & Sabirov, I. (2014). A physical simulation study of the effect of thermal variations on the secondary dendrite arm spacing in a Ni-based superalloy. *Philosophical Magazine Letters*, 94(2), 86–94. doi:10.1080/09500839.2013.870670
94. Vandersluis, E., & Ravindran, C. (2017). Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 6(1), 89–94. doi:10.1007/s13632-016-0331-8
95. Anil Kumar, B. K., Ananthaprasad, M. G., & Gopalakrishna, K. (2017). Effect of Cryogenic Chill on Dendrite arm spacing, Ultimate tensile strength and Hardness of ASTM A 494 M Grade Nickel alloy Metal Matrix Composites. *Materials Today: Proceedings*, 4(10), 10769–10778. doi:10.1016/j.matpr.2017.08.026
96. Materials, T., & Langer, E. L. (1991). The Materials Information Company. *Technology*, 2173. Retrieved from <http://scholar.google.com/scholar?hl=en&btnG=Search&q=intitle:ASM+Handbook+vol+4#1>
97. Sito web Valimet. (2018).
98. Sito web ICDD. (2018).
99. Sito web PrimaPower. (2018).
100. ASTM. (2013). ASTM E112-13: Standard test methods for determining average grain size. *ASTM International*, 1–28. doi:10.1520/E0112-13.1.4
101. Liu, J., & Li, L. (2005). Effects of powder concentration distribution on fabrication of thin-wall parts in coaxial laser cladding. *Optics and Laser Technology*, 37(4), 287–292. doi:10.1016/j.optlastec.2004.04.009
102. Fathi, A., Toyserkani, E., Khajepour, A., & Durali, M. (2006). Prediction of melt pool depth and dilution in laser powder deposition. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 39(12), 2613–2623. doi:10.1088/0022-3727/39/12/022
103. Wu, X., Liang, J., Mei, J., Mitchell, C., Goodwin, P. S., & Voice, W. (2004). Microstructures of laser-deposited Ti-6Al-4V. *Materials and Design*, 25(2), 137–144. doi:10.1016/j.matdes.2003.09.009
104. Marchese, G., Garmendia Colera, X., Calignano, F., Lorusso, M., Biamino, S., Minetola, P., & Manfredi, D. (2017). Characterization and Comparison of Inconel 625 Processed by Selective Laser Melting and Laser Metal Deposition. *Advanced Engineering Materials*, 19(3), 1–9. doi:10.1002/adem.201600635

