

POLITECNICO DI TORINO

**Corso di Laurea Magistrale
in INGEGNERIA MECCANICA**

Tesi di Laurea Magistrale

**Ottimizzazione del processo
Direct Energy Deposition
dell'acciaio H13**



Relatori

Prof.ssa Mariangela Lombardi

Dott.ssa Alberta Aversa

Ing. Erica Librera

firma dei relatori

Candidato

Domenico Pacucci

firma del candidato

A.A. 2018/2019

Sommario

1.	Introduzione	1
2.	Additive Manufacturing.....	3
2.1	Processo.....	7
2.2	Materiali e proprietà	8
2.2.1	Materiali metallici.....	9
2.3	Tecniche di AM per metalli	10
2.3.1	Powder Bed.....	11
3.	Direct Energy Deposition	14
3.1	Laser Powder – Direct Energy Deposition.....	14
3.1.1	Polvere	16
3.1.2	Parametri di processo.....	17
3.1.3	Proprietà meccaniche	18
4.	Leghe di acciaio nell'AM	20
4.1	Acciaio H13	25
5.	Materiali e metodi.....	31
5.1	Polvere.....	31
5.2	Caratterizzazione della polvere	31
5.2.1	Flowability	31
5.2.2	Tap density.....	32
5.3	Analisi al microscopio ottico	34
5.4	Analisi al SEM	35
5.5	Analisi XRD.....	35
5.6	Produzione dei campioni.....	36
5.6.1	Macchina DED	36
5.6.2	Campagna prove	40

5.7	Preparazione dei campioni	44
5.8	Analisi dei campioni	46
5.8.1	Analisi delle immagini.....	46
5.8.2	Analisi della durezza.....	47
6.	Risultati.....	50
6.1	Polvere.....	50
6.1.1	Analisi al SEM.....	50
6.1.2	Analisi XRD	50
6.1.3	Analisi al microscopio ottico	51
6.1.4	Caratterizzazione della polvere.....	51
6.2	Campioni	52
6.2.1	Single Scan Track (SST).....	52
6.2.2	Single Layer (SL).....	70
6.2.3	Cubi.....	73
7	Conclusioni	86
8	Bibliografia	88

1. Introduzione

L'Additive Manufacturing (AM) è un processo di fabbricazione innovativo che permette la realizzazione di prodotti finiti, in poche ore, senza la necessità di utensili e stampi. A differenza delle tecniche di produzione tradizionali, l'oggetto è realizzato per addizione di materiale e non per sottrazione dalla forma grezza e questo conferisce all'AM enormi potenzialità in molteplici campi di applicazione che vanno dall'aerospaziale al biomedico, dal dentale all'oreficeria [1].

Negli ultimi vent'anni, grazie ai vari laboratori di ricerca tra cui quelli universitari, ci sono stati progressi significativi riguardo le tecnologie dell'AM. Questi progressi hanno permesso all'AM di diventare un processo tecnologico all'avanguardia, raggiungendo un elevato livello di accettazione da parte delle diverse realtà industriali, come testimoniato dalla rapida crescita delle vendite dei sistemi commerciali. Molti di questi sistemi infatti hanno raggiunto livelli di maturità tecnologica in grado di garantire una produzione completamente certificata.

Negli ultimi anni in particolare vi è stato un crescente interesse verso l'AM metallico, come testimoniato dall'elevato numero di pubblicazioni a riguardo, poiché ad oggi rappresenta una tecnologia in cui vi è ancora molto da investire nella fase di ricerca e sviluppo, sia per quanto riguarda il processo tecnologico, che per quanto riguarda i materiali in grado di essere processati; infatti, non tutti i materiali ottenibili con le tradizionali tecniche di produzione, sono altrettanto ottenibili con la tecnologia AM [2].

I materiali metallici in particolare possono andare incontro a diverse difficoltà a cominciare dalla produzione delle polveri, che devono rispettare accurate specifiche per poter essere correttamente utilizzate in un processo di fabbricazione. Vi sono poi problemi legati all'ossidazione che possono verificarsi su alcune leghe metalliche durante il processo di costruzione, problemi legati alla presenza di porosità interne che non permettono di ottenere oggetti massivi o problemi di stress residui che possono causare deformazioni dei componenti prodotti ed alterazioni delle proprietà meccaniche. Infatti sul componente, in fase di costruzione, si sviluppano localmente ingenti gradienti termici, legati alle elevate velocità di solidificazione caratteristiche delle tecnologie di fabbricazione additiva.

Ogni lega metallica ha le sue caratteristiche metallurgiche e quindi specifici parametri di processo di cui necessita; pertanto, ogniqualvolta si vuole introdurre una nuova lega in una specifica tecnologia di AM, è necessario che questa venga accuratamente caratterizzata.

Il presente lavoro di tesi ha come obiettivo l'ottimizzazione dei parametri di processo, relativi a una specifica tecnologia dell'Additive Manufacturing, di una lega metallica largamente utilizzata in ambito industriale.

Nei primi tre capitoli viene presentato lo stato dell'arte di questo innovativo processo produttivo e dei materiali metallici ad esso legati, in particolare l'interesse viene focalizzato sulla tecnologia di AM e il materiale utilizzati per lo sviluppo di questa tesi. Il quarto capitolo illustra tutte le tecniche, la strumentazione e i materiali di cui si è fatto uso, descrivendone i procedimenti; infine gli ultimi due capitoli presentano i risultati delle diverse analisi effettuate con i relativi commenti e conclusioni.

Il lavoro di tesi è stato svolto in collaborazione con Prima Industrie S.p.A., un'azienda che ha recentemente introdotto la divisione Prima Additive per affermarsi nel mercato dei costruttori di macchine per l'Additive Manufacturing metallico.

2. Additive Manufacturing

La storia dell'Additive Manufacturing (AM) inizia ufficialmente nel 1984 quando il signor Chuck Hull brevetta una tecnica di *Rapid Prototyping* (nome originario dell'AM) per polimeri, sotto il nome di *Stereolitografia*. La tecnica si basa sulla concentrazione di una sorgente luminosa (lampada UV o laser) in una vasca riempita da un fotopolimero liquido; la luce indurisce selettivamente la resina in punti predeterminati, costruendo l'oggetto 3D strato per strato.

Negli anni successivi l'interesse verso questa tecnologia cresce sempre più, poiché rende possibile la realizzazione di oggetti fisici in tempi estremamente rapidi e senza l'utilizzo di attrezzature complesse: da qui il nome Rapid Prototyping.

Con il passare degli anni vengono messe a punto diverse tecniche di fabbricazione additiva e vengono utilizzati sempre più materiali; ciò rende l'AM molto utile anche connesso ad altre tecnologie, come ad esempio il casting, dove consente la rapida formazione di anime e inserti.

Negli anni 2000 iniziano a svilupparsi nuove tecnologie di stampa, in grado di utilizzare materiali definitivi quali i polimeri termoplastici e i metalli. Vengono così prodotti i primi componenti finali destinati al mercato [3].

Ma è a partire dal 2010, quando iniziano a scadere i primi brevetti, che il mercato dell'additive subisce una notevole impennata [4]. In tutto il mondo sorgono diverse realtà aziendali che si occupano di stampanti 3D e iniziano a essere sviluppate macchine di stampa low cost, in grado di rendere di fatto accessibile a tutti questa tecnologia, seppur con i dovuti limiti. In Figura 1 sono mostrati i passaggi salienti dell'evoluzione dell'AM nel corso degli anni a partire dal 1984 fino al 2014, anno in cui l'AM può essere considerata una tecnologia definitivamente affermata nell'industria manifatturiera; mentre nella Figura 2 è possibile notare come nel corso degli anni il fatturato della manifattura additiva sia esponenzialmente aumentato.

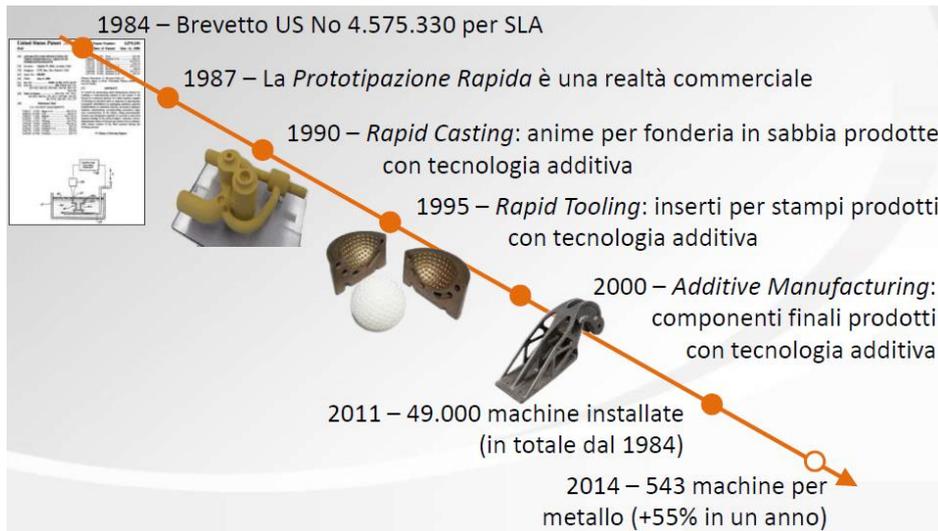


Figura 1: Evoluzione dell'Additive Manufacturing [3]

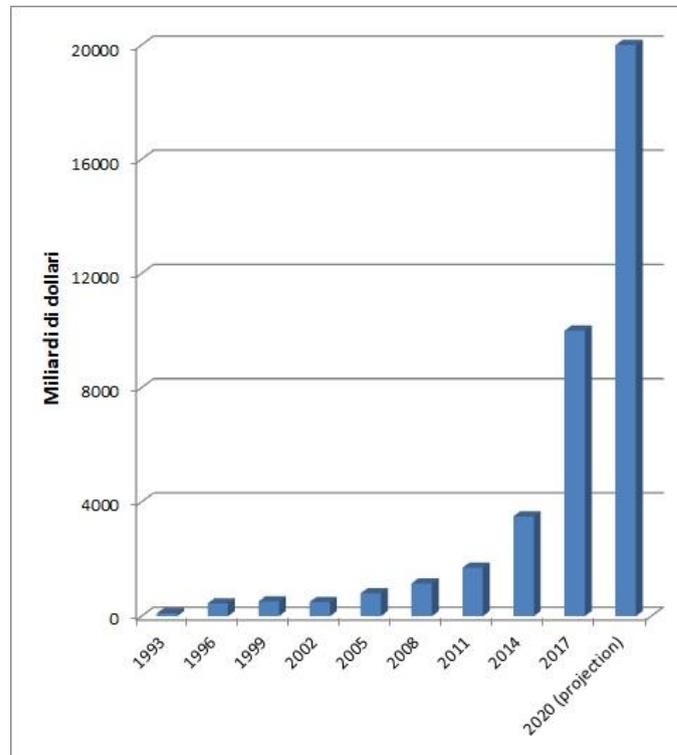


Figura 2: Fatturato della manifattura additiva [5], [6]

Alla base di questa tecnologia vi sono le stampanti 3D, delle macchine più o meno complesse a seconda della tecnologia che ospitano. Si tratta di macchine in grado di lavorare senza presidio durante la fase di costruzione, che può durare anche diverse ore, e soprattutto non necessitano di un'attrezzatura da adattare a seconda degli oggetti da produrre. Questo aspetto rende la fabbricazione additiva particolarmente conveniente nel caso di produzioni con un alto tasso di customizzazione, infatti l'assenza di

attrezzature non comporta alcun costo aggiuntivo ogniqualvolta vi è una modifica dell'oggetto da produrre.

Nel largo consumo, inteso come produzioni in serie, l'AM non è conveniente a livello di produzione finale a causa delle elevate tempistiche e pertanto in questo tipo di consumi, laddove impiegato, spesso si ferma alla produzione di prototipi concettuali e funzionali, non potendo intervenire nelle fasi successive a causa della diversa tecnologia di fabbricazione.

Per le produzioni limitate (aerospazio, racing, biomedicale) l'AM interviene, invece, in tutte le fasi di prototipazione e, quindi, anche in quelle di produzione.

La realizzazione di un oggetto finale in additive manufacturing non è sempre conveniente a livello economico, specialmente se la sua complessità geometrica è limitata e la sua produzione è già consolidata con tecniche tradizionali, come spiega il grafico presenta in Figura 3.

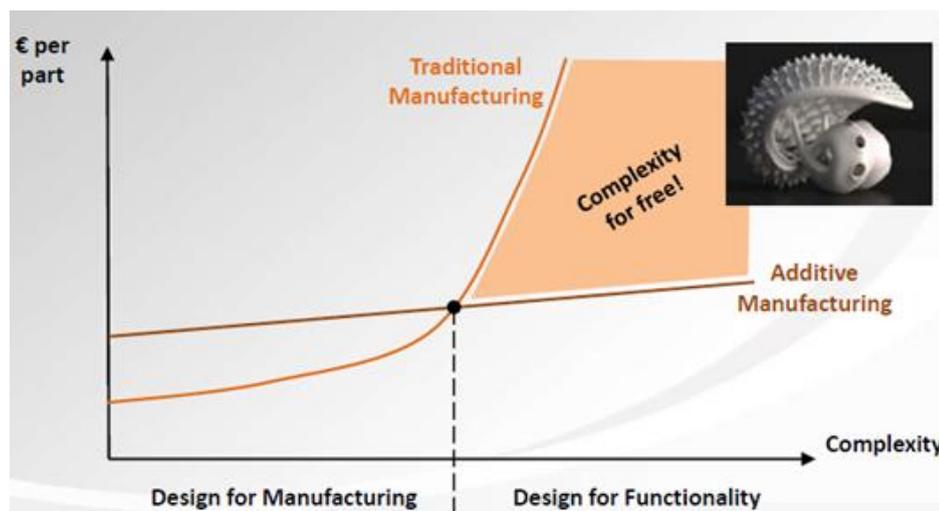


Figura 3: Costi prodotto in funzione della complessità geometrica [3]

Per beneficiare a pieno del potenziale dell'AM è bene che un oggetto, sin dalla fase di progettazione, sia pensato per essere prodotto con questa tecnologia.

La progettazione nasce quasi sempre da un'ottimizzazione topologica dell'oggetto volta a ridurre il peso dello stesso e il materiale utilizzato per produrlo; ciò avviene attraverso un'accurata analisi in grado di determinare, dati i vincoli di resistenza e deformazione, la migliore distribuzione di materiale all'interno di uno spazio di progettazione definito dal progettista [7].

I primi algoritmi di ottimizzazione topologica risalgono a un periodo antecedente la nascita della fabbricazione additiva, ma è stato possibile apprezzare la loro effettiva utilità solo in tempi recenti, quando sono state sviluppate le prime macchine in grado di stampare oggetti con materiali definitivi. Questo perché si tratta di algoritmi che non tengono conto dei sistemi produttivi e spesso elaborano geometrie complesse non realizzabili con le tradizionali macchine ad asportazione di truciolo.

Le macchine CNC vengono infatti utilizzate per realizzare parti direttamente da un singolo pezzo e quindi, in caso di geometrie complesse, potrebbero verificarsi problemi di accessibilità dell'utensile di taglio su alcune superfici da lavorare. Questo problema viene superato dal processo di fabbricazione additiva, dove l'oggetto 3D è elaborato in una serie di semplici sezioni 2D con un certo spessore che, disposte le une sulle altre, danno origine all'oggetto [8].

Le conseguenze legate all'applicazione dell'ottimizzazione topologica sono molto interessanti da un punto di vista di impatto ambientale: la riduzione di peso, a parità di efficienza, delle parti prodotte consente minori emissioni di CO₂, imputabili alla loro movimentazione sia in fase di trasporto che in fase di utilizzo. Quest'ultimo aspetto è fondamentale nel settore aerospazio, dove le emissioni di CO₂ rappresentano un grave problema [3].

La progettazione in additive manufacturing permette di realizzare ad esempio scambiatori di calore più leggeri e piccoli a parità di capacità di scambio termico, oppure, a parità di dimensioni, scambiatori più leggeri e con capacità di carico molto più elevate. Questo è possibile grazie all'elevata libertà di progettazione che consente la realizzazione di geometrie strutturali complesse e maggiormente efficienti.

L'alleggerimento dei componenti è inoltre reso possibile dall'integrazione delle funzioni delle parti prodotte, ossia la riduzione del numero di parti. Questo porta, oltre che ad un minor peso del componente, anche a un miglioramento delle funzionalità e ad un risparmio in termini di manutenzione [9].

In ultima analisi è opportuno considerare l'efficienza del materiale intesa come riduzione di scarti a cui porta l'additive manufacturing; infatti, utilizzando solamente il materiale necessario, non vi sono sprechi dello stesso e in questo modo anche i costi di produzione, specialmente nel caso di materiali particolarmente costosi, vengono abbattuti [5].

2.1 Processo

Il generico processo di additive manufacturing viene schematizzato in Figura 4 e come si può osservare prevede una serie di passaggi.

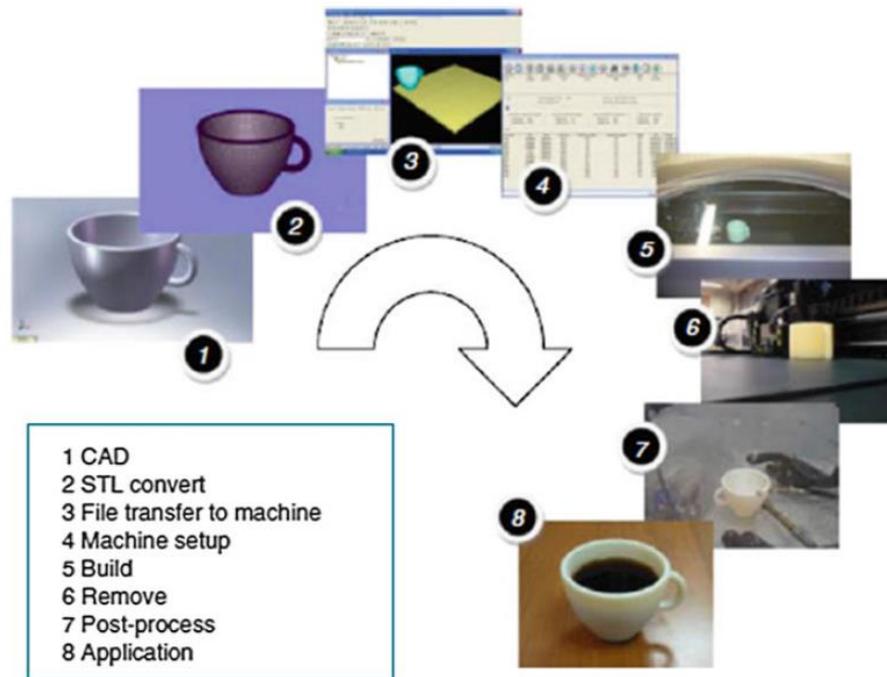


Figura 4: Fasi del generico processo di AM [8]

Il primo passaggio è il disegno CAD dell'oggetto da produrre, che può essere realizzato a partire da un'idea del progettista o ricavato da un processo di reverse engineering.

Il secondo passaggio prevede la conversione del file in formato STL, ormai diventato il formato standard per tutte le macchine AM. Il file STL descrive le superfici esterne (il guscio) dell'oggetto e pone le basi per il calcolo degli slice, le sezioni 2D in cui viene divisa la parte per poter essere prodotta.

La terza parte riguarda il trasferimento del file sulla macchina, passando per un opportuno programma che prevede le impostazioni di orientamento del pezzo in macchina, posizione dello stesso sulla piattaforma di costruzione ed eventuale collocazione di supporti in grado di garantirne la stabilità durante la fase di costruzione e favorirne lo smaltimento del calore.

La quarta fase prevede il setup della macchina, attraverso la regolazione di diversi parametri quali la regolazione della fonte di energia, lo spessore dei layer, la distanza tra le varie passate, ecc.

Il quinto step riguarda la fase di costruzione vera e propria. È un processo sostanzialmente automatizzato in cui non è richiesto il presidio dell'operatore, salvo per l'intervento in caso di eventuali anomalie.

Terminata la fase di costruzione, che può durare diverse ore, vi è la fase di rimozione della parte. Questa fase può richiedere, a seconda del processo, diversi accorgimenti quali ad esempio isolamento dell'ambiente, protezioni per evitare il contatto con la polvere residua, attrezzature specifiche per il raccoglimento della polvere, ecc.

Una volta rimosso dalla macchina, prima di essere pronto all'utilizzo, l'oggetto può necessitare di una fase di post-processamento. Anche le attività legate a questa fase variano in base alla tecnologia di fabbricazione: si può passare da una semplice rimozione dei supporti e levigatura delle superfici nel caso di stampe polimeriche, a trattamenti ben più complessi come lo stress relieving e la rimozione per elettroerosione e filo, in caso di stampe metalliche [8].

Sebbene le macchine per AM durante la fase di costruzione siano in grado di operare senza presidio umano, è fondamentale che siano sottoposte ad un accurata manutenzione.

2.2 Materiali e proprietà

Le proprietà delle parti realizzate con la fabbricazione additiva sono il risultato della combinazione tra le proprietà del materiale, la strategia di deposizione e i parametri ad essa legati.

Un aspetto tipico dei componenti prodotti con questa tecnologia è l'anisotropia, ovvero, a seconda della direzione considerata, vi è una variazione delle proprietà meccaniche.

Questa caratteristica può essere più o meno marcata a seconda della tecnologia utilizzata ed è essenzialmente legata all'orientazione con cui il pezzo è posizionato durante il processo di fabbricazione. Qualsiasi variazione dell'orientazione può causare un cambiamento delle proprietà dello stesso oggetto ed è quindi molto importante tenerla in considerazione in fase progettuale.

L'anisotropia può essere in parte ridotta utilizzando opportuni trattamenti termici.

Ad oggi sono state messe a punto tecniche di AM in grado di lavorare con ogni classe di materiale, ovvero plastici, metallici, ceramici e compositi; sebbene il numero dei materiali disponibili per ciascuna di queste classi sia ancora piuttosto limitato, vi è un'intensa attività di ricerca da parte di privati ed università finalizzata sia

all'implementazione di materiali già esistenti nelle diverse tecniche, che allo studio di nuovi materiali [10].

2.2.1 Materiali metallici

La seconda classe di materiali più utilizzata in AM, dopo quella dei polimeri, è quella dei metalli. Il materiale grezzo viene solitamente gestito sotto forma di polvere a granulometria diversa a seconda della tecnica di fabbricazione e, solo per una tipologia di processo, viene gestito sotto forma di filamento solido.

Inizialmente la fabbricazione additiva dei metalli prevedeva un processo di sinterizzazione, ossia veniva apportata una quantità di energia che si limitava a sinterizzare la polvere senza portarla a fusione. Con il tempo questo tipo di processo AM è stato messo da parte e si è sviluppata la fusione selettiva: le particelle di polvere vengono fuse in micro pozze di fusione (melt pool) che risolidificano istantaneamente.

I materiali metallici per AM sono molto simili ai materiali utilizzati per il rivestimento o la saldatura laser con materiale d'apporto, infatti la caratteristica principale che devono possedere è l'elevata saldabilità [10].

Il processo di produzione delle polveri metalliche per AM è piuttosto complesso e richiede l'uso di gas atomizzatori, macchinari che, dopo aver fuso il lingotto, polverizzano il metallo fuso in modo che risolidifichi sotto forma di particelle sferiche.

Nell'AM metallico la qualità della polvere è fondamentale per il corretto funzionamento del processo produttivo; vi sono pertanto diversi test che permettono di certificarne la composizione chimica, la forma, che deve essere il più possibile sferica, la dimensione, che varia a seconda della tecnica di AM a cui sono destinate, la densità e la scorrevolezza.

La gestione delle polveri metalliche è molto importante per questioni di sicurezza, infatti come già detto la loro ridotta dimensione, fino a pochi micron, le rende pericolose per la salute dell'uomo, infiammabili ed esplosive se non gestite correttamente.

Le leghe principalmente utilizzate nell'AM metallico sono quelle di alluminio, titanio, nichel e acciaio. Come si può notare in Figura 5, le loro proprietà meccaniche risultano essere diverse a seconda della tecnica con la quale viene prodotto il componente, infatti è possibile notare come le tecniche laser, che verranno descritte nel capitolo successivo, conferiscano al materiale una resistenza a trazione ben più elevata rispetto allo stesso materiale ottenuto per colata. Le ottime proprietà meccaniche sono legate al repentino

raffreddamento del melt pool che fa sì che si venga a creare una struttura cristallina molto fine. Questo d'altra parte conferisce al materiale un comportamento estremamente fragile, abbassandone notevolmente l'allungamento a rottura.

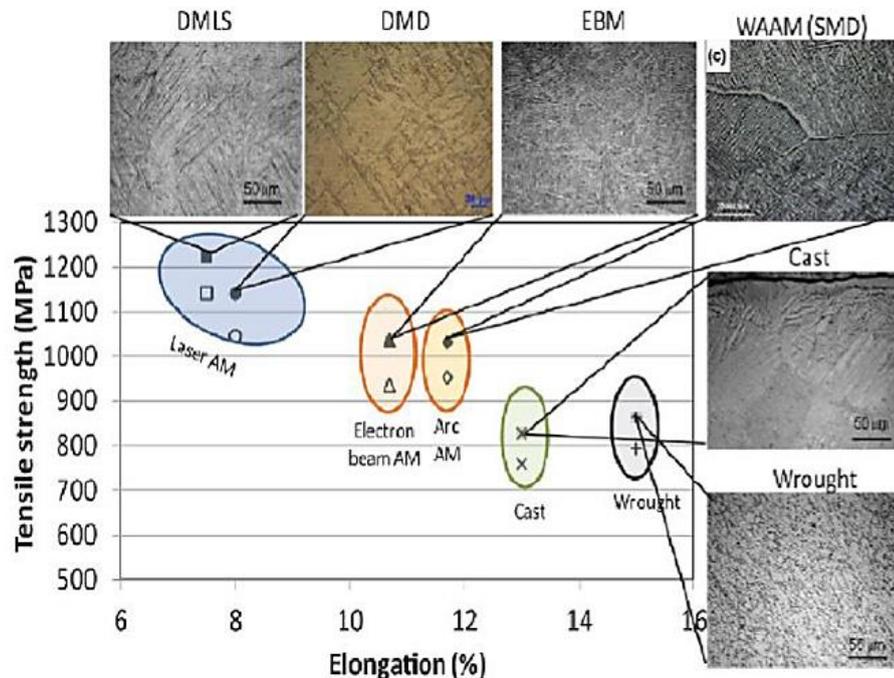


Figura 5: Confronto proprietà meccaniche tra le diverse tecniche [11]

Gli oggetti metallici prodotti tramite AM spesso vengono sottoposti a trattamenti di annealing che servono a ridurre gli stress residui e uno o più trattamenti termici per modellarne le proprietà a seconda della necessità.

In AM vi è inoltre la possibilità di creare leghe, mescolando polveri con composizioni diverse per poi alligarle direttamente nel melt pool durante il processo di stampa. In questo modo il mescolamento dei materiali avviene allo stato solido e, pertanto, non vi sono problemi legati alla diversa densità dei materiali e quindi fenomeni di stratificazione. Quest'ultimo aspetto apre le porte alla ricerca di nuove leghe mai prodotte prima [11].

2.3 Tecniche di AM per metalli

Le tecniche di AM più utilizzate per la produzione di componenti in metallo si dividono principalmente in due categorie: a letto di polvere (powder bed) e a deposizione diretta (direct deposition).

Quando si ha a che fare con i metalli è possibile utilizzare due fonti di energia diversa, laser o fascio di elettroni, che a loro volta possono essere classificate in base alla dimensione della polvere oppure alle condizioni della camera in fase di costruzione.

2.3.1 Powder Bed

I processi a letto di polvere, come suggerito dal nome, prevedono che il materiale grezzo venga apportato esclusivamente in stato di polvere. La polvere metallica viene caricata in macchina in appositi batch e sparsa in maniera omogenea all'interno della camera di costruzione da appositi organi meccanici mobili chiamati racle. Questo serve a formare degli strati di polvere, pari allo spessore del layer impostato, sui quali effettuare le fusioni selettive delle sezioni da formare.

La tecnologia Electron Beam Melting (EBM), schematizzata in Figura 6, sfrutta come fonte di energia un fascio di elettroni emessi da un filamento di tungsteno.

Quando gli elettroni colpiscono la polvere, l'energia cinetica viene trasformata in calore e fonde la polvere metallica [12], [13]. Si tratta di un processo caldo, la polvere compresa nella zona di lavoro viene infatti preriscaldata a 800÷900 °C per compattarsi meglio e questo inoltre riduce il tensionamento residuo dei componenti al termine del job, conferendo una microstruttura caratterizzata da grani più grossi.

Lo spessore del layer per questo processo varia generalmente tra 0,05 e 0,2 mm e risulta superiore ai processi laser, poiché l'energia degli elettroni, per via della massa, è molto più elevata di quella dei fotoni.

La finitura superficiale delle parti è inferiore rispetto a quella dei processi laser, a causa della polvere impiegata che possiede un granulometria maggiore (45÷100 µm) proprio per effetto delle maggiori potenze in grado di fondere spessori maggiori; pertanto sarà necessario lasciare un maggiore sovrametallo per le operazioni di finitura.

Se il processo è adeguatamente controllato, si ha la completa fusione delle polveri interessate dal fascio di elettroni e le porosità risultano quasi del tutto assenti, consentendo una densità prossima al 100% [3].

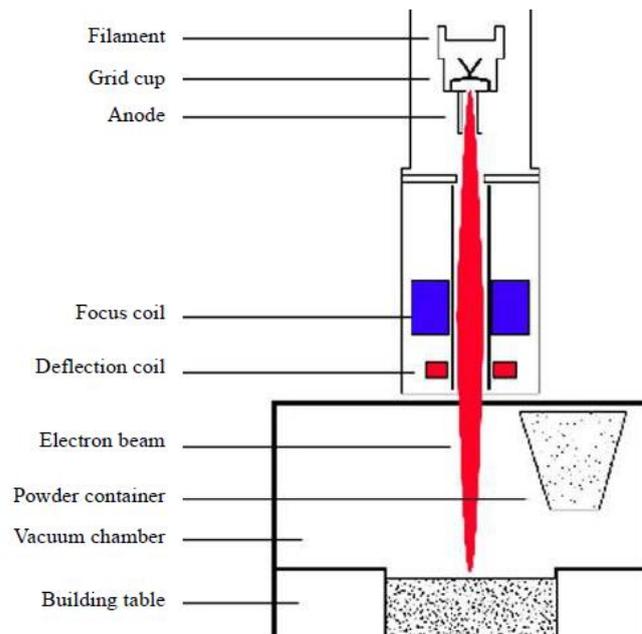


Figura 6: Schema del processo EBM [14]

La tecnologia Selective Laser Melting (SLM), schematizzata in Figura 7, sfrutta invece come fonte di energia una sorgente laser.

Il fascio generato viene direzionato e movimentato attraverso uno scanner, interno al sistema, e grazie ad alcuni elementi correttivi, come le lenti f- θ , viene eliminato l'errore di parallasse ai limiti dell'area di lavoro.

A differenza dell'EBM, l'energia termica necessaria alla fusione del metallo è apportata da fotoni.

I componenti realizzati con questa tecnica sono caratterizzati da un elevato tensionamento interno che deriva dagli elevati gradienti di temperatura che si sviluppano durante il processo. Questi gradienti portano a dilatazioni e contrazioni termiche cicliche che, superando la massima deformazione elastica del materiale, portano all'accumulo di deformazioni plastiche nel componente che possono causare la comparsa di cricche durante il processo di costruzione, la compromissione della durata a fatica del pezzo prodotto e, nei casi più critici, la delaminazione dei layer. Per queste ragioni nell'SLM è fondamentale la presenza di supporti per favorire lo scambio termico nelle zone più a rischio ed, inoltre, è fondamentale un trattamento di stress relieving prima che il pezzo possa essere rimosso dalla piattaforma di costruzione.

Sebbene si abbia una finitura superficiale migliore degli altri processi di AM metallici, grazie alla dimensione della polvere e allo spessore dei layer ($20\div 80\ \mu\text{m}$) non è

possibile ottenere tolleranze e rugosità paragonabili a quelle ottenibili con le lavorazioni ad asportazione di materiale [3].

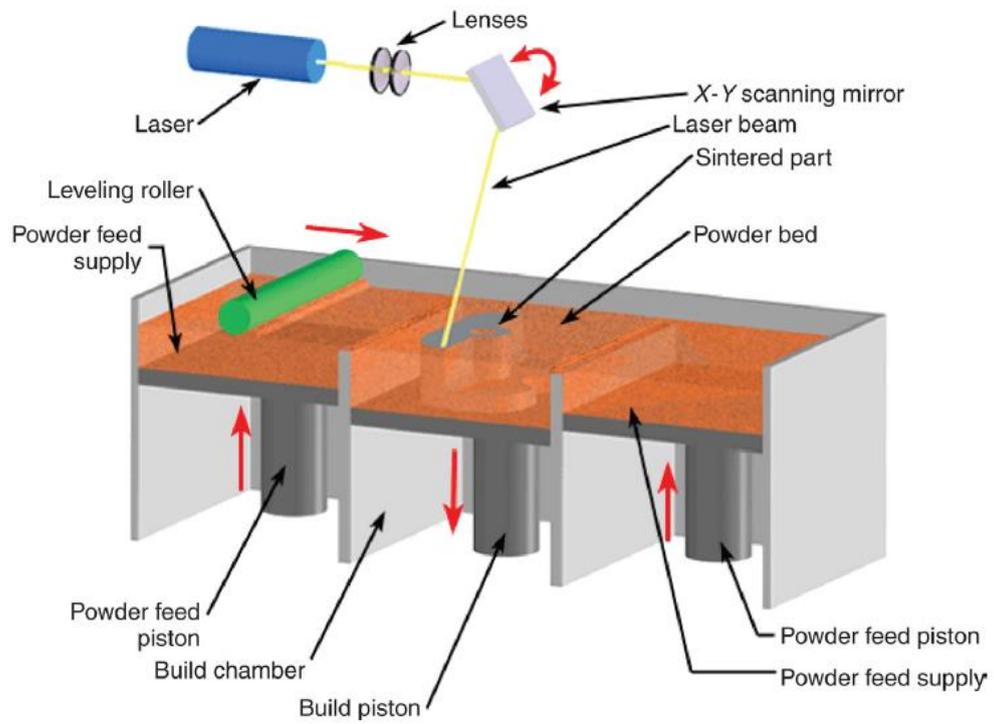


Figura 7: Schema del processo SLM [15]

3. Direct Energy Deposition

Le tecniche Direct Energy Deposition (DED), a differenza delle Powder Bed, prevedono che il materiale, durante il processo di costruzione, venga apportato direttamente ed esclusivamente nel punto in cui avviene la fusione. Il materiale grezzo può essere in stato solido o pulviscolare a seconda della tecnica di deposizione diretta utilizzata.

3.1 Laser Powder – Direct Energy Deposition

La tecnologia Laser Powder - Direct Energy Deposition (LP-DED), o Laser Metal Deposition (LMD) o Laser Engineered Net Shaping (LENS), schematizzata in Figura 8, è la tecnologia a deposizione diretta più diffusa e, proprio per questo, è spesso chiamata direttamente con il nome della classe a cui appartiene (DED).

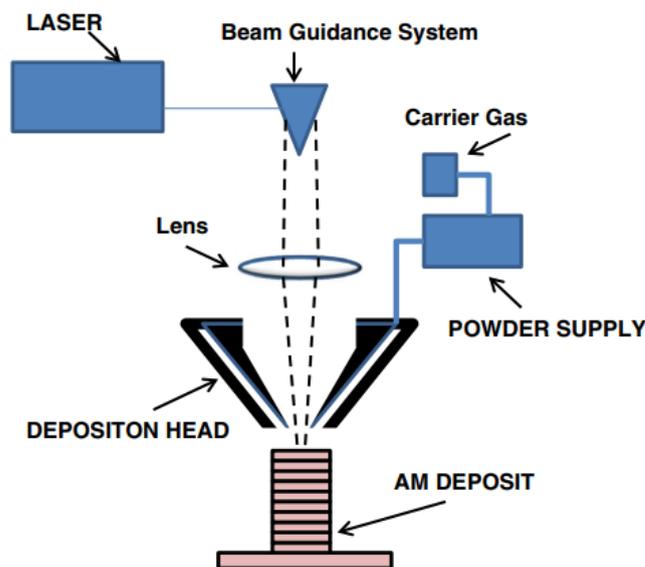


Figura 8: Schema del processo LP-DED [16]

Questa permette la fabbricazione di oggetti grazie alla fusione della polvere tramite una sorgente laser gestita con potenze maggiori rispetto alla tecnologia SLM.

La macchina che accoglie questo tipo di tecnologia possiede lo stesso cinematismo di una macchina utensile a 5 assi.

La tecnologia DED è nata per la riparazione di pezzi usurati o danneggiati (cladding) ma, da diversi anni, è utilizzata anche per la produzione AM, pur non essendo ancora una tecnologia consolidata come quelle a letto di polvere.

Essa permette di realizzare componenti di dimensioni notevolmente maggiori rispetto a quelli realizzabili dai sistemi a letto di polvere poiché non è necessario che l'intera camera sia in atmosfera protettiva, ma si può lavorare con un gas di protezione locale (shield gas). Deposizione e fusione sono localizzate in un punto e, pertanto, non portano a particolari problemi di ritiro come invece accade nei sistemi a letto di polvere dove questo problema coinvolge l'intera sezione del pezzo; inoltre sono presenti meno stress residui sui componenti *as built*, poiché nella tecnologia DED le velocità di solidificazione sono inferiori.

Sebbene non vi siano limiti dimensionali, vi sono limiti sulle geometrie realizzabili dovuti principalmente all'assenza di supporti.

La produttività delle macchine DED è maggiore rispetto quella dei sistemi visti fin ora, in quanto si lavora con spessori di layer superiori ai sistemi a letto di polvere di circa un ordine di grandezza.

Molto interessante è la possibilità di realizzare componenti in multi-materiale, passando da una lega all'altra senza alcuna saldatura o anche di realizzare leghe direttamente in macchina, apportando materiali diversi da ciascun ugello di deposizione.

L'apporto di materiale avviene sotto forma di "cordone", come se fosse una saldatura, e per garantire una buona qualità metallurgica dello strato depositato è necessario un gas di copertura indotto in prossimità del laser, per evitare ossidazioni e spazzare via i fumi.

L'oggetto prodotto necessita di una successiva finitura superficiale e, se prodotto con parametri opportuni, non presenta difetti interni in quanto durante la fusione la scoria di metallo ossidata, essendo più leggera, sale e si deposita sulla superficie esterna, permettendone una semplice rimozione.

Con questa tecnologia vengono trattate tutte le principali leghe metalliche, mentre non vanno bene i materiali metallici alto-riflettenti, poiché riflettono eccessivamente la radiazione laser e, se la riflessione subita dal fascio è abbastanza evidente, si possono presentare problematiche di ritiro e fusioni parziali. Altrettanto inadatti sono i materiali intermetallici, che sono invece caratterizzati da una bassa tenacità che non consente loro di essere correttamente processate in questa tecnologia [3].

3.1.1 Polvere

La polvere utilizzata per la tecnologia DED risulta essere di dimensioni comprese tra 50 e 200 μm . Sebbene la sfericità sia una caratteristica che incrementa la scorrevolezza delle polveri e riduce la possibilità di inglobare all'interno della pozza fusa il gas protettivo adoperato nel processo, in questa tecnologia non risulta essere un parametro così vincolante, poiché non vi è la necessità di spargere le polveri in uno strato sottile e uniforme come avviene per le tecniche powder bed. Questo aspetto, unito alle maggiori dimensioni, rende i costi di atomizzazione delle polveri per DED inferiori a quelli delle polveri per le tecnologie powder bed.

Le polveri DED possono essere prodotte mediante atomizzazione a gas, plasma o acqua, anche se in quest'ultimo caso, sebbene vi siano bassi costi di produzione, si va incontro ad ossidazione, oltre che ad una qualità delle polveri notevolmente inferiore.

Le macchine con tecnologia DED possono arrivare a depositare fino a circa 0.5 kg/h di materiale. Bisogna comunque tener presente che non tutta la polvere che fuoriesce dagli ugelli durante il processo viene effettivamente fusa andando a far parte del solido in costruzione, ma una buona parte di essa non partecipa al processo fusorio depositandosi all'interno della macchina. La polvere residua viene quindi raccolta e può essere riutilizzata per una nuova deposizione dopo un opportuno trattamento di setacciamento ed essiccamento. Quest'ultimo trattamento, che consente di ridurre l'umidità assorbita dalle polveri, è bene applicarlo anche su polveri nuove prima che queste vengano processate, in particolare quando provengono da un contenitore già stato aperto.

Nei processi DED, a seconda del materiale adoperato, è fondamentale la gestione della densità di energia, ovvero il rapporto tra potenza del laser e velocità di scansione, che deve essere regolato in modo da garantire la corretta formazione del melt pool. Oltre che la potenza è la velocità di scansione è necessario impostare accuratamente il fuoco del fascio laser. Come si può vedere dallo schema riportato in Figura 9, quando il fascio laser viene focalizzato in uno spot di dimensioni comprese tra 1 e 2 mm, vi è una regione al di sopra e al di sotto dello stesso dove la densità di energia del fascio laser è sufficiente alla corretta formazione del melt pool; per questo motivo, in fase di settaggio della macchina è importante assicurarsi che il fuoco dei flussi di polvere ricada all'interno di questa regione [3], [8], [17].

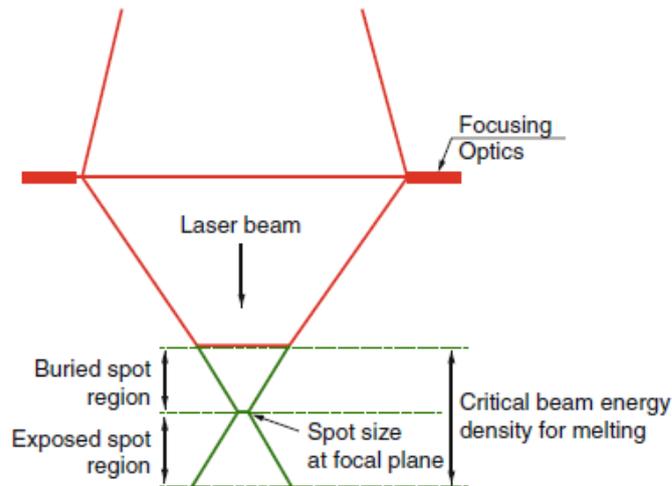


Figura 9: Schema relativo all'ottica del laser utilizzato in un processo DED [8]

3.1.2 Parametri di processo

Le macchine con tecnologia DED prevedono diversi parametri di processo interdipendenti che è possibile modificare in relazione al tipo di materiale processato e alle proprietà meccaniche desiderate sui componenti prodotti.

Uno dei più importanti parametri è la potenza del laser, tipicamente in questa tecnologia varia in un range compreso tra 500 e 6000 W che, come già discusso in precedenza, va regolata anche in funzione della velocità di scansione, ovvero la velocità di movimento della testa in fase di deposizione, che invece solitamente può variare in un range compreso tra 1 e 20 mm/s. Il rapporto tra questi due parametri definisce la densità di energia apportata sulla polvere.

Per quanto concerne la polvere è possibile regolarne l'intensità del flusso di fuoriuscita dal powder feeder, come anche, in alcune tipologie di macchine DED, l'intensità di flusso del carrier gas che la trasporta all'interno dei condotti di collegamento.

Altri parametri di processo sono legati alla strategia di scansione, ovvero il percorso seguito dalla testa di deposizione in fase di costruzione dei layer, e come questa varia di layer in layer. Questo parametro oltre a influenzare la corretta formazione dei corpi solidi, ne influenza le proprietà meccaniche. Le principali strategie di scansione adottate sono riportate in Figura 10.

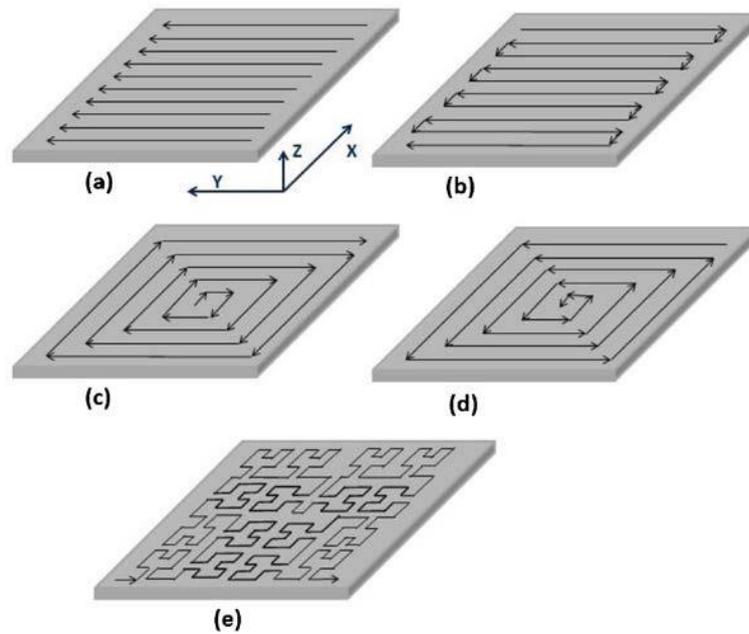


Figura 10: Strategie di scansione: Raster (a), Bidirezionale (b), Offset-out (c), Offset-in (d), Frattale (e) [17]

Sono poi importanti da stabilire i parametri di processo dell'hatching distance, ovvero la distanza orizzontale tra i centri delle linee di scansione adiacenti che tipicamente varia tra 1 e 1.5 mm e lo Z-step, la distanza verticale tra i layer adiacenti, ovvero di quanto si solleva la testa terminata la deposizione di ogni layer, che invece può essere compresa in un intervallo tra 0.5 e 1 mm. Questi due parametri influenzano l'overlapping dei meltpool, un aspetto fondamentale che deve essere valutato per evitare la delaminazione dei layer, la formazione di porosità o la deformazione della geometria dei pezzi prodotti. Vi sono infine altri parametri di processo come la temperatura della piastra di deposizione, la gestione dell'eventuale atmosfera controllata all'interno della macchina in fase di deposizione o la gestione di un movimento secondario del fascio laser durante la fase di deposizione, quest'ultima ancora in fase sperimentale [3], [8], [17].

3.1.3 Proprietà meccaniche

Le proprietà meccaniche dei componenti prodotti con tecnologia DED sono, come già discusso precedentemente, fortemente influenzate dall'elevata velocità di raffreddamento tipica dei processi AM con sorgente laser. Questo porta i materiali processati con questa tecnologia ad avere una microstruttura a grana fine che, unitamente alla presenza di stress residui, conferisce maggiore resistenza meccanica, ma minore deformabilità e resistenza a fatica.

Come nelle altre tecnologie AM le proprietà meccaniche degli oggetti realizzati risultano essere anisotrope, infatti sono fortemente influenzate dall'orientamento in macchina dell'oggetto in fase di costruzione e dalla strategia di scansione adottata.

Questo ultimo concetto è da ritenersi valido nei processi DED dove la testa è programmata per depositare layer dopo layer; è invece meno valido nei casi in cui la deposizione avviene nelle 3 dimensioni, ovvero senza una divisione dell'oggetto in layer orizzontalmente paralleli. In quest'ultimo caso le proprietà dei componenti prodotti risultano maggiormente isotrope.

Un'altra proprietà meccanica di cui godono i pezzi realizzati con la tecnologia DED è la durezza, anch'essa principalmente legata alla presenza di stress residui.

Per caratterizzare le proprietà meccaniche dei materiali processati con questa tecnologia, vengono realizzati degli appositi provini che, specialmente per le prove di trazione, è bene che vengano prodotti variandone l'orientazione di costruzione in macchina, in modo tale da avere una caratterizzazione delle proprietà meccaniche lungo le diverse direzioni [3], [8], [11], [17].

4. Leghe di acciaio nell'AM

Le leghe di acciaio adoperate in additive manufacturing sono piuttosto limitate e il loro impiego si concentra principalmente in ambito sperimentale. La loro limitata adozione è legata principalmente alla scoperta di leghe più performanti non trattabili con i tradizionali processi di fonderia, unitamente al fatto che l'acciaio non possiede una lunga durabilità poiché soggetto ad ossidazione.

Queste leghe, se processate in AM, dove si sviluppano localmente temperature molto elevate, sono soggette alla formazione di carburi instabili che infragiliscono il materiale riducendone tenacità e deformabilità; per questo motivo, si prediligono leghe con percentuale di carbonio minore dello 0,8% e quindi al più eutetoidiche. Limitando il contenuto di carbonio si limitano però le modifiche strutturali ottenibili con i trattamenti termici e, quindi, per poter gestire queste modifiche si preferisce lavorare con acciai complessi: vengono spesso utilizzati acciai alto-legati con nichel in sostituzione al carbonio, affinché si possano continuare ad avere proprietà meccaniche medio-alte.

Partendo da questo tipo di leghe è possibile ottenere della martensite, poiché i diversi elementi alliganti comportano una traslazione verso destra delle curve di trasformazione anisoterma (CCT) e di conseguenza delle regioni delimitate da esse.

Gli elementi alliganti causano una diminuzione di *martensite start*, ma ciò non può essere considerato un risultato desiderabile visto dal momento che può portare a una riduzione di *martensite finish* a temperature inferiori di quella ambiente e, pertanto, durante la fase di raffreddamento, si rischia di raggiungere la temperatura ambiente con la presenza di martensite residua. Quest'ultima tende a trasformarsi in austenite, una fase che rende la lega meno resistente e maggiormente deformabile.

Per rendere le leghe resistenti alla corrosione e limitarne l'ossidazione superficiale della polvere in modo da permetterne anche un riutilizzo si aggiunge il cromo.

Quando si stabiliscono gli elementi di lega bisogna prestare attenzione al fatto che alcuni sono gammogeni mentre altri alfaogeni, ossia alcuni provocano un accrescimento della zona gamma e altri un accrescimento di quella alfa. Qualora dovesse risultare eccessivo l'impiego degli elementi alliganti gammogeni, si potrebbe andare incontro alla formazione di austenite raggiunta la temperatura ambiente, abbassando di conseguenza la resistenza a trazione della lega e aumentandone la deformabilità.

Gli acciai ferritici risultano essere un vincolo per le tecnologie a fascio di elettroni (EBM) per via dell'interazione del fascio elettronico con il campo magnetico locale.

Gli acciai per AM hanno delle caratteristiche fondamentali da dover analizzare:

- *Saldabilità*: caratteristica fondamentale legata a diverse caratteristiche del metallo tra cui la fluidità del metallo liquido che permette di bagnare gli strati sottostanti in modo efficiente, così da ottenere una buona coesione tra essi.

La saldabilità degli acciai è inoltre legata al basso contenuto di carbonio, che comporta una ridotta formazione di carburi e di conseguenza una ridotta tendenza del materiale a criccare. La presenza di carbonio inoltre porta alla formazione di carburi di cromo, responsabili della riduzione della resistenza alla corrosione (sensitization) [18].

La saldabilità infine è anche riconducibile al meccanismo di solidificazione infatti, in base alla prima fase che solidifica, cubico a facce centrate (CFC) in caso di austenite e cubico a corpo centrato (CCC) in caso di ferrite, è possibile predire l'integrità della saldatura.

La saldabilità è una caratteristica di fondamentale importanza nelle tecniche laser, in particolare nella tecnologia DED, ed è comunque importante che appartenga a tutti gli acciai, in quanto non sarebbe possibile formare il melt pool in modo alternativo.

- *Alta conducibilità elettrica*: caratteristica fondamentale per l'impiego nella tecnologia EBM: il fascio elettronico non deve essere ostacolato per fondere correttamente la polvere, quindi è sconsigliato l'uso di acciai alto-legati poiché più è alto il numero di leganti, minore è la conducibilità.
- *Buona resistenza allo shock termico*: caratteristica che consente all'acciaio di poter essere processato generando poche cricche. Le caratteristiche termiche e meccaniche di un acciaio determinano la processabilità in macchina. Le proprietà importanti sono: la tensione di rottura (σ_r), il modulo di Young (E), la conducibilità termica (K) e il coefficiente di espansione volumetrica (α). Si definisce la Termal Shock Resistance (TSR), $TSR = \frac{\sigma_r * K}{E * \alpha}$, che per SLM e DED rappresenta un parametro significativo (questo perché la tecnologia EBM permette uno stress relieving continuo durante il build).

I materiali mantengono valori del modulo di elasticità alti per tensioni di rottura alte pertanto, pur dovendo disporre di un modulo di elasticità basso, è fondamentale monitorare che il valore di tensione di rottura del componente generato in macchina si mantenga comunque al di sopra del valore di tensione residua presente sullo stesso. Una possibile soluzione è agire sul valore di deformazione (ϵ) riducendolo tramite un intervento sul ΔT a parità di α ; ma per diminuire il ΔT bisogna aumentare K . Infatti il materiale, per non criccarsi durante il build, deve avere resistenza elevata: se K si abbassa ho un elevato gradiente di temperatura e quindi ritiro superiore; se invece α è elevato si verificano grandi deformazioni per piccoli salti termici.

Per quanto concerne la nomenclatura delle leghe di acciaio si fa ricorso alla “SAE Classification System” – normativa AISI, che prevede una serie di numeri: il primo indica il principale elemento della lega, il secondo la quantità del principale legante (la percentuale presente nella lega) oppure il sottogruppo dell’elemento alligante, mentre gli ultimi riportano il quantitativo di carbonio che è presente nella lega (AISI XXXX).

Gli acciai che vengono principalmente impiegati in AM si dividono in 3 categorie:

- Inossidabili
- Maraging
- Utensili

Gli acciai inossidabili presentano come principale elemento di lega il cromo, che è fondamentale che sia presente con una percentuale superiore al 12% affinché possa svolgere la sua principale funzione anticorrosiva, consentendo la formazione di uno strato passivato uniforme e continuo.

Si riporta in Figura 11 un diagramma che permette di studiare la resistenza a corrosione al variare del carico di rottura e dal quale emergono alcuni aspetti:

- gli acciai *martensitici* possiedono il massimo carico di rottura dato dalla presenza di martensite;
- gli acciai *PH (phase hardening)* presentano elevati carichi di rottura dovuti all’indurimento da precipitazione;
- gli acciai *duplex* possiedono la massima resistenza a corrosione dovuta all’alto contenuto di cromo. Sono composti da austenite e ferrite;

- gli acciai *austenitici* sono caratterizzati da una maggiore resistenza alla corrosione dei ferritici grazie alla loro forma cristallografica CFC che rende l'ingresso dell'ossigeno più complicato a causa della presenza di atomi sulle facce;
- gli acciai *ferritici* hanno una bassa resistenza a corrosione dovuta alla forma cristallografica di tipo CCC. In questo caso l'ingresso dell'ossigeno non viene particolarmente ostacolato dal momento che gli atomi occupano esclusivamente le posizioni ai vertici dei cubi.

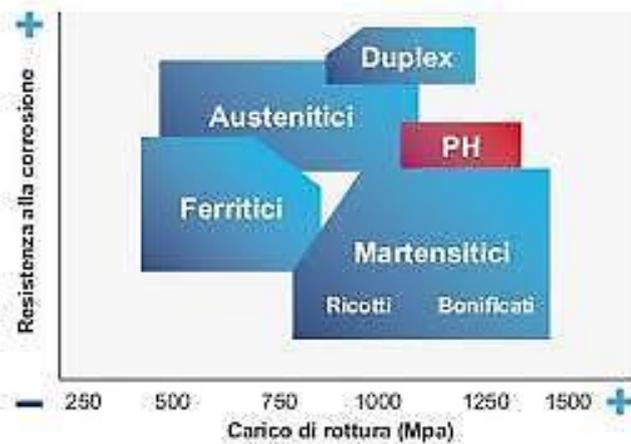


Figura 11: Resistenza alla corrosione in funzione del carico di rottura degli acciai inossidabili [11]

Tra gli acciai inossidabili si pone particolare attenzione all'acciaio inox AISI 316L. Si tratta di un acciaio largamente utilizzato nel campo automotive, facilmente processabile con le tecnologie di SLM, EBM e DED [11]. Rispetto agli altri acciai inossidabili processabili in AM, l'AISI 316L è maggiormente apprezzabile poiché caratterizzato da un basso contenuto di carbonio e da un buon grado di durezza. La durezza dell'AISI 316L si attesta infatti intorno ai 165 HV nei provini ottenuti per colata e, questo valore, può aumentare del 40%, raggiungendo quindi i 229 HV, se processato in AM [19].

Gli acciai Maraging, il cui termine “maraging” sta a indicare l'invecchiamento della martensite, sono degli acciai alto-legati con basso tenore di carbonio ($C < 0.03\%$), con elevate caratteristiche meccaniche raggiunte grazie agli elementi di lega Ni (15-20%), Mo (3-5%), Co (7-9%), Ti (0.2-0.8%), Al (0.005-0.15%) e ad un particolare processo di produzione (trattamento maraging). L'aggiunta di Co/Mo permette di mantenere buone proprietà meccaniche anche a temperature elevate, mentre la presenza di alluminio e

titanio consente la formazione precipitati e affina il grano, inoltre sono elementi ferritizzanti, ossia alfojeni. Questo tipo di acciai è caratterizzato da uno snervamento elevato ($1030\div 2420$ MPa) e da una buona duttilità. Il loro impiego è spesso legato alla costruzione di stampi dotati di canali conformali alla geometria, impiegati per la formatura di polimeri, ovvero per lo stampaggio delle materie plastiche.

Gli acciai per utensili richiedono specifiche proprietà in relazione alla tipologia di strumento che andranno a costituire. In generale questa categoria di acciai deve resistere a una complessa gamma di sollecitazioni, possedendo quindi elevata durezza, tenacità, resistenza all'usura e agli urti.

Gli acciai per utensili vengono a loro volta divisi in tre gruppi:

- Acciai rapidi: caratterizzati da alti tenori di carbonio ($0.70\div 1.40$ %) e contenenti come elementi di lega Cr, W, Mo, V e Co. Il loro nome deriva dalle elevate velocità di taglio a cui possono essere utilizzati (ca. 30 m/min). Secondo la Norma UNI 2955 sono identificati dalla sigla HS, seguita nell'ordine dalle percentuali di W, Mo, V e Co.

Il trattamento termico a cui sono soggetti consiste in una tempra seguita da un rinvenimento che permette di conseguire la massima durezza a seguito della precipitazione secondaria dei carburi.

- Acciai per lavorazioni a freddo: caratterizzati da elementi di lega quali Cr, Mn e V. Questo gruppo di acciai trova impiego in stampi e matrici per lavorazioni plastiche a freddo e richiedono proprietà meccaniche come l'elevata durezza, la resistenza a usura e la tenacità.

Il trattamento termico a cui sono soggetti consiste in una tempra seguita da un rinvenimento a temperature che permettono di ottenere il miglior compromesso tra le caratteristiche meccaniche.

- Acciai per lavorazioni a caldo: caratterizzati da un tenore di carbonio abbastanza basso ($0.25\div 0.60$ %) e contenenti elementi di lega quali Ni, Cr e W.

Sono acciai utilizzati per la produzione di matrici e stampi impiegati in operazioni a caldo e pertanto devono possedere una serie di requisiti come resistenza all'ossidazione a caldo, elevata conducibilità termica, resistenza agli urti e stabilità al riscaldamento delle strutture di rinvenimento [20].

4.1 Acciaio H13

L'acciaio H13 è un acciaio per utensili per lavorazioni a caldo, caratterizzato da elevata temprabilità, resistenza e durezza. La sua composizione chimica è illustrata in Tabella 1, mentre in Tabella 2 sono riportate le sue proprietà meccaniche e fisiche nominali quando processato con le tecnologie convenzionali.

Tabella 1: Composizione chimica nominale dell'acciaio H13 [18]

Elements	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe
wt. %	0.35÷0.42	0.80÷1.20	0.25÷0.50	4.80÷5.50	1.20÷1.50	0.90÷1.10	Bal.

Tabella 2: Proprietà meccaniche e fisiche dell'acciaio H13 [21], [22]

Parametri	Valori
Modulo di Young [MPa]	211'000
Tensione di snervamento [MPa]	1579
Coefficiente di Poisson	0.28
Densità [kg/m ³]	7800
Conducibilità termica [W/m K]	37
Calore specifico [j/kg K]	560
Durezza [HV]	458 ÷ 544

L'H13 è un acciaio molto versatile ed è ampiamente utilizzato in applicazioni industriali complesse come la pressofusione e la forgiatura.

Grazie alle ottime proprietà meccaniche legate ad un costo relativamente basso, l'uso di questo materiale è largamente diffuso nell'industria manifatturiera, in particolare lì dove vi sono impieghi a caldo.

L'acciaio H13 è spesso utilizzato per la produzione di stampi a caldo per lo stampaggio a iniezione di materiale plastico. In questa circostanza lo strumento subisce una complessa combinazione di sollecitazioni meccaniche e termiche, pertanto sono molto importanti la resistenza a fatica meccanica e termica e la resistenza alla corrosione/ossidazione, che possono influire notevolmente sulla vita utile e sull'affidabilità del componente. Studi sui frequenti guasti di questi strumenti hanno evidenziato che le rotture sono risultate principalmente attribuibili all'utilizzo di agenti di raffreddamento corrosivi, unitamente a un design del componente piuttosto scarso [23].

Tra i diversi vantaggi che si ottengono processando l'H13 in Additive Manufacturing vi è la possibilità di ottenere utensili con design e funzionalità innovativi, come ad

esempio stampi dotati di canali conformali di raffreddamento in grado di ottimizzare la gestione termica e il tempo ciclo, conferendo allo stampo una maggiore affidabilità e durata [24], [25].

Hofmeister et al. hanno valutato l'effetto dei parametri DED sulla microstruttura di campioni di H13. Lo studio ha permesso la valutazione della velocità di raffreddamento dell'acciaio durante il processo DED che risulta essere di circa 10^3 K/s. Tale velocità di raffreddamento è abbastanza elevata da produrre una microstruttura cellulare. La dimensione della microstruttura risulta essere maggiormente influenzata dall'altezza z , piuttosto che dalla variazione della potenza laser o dalla velocità di scansione; infatti, pur variando questi ultimi parametri, non si verificano significativi cambiamenti della dimensione della stessa [26].

Maziasz et al. hanno invece confrontato lo stress residuo derivante da due differenti metodi di fabbricazione diretta dell'acciaio H13: la DED e la formatura spray. Dal loro studio è emersa la presenza di una tensione residua di trazione nella regione depositata, compensata da una tensione di compressione nel substrato; inoltre si è notato che il processo DED produce un eccessivo rinvenimento dei precedenti strati depositati [27].

Pinkerton e Li hanno esaminato l'effetto della morfologia della polvere sulla deposizione di H13, riscontrando che la principale differenza tra i processi di atomizzazione a gas e i processi di atomizzazione ad acqua è una ridotta finitura superficiale nelle parti realizzate con polvere ottenuta da atomizzazione ad acqua, dovuta alla forma irregolare delle particelle [28]. Il confronto tra le due microstrutture ottenute con le rispettive polveri è illustrato in Figura 12. Dalle immagini riportate si nota che entrambi i layer superiori prodotti con le due tipologie di polveri sono formati da finissime lamelle di martensite con dell'austenite residua evidente a bordo grano. Osservando i layer centrali è possibile riconoscere una regione transitoria dove iniziano a essere visibili dei carburi a bordo grano, per poi arrivare ai layer più in basso dove sono ben visibili i carburi immersi in una matrice di martensite temprata. Questo studio mostra come la microstruttura di questo acciaio sia fortemente influenzata dalla storia termica.

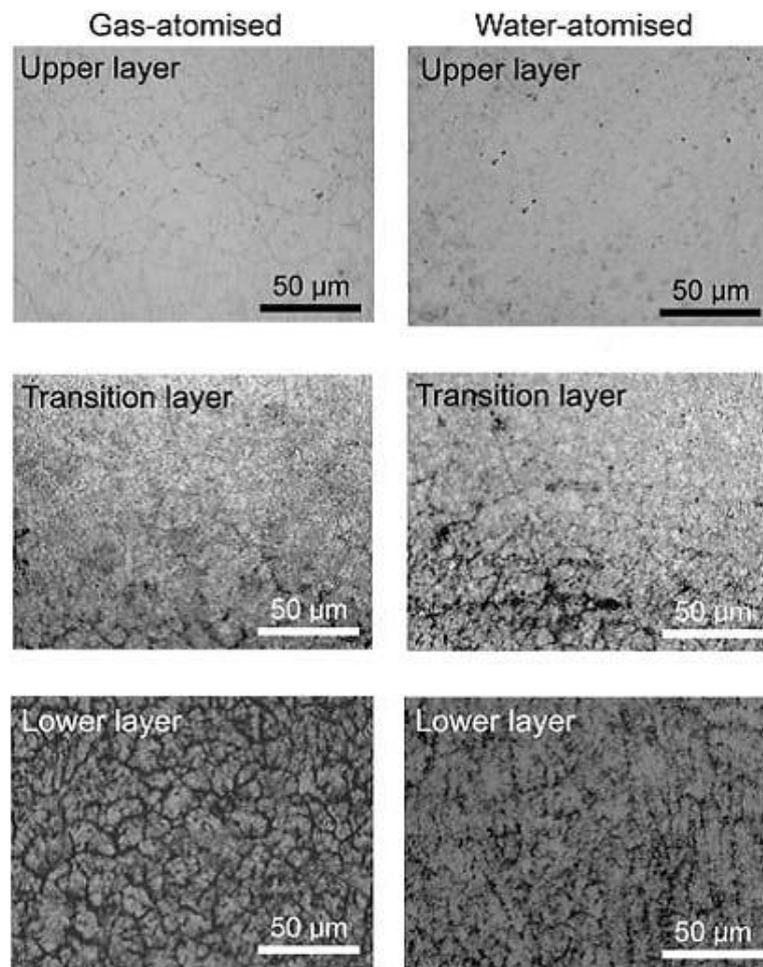


Figura 12: Confronto tra le microstrutture dell'acciaio H13 ottenute con le polveri dei due processi di atomizzazione in 3 differenti posizioni all'interno di un componente depositato con tecnologia DED [28]

Come si può notare in Figura 13a e Figura 13b la microstruttura dell'H13 che si ottiene dal convenzionale processo di formatura spray ha una struttura bainitica a grana fine equiassica con dell'austenite residua trattenuta a bordo grano e una lieve presenza di porosità che conferisce una densità prossima al 98%. La porosità e l'austenite residua sono inferiori in prossimità della superficie, ovvero dove è stato depositato per ultimo il materiale.

Per quanto riguarda la microstruttura ottenuta invece processando la lega con la tecnologia DED (Figura 13a e Figura 13b), si riscontra una struttura bainitica è caratterizzata da una grana maggiormente fine e una struttura martensitica più uniforme con possibili tracce di austenite residua. Le tracce di melt pool, caratteristiche del

materiale processato con tecnologia DED, riflettono la solidificazione derivante dal processo additive in questione.

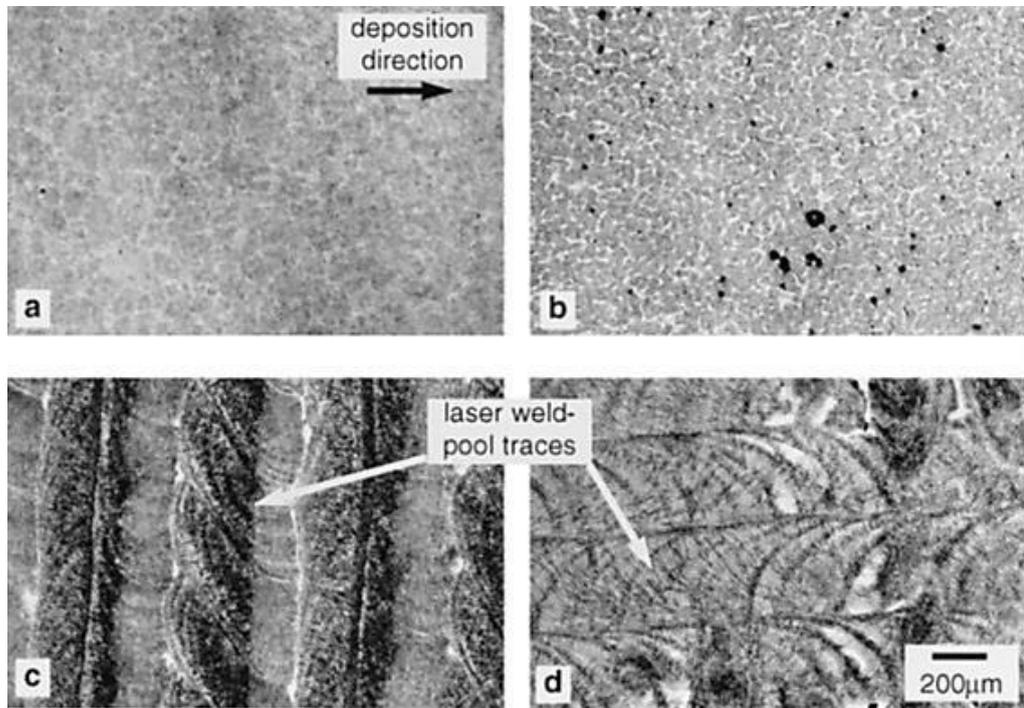


Figura 13: Microstrutture dell'acciaio H13 ottenute per formatura spray (in alto) a) nei layer superficiali e b) nei layer più interni e per stampaggio DED (in basso) mostrando una sezione c) parallela e d) perpendicolare alla direzione di deposizione [27]

Park et al. hanno invece analizzato la durezza dei campioni di H13 prodotti con tecnologia DED al variare della densità di energia applicata durante il processo di costruzione. Come si può vedere dal grafico riportato in Figura 14 è possibile individuare un trend leggermente decrescente dei valori di durezza all'aumentare della densità di energia utilizzata, dovuti a una lieve mutazione della microstruttura dei campioni prodotti. I valori di durezza decrescono da 55.8 a 52.3 HRC, che corrispondono rispettivamente a circa 610 e 550 HV [29].

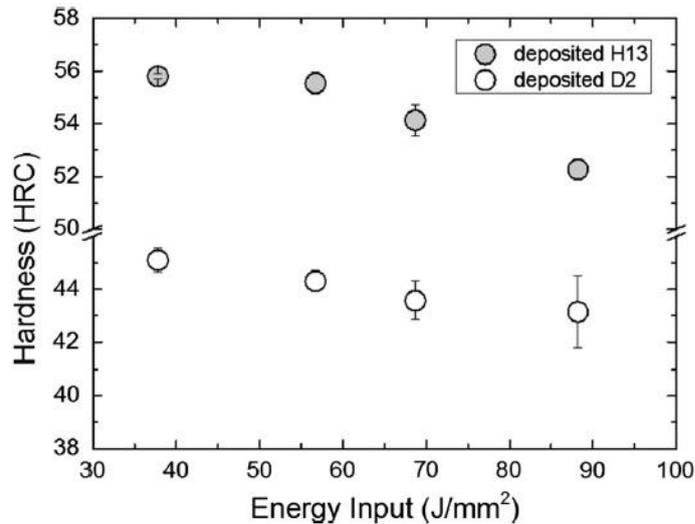


Figura 14: Effetto della densità di energia sulla durezza dell'acciaio H13 [29]

Telasang et al. infine hanno valutato la variazione di microdurezza all'interno di campioni di melt pool realizzati sempre con tecnologia DED, valutandone i valori in base alla densità di energia utilizzata e alla posizione all'interno del melt pool. Il grafico riportato in Figura 15, mostra come all'interno della clad zone, ovvero la zona più distante dalla heat affected zone, si verifichi lo stesso trend presentato da Park per quanto riguarda la variazione della microdurezza all'aumentare della densità energetica utilizzata. Inoltre è possibile osservare che sempre mantenendosi all'interno della clad zone, i valori di durezza si mantengono all'interno di un range abbastanza ristretto con una lieve fluttuazione indefinita, legata probabilmente alla fase con cui lo strumento di misura entrava in contatto. I valori di durezza riscontrati all'interno della clad zone rientrano in un range compreso tra 600 e 670 HV [30].

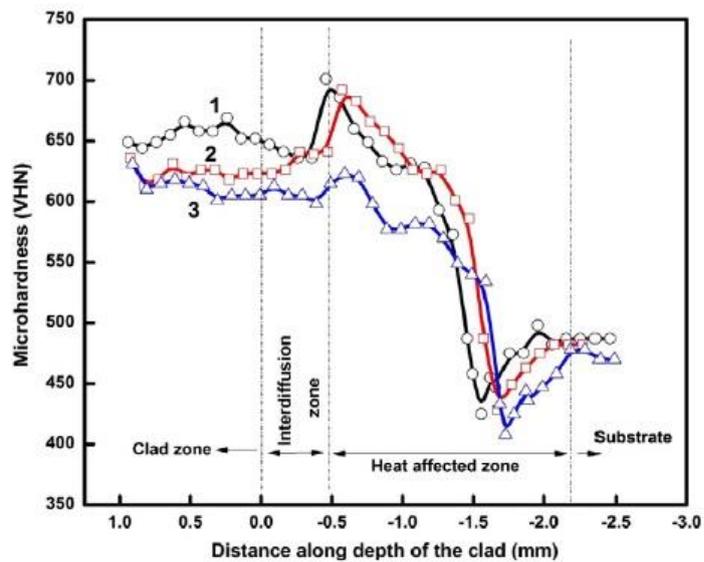


Figura 15: Variazione valori di microdurezza nelle differenti zone del melt pool di un campione di H13 processato con densità di energia pari a 120 J/mm^2 (1), 133 J/mm^2 (2) e 147 J/mm^2 [30]

5. Materiali e metodi

5.1 Polvere

La polvere di partenza utilizzata per la fabbricazione dei campioni è stata acquistata da un fornitore esterno specializzato nella produzione di polveri per AM. Si tratta di una polvere della lega metallica H13 la cui composizione chimica dichiarata dal fornitore è riportata in Tabella 3 e la cui dimensione risulta essere in un range compreso tra 45 e 106 μm .

Tabella 3: Composizione chimica effettiva della polvere di acciaio H13 utilizzata

Elements	Fe	N	O	S	P	Mn
wt. %	Bal.	< 0.10	< 0.10	< 0.01	< 0.01	0.44
Cu	Ni	C	V	Si	Mo	Cr
0.01	< 0.10	0.42	0.94	1.09	1.40	5.01

La polvere acquistata è stata analizzata in laboratorio per verificare se rispettasse i requisiti microstrutturali e composizionali necessari per essere correttamente processata con la tecnologia DED.

5.2 Caratterizzazione della polvere

5.2.1 Flowability

La flowability è un importante fattore per tutti i processi di AM e rappresenta la capacità di scorrimento della polvere in relazione all'attrito interparticellare. Questa caratteristica è principalmente legata alla dimensione, alla forma e alla rugosità superficiale delle particelle, oltre che alla quantità di umidità assorbita.

Per determinare la fluidità della polvere è stato usato un flussometro a imbuto Hall normato secondo lo standard ASTM, come quello riportato in Figura 16.

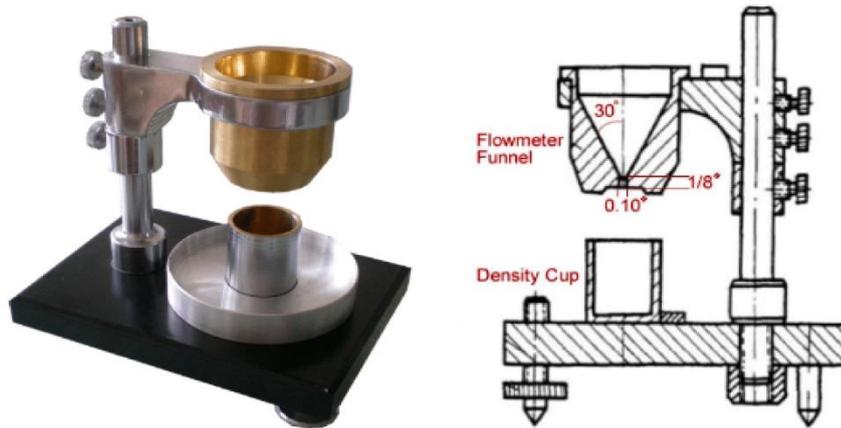


Figura 16: Flussometro a imbuto Hall con relative specifiche costruttive [31]

L'analisi è stata condotta secondo lo standard riportato nella norma ASTM B213-13, i cui passaggi vengono di seguito riportati:

1. Prelievo di un campione di 50 g di polvere nuova;
2. Versamento del campione di polvere all'interno dell'imbuto, tappando il foro dello stesso con un dito asciutto che impedisca alla polvere di scorrere;
3. Sistemazione di un contenitore cilindrico al di sotto dell'imbuto;
4. Registrazione del tempo di scorrimento dell'intero campione di polvere dall'istante in cui viene rimosso il dito all'istante in cui l'imbuto è completamente vuoto e tutta la polvere è all'interno del contenitore cilindrico (per questa fase è consentito un piccolo tap all'imbuto qualora la polvere non inizi a scorrere nell'istante in cui viene rimosso il dito).

L'intera procedura è stata ripetuta tre volte con tre diversi campioni di polvere prelevati.

5.2.2 Tap density.

La tap density è un'altra fondamentale caratteristica che devono possedere le polveri per poter essere processate nelle tecnologie AM. Essa esprime la densità apparente della polvere, ovvero la capacità della stessa di compattarsi dopo essere stata sottoposta a un'agitazione meccanica.

La prova di tap density viene spesso condotta simultaneamente alla prova di flowability e per condurla si fa riferimento alla norma ASTM B527-15, che prevede la seguente procedura:

1. Sistemazione di un contenitore cilindrico di volume 25 cm³, accuratamente pulito con dell'alcol su un ripiano stabile;
2. Riempimento del contenitore fino all'orlo con la polvere interessata, rimuovendone quella in eccesso;
3. Misurazione del peso del cilindro contenente la polvere e calcolo della massa di polvere contenuta all'interno, sottraendo al peso totale il peso del contenitore cilindrico vuoto;
4. Battimento meccanico del cilindro per la compattazione della polvere al suo interno, aggiungendo di volta in volta polvere nuova fino a che possibile;
5. Misurazione del peso del cilindro contenente la polvere compattata e calcolo della massa di polvere contenuta all'interno, sottraendo al peso totale il peso del contenitore cilindrico vuoto.

L'intero procedimento è stato ripetuto tre volte, utilizzando i tre campioni di polvere su cui venivano condotte le prove di flowability; questo ha permesso di sfruttare l'imbuto di Hall per riempire il contenitore cilindrico in maniera corretta, senza influenzarne la compattazione.

Grazie a questa prova è stato possibile determinare i valori del *Compressibility Index* (equazione 1) e dell'*Hausner Ratio* (equazione 2), due parametri che rendono possibile una valutazione della scorrevolezza della polvere attraverso un'analisi della densità apparente.

Nelle equazione rappresentate ρ_{bulk} indica la densità della polvere presente nel contenitore cilindrico così com'è stato riempito dal flussimetro, mentre ρ_{tapped} indica la densità raggiunta dalla polvere una volta sottoposta a compattazione mediante vibrazione. Per semplificare le operazioni di misurazione, poiché si lavora a parità di volume, è stato misurato il peso del contenitore pieno con polvere non compattata e quello del contenitore pieno con polvere compattata.

$$Compressibility\ Index\ (CI) = 100 \times \frac{\rho_{tapped} - \rho_{bulk}}{\rho_{tapped}} \quad (1)$$

$$Hausner\ Ratio\ (HR) = \frac{\rho_{tapped}}{\rho_{bulk}} \quad (2)$$

Dalla Tabella 4, in base all'intervallo in cui cadono i valori ottenuti, è possibile risalire alla qualità di scorrevolezza della polvere.

Tabella 4: Scorrevolezza della polvere espressa in funzione dei valori di CI e HR [32]

Flow Character	Hausner Ratio	Compressibility Index [%]
Excellent/very free flow	1.00÷1.11	≤10
Good/free flow	1.12÷1.18	11÷15
Fair	1.19÷1.25	16÷20
Passable	1.26÷1.34	21÷25
Poor/cohesive	1.35÷1.45	26÷31
Very poor/very cohesive	1.46÷1.59	32÷37
Very,very poor/approx. non-flow	>1.60	>38

5.3 Analisi al microscopio ottico

Il microscopio ottico rovesciato DMI 500M della Leica, riportato in Figura 17, consente di osservare i campioni con ingrandimenti fino a oltre 1000x, regolando vari parametri di immagine come luminosità ed esposizione. Il microscopio è stato utilizzato per osservare ed eseguire la cattura di alcune immagini, con ingrandimenti di 200x e 500x, relative a un campione di polvere inglobato in resina polimerica e lucidato con gli stessi strumenti e tecniche riportati nel capitolo 5.7. Questa analisi è stata condotta al fine di valutare l'eventuale presenza di porosità interne.

Lo stesso microscopio è stato poi utilizzato per le analisi effettuate sui campioni solidi stampati, come descritto nel capitolo 5.8.1.



Figura 17: Microscopio ottico rovesciato DMI 500M della Leica [33]

5.4 Analisi al SEM

Il microscopio elettronico a scansione (SEM) Phenom XL della Thermo Fisher Scientific riportato in Figura 18 consente di analizzare i campioni mediante l'interazione degli stessi con un fascio incidente di elettroni. A differenza del microscopio ottico, il SEM permette di ottenere ingrandimenti superiori con una miglior risoluzione d'immagine, nonché di ricavare informazioni circa la morfologia e la composizione chimica del campione analizzato.

In questo lavoro di tesi il SEM è stato utilizzato al fine di analizzare la granulometria e la composizione della polvere acquistata.



Figura 18: SEM Phenom XL della Thermo Fisher Scientific [34]

5.5 Analisi XRD

L'analisi X-ray diffraction (XRD) è una tecnica che consente di ricavare informazioni circa la struttura cristallina dei solidi: le fasi, i parametri di cella e l'orientazione dei cristalli. Il test, il cui schema è illustrato in Figura 19, è stato condotto su un campione di polvere nuova utilizzando un diffrattometro X-Pert Philips ($\text{Cu K}\alpha$), riportato in Figura 20, in una configurazione Bragg Brentano con un range $2\theta=20\div110^\circ$, uno step size pari a 0.013° e un count time per step pari a 35s; il tutto operando con un voltaggio di 40kV e una corrente di 40 mA.

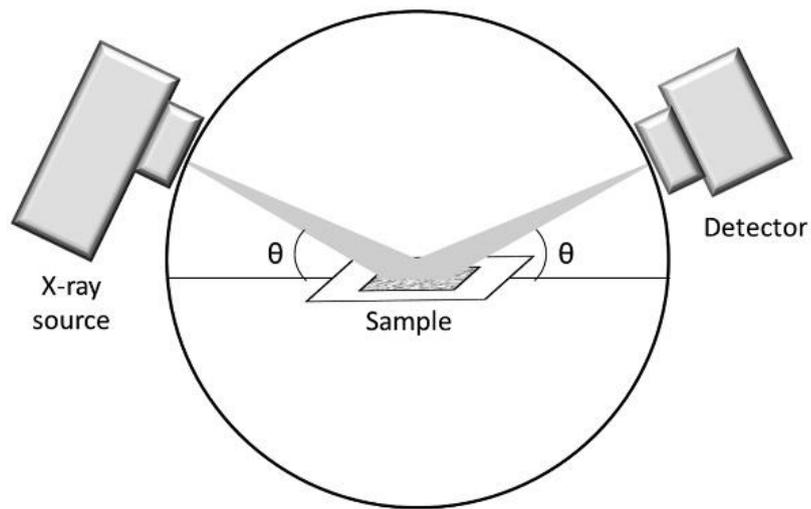


Figura 19: Schema prova XRD [35]



Figura 20: Diffrattometro raggi X X-Pert della Philips

5.6 Produzione dei campioni

Una volta ultimata la caratterizzazione della polvere acquistata si è proceduto con la produzione dei campioni.

5.6.1 Macchina DED

La macchina DED utilizzata per la produzione dei campioni di H13 è un prototipo realizzato da Prima Industrie. Il prototipo, come si presenta in Figura 21, integra diversi componenti commerciali come il sistema di alimentazione della polvere, il laser YLS-

3000 prodotto da IPG Photonics e un sistema di controllo computerizzato realizzato da Prima Electro, che consente la gestione dei comandi laser, la movimentazione della testa e l'avvio e modifica dei part program caricati.



Figura 21: Prototipo DED nel laboratorio presso Prima Industrie S.p.a.

Il powder feeder, rappresentato in Figura 22, è un apparato prodotto appositamente per gestire l'alimentazione di polveri sferiche durante il processo di deposizione di macchine DED e può trattare polveri con granulometria compresa tra i 45 e i 200 μm .

Esso è costituito da due tramogge contenenti le riserve di polveri dotate di una finestra di osservazione per il monitoraggio del livello di materiale all'interno, un pannello di interfaccia utente e degli indicatori analogici per regolare le portate del gas di trasporto e del gas di protezione.

Il powder feeder inietta la polvere contenuta al suo interno in un sistema di trasporto che la guida fino alla testa di deposizione. Nel sistema è presente inoltre una valvola di sovrappressione che garantisce di operare in sicurezza al di sotto dei 50 psi.



Figura 22: Powder feeder

Il pannello di interfaccia utente consente la regolazione in manuale del flusso di polvere in uscita dalla testa e può essere regolato all'interno di un range che va dai 0 ai 24 rpm, valore indicante la velocità di rotazione di un organo interno alla tramoggia.

Un'altra operazione eseguibile dall'interfaccia utente è il ciclo di purge, un'operazione che è raccomandabile eseguire ogni qualvolta si introduce della nuova polvere all'interno del powder feeder. Essa prevede la pressurizzazione della tramoggia attraverso un gas inerte per un minuto, in modo che la quantità di ossigeno residuo presente all'interno venga ridotta al minimo.

Il laser utilizzato dal prototipo di DED è un YLS-3000 realizzato da IPG Photonics (Figura 23). Si tratta di un laser in fibra drogato agli ioni di itterbio, in grado di erogare potenze fino a 3kW e dotato di un'efficienza wall-plug superiore del 40%.

I parametri di funzionamento del laser sono monitorabili dal pannello di controllo a bordo macchina; inoltre per regolarne opportunamente la temperatura in modo che sia consentito un utilizzo ottimale, al laser è stato accoppiato un chiller.



Figura 23: Laser IPG YLS-3000 [36]

Per la deposizione dei campioni, inoltre, è stata utilizzata una nuova testa di deposizione sviluppata dal team di Prima Additive. Come è possibile osservare dall'immagine in Figura 24, a livello costruttivo presenta le stesse caratteristiche di una testa di deposizione per tecnologia DED: quattro ugelli radiali per la distribuzione della polvere e un ugello centrale da cui fuoriesce il fascio laser. La novità è nel fatto di essere esso stesso una testimonianza delle potenzialità dell'Additive Manufacturing, infatti il distanziale di collegamento del tip è stato prodotto con tecnologia powder bed. La possibilità di creare canali interni conformali alla geometria ha permesso di snellire la struttura e ridurre il numero di componenti modulari che erano spesso soggetti a guasti e necessitavano ripetute sostituzioni e di conseguenza annullare le operazioni di calibratura del fuoco, necessarie ogniqualvolta veniva sostituito un ugello.



Figura 24: Testa di deposizione sviluppata da Prima Industrie S.p.A. utilizzata per la produzione dei campioni.

5.6.2 Campagna prove

La campagna prove è stata divisa in 3 fasi:

- la prima fase ha riguardato la produzione dei Single Scan Track (SST), ovvero delle singole tracce di lunghezza 40 mm che rappresentano l'elemento base della struttura tridimensionale, il cui schema viene riportato in Figura 25.

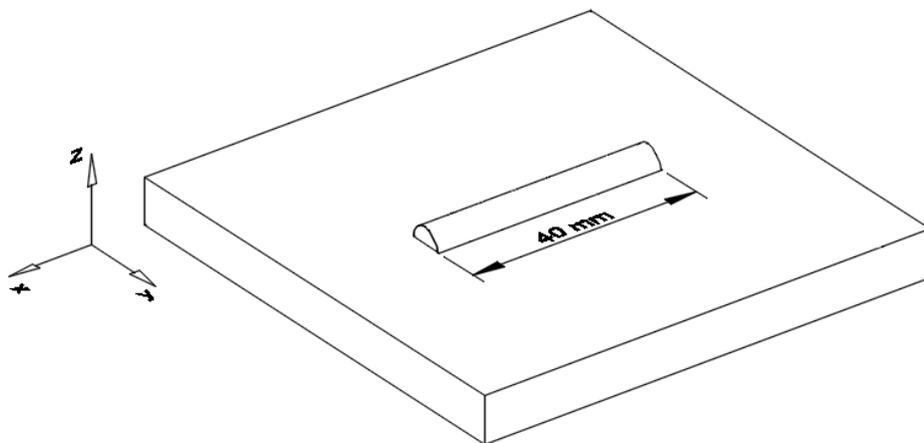


Figura 25: Schema campione SST

Sono stati prodotti 60 SST sulla piastra di deposizione fredda, variando come parametri di processo la potenza del laser, la velocità di scansione e la velocità di rotazione del powder feeder e 30 SST sulla piastra di deposizione riscaldata a una temperatura di 180 °C, variando gli stessi parametri dei SST prodotti su piastra fredda ma utilizzando un range ridotto di potenze del laser. In Tabella 5 sono riportati i parametri di processo relativi ai campioni prodotti su piastra fredda, mentre in Tabella 6 quelli relativi ai campioni prodotti su piastra riscaldata. I dati sono stati normalizzati.

Tabella 5: Parametri di processo dei SST prodotti su piastra fredda

Powder feeder al 69.2 %			Powder feeder al 100 %		
Codice SST	Potenza del Laser	Velocità di scansione	Codice SST	Potenza del Laser	Velocità di scansione
1.1		35.7 %	7.1		35.7 %
1.2		50 %	7.2		50 %
1.3	35 %	64.3 %	7.3	35 %	64.3 %
1.4		78.5 %	7.4		78.5 %
1.5		100 %	7.5		100 %
2.1		35.7 %	8.1		35.7 %
2.2		50 %	8.2		50 %
2.3	45 %	64.3 %	8.3	45 %	64.3 %
2.4		78.5 %	8.4		78.5 %
2.5		100 %	8.5		100 %
3.1		35.7 %	9.1		35.7 %
3.2		50 %	9.2		50 %
3.3	55 %	64.3 %	9.3	55 %	64.3 %
3.4		78.5 %	9.4		78.5 %
3.5		100 %	9.5		100 %
4.1		35.7 %	10.1		35.7 %
4.2		50 %	10.2		50 %
4.3	75 %	64.3 %	10.3	75 %	64.3 %
4.4		78.5 %	10.4		78.5 %
4.5		100 %	10.5		100 %
5.1		35.7 %	11.1		35.7 %
5.2		50 %	11.2		50 %
5.3	85 %	64.3 %	11.3	85 %	64.3 %
5.4		78.5 %	11.4		78.5 %
5.5		100 %	11.5		100 %
6.1		35.7 %	12.1		35.7 %
6.2		50 %	12.2		50 %
6.3	100 %	64.3 %	12.3	100 %	64.3 %
6.4		78.5 %	12.4		78.5 %
6.5		100 %	12.5		100 %

Tabella 6: Parametri di processo dei SST prodotti su piastra riscaldata

Powder feeder al 69.2 %			Powder feeder al 100 %		
Codice SST	Potenza del Laser	Velocità di scansione	Codice SST	Potenza del Laser	Velocità di scansione
A.1	35 %	35.7 %	B.1	35 %	35.7 %
A.2		50 %	B.2		50 %
A.3		64.3 %	B.3		64.3 %
A.4		78.5 %	B.4		78.5 %
A.5		100 %	B.5		100 %
C.1	55 %	35.7 %	D.1	55 %	35.7 %
C.2		50 %	D.2		50 %
C.3		64.3 %	D.3		64.3 %
C.4		78.5 %	D.4		78.5 %
C.5		100 %	D.5		100 %
E.1	75 %	35.7 %	F.1	75 %	35.7 %
E.2		50 %	F.2		50 %
E.3		64.3 %	F.3		64.3 %
E.4		78.5 %	F.4		78.5 %
E.5		100 %	F.5		100 %

- La seconda fase ha riguardato la produzione dei Single Layer (SL), ovvero delle sezioni base, composte da 5 SST affiancati di lunghezza 40 mm. Se ne riporta lo schema in Figura 26.

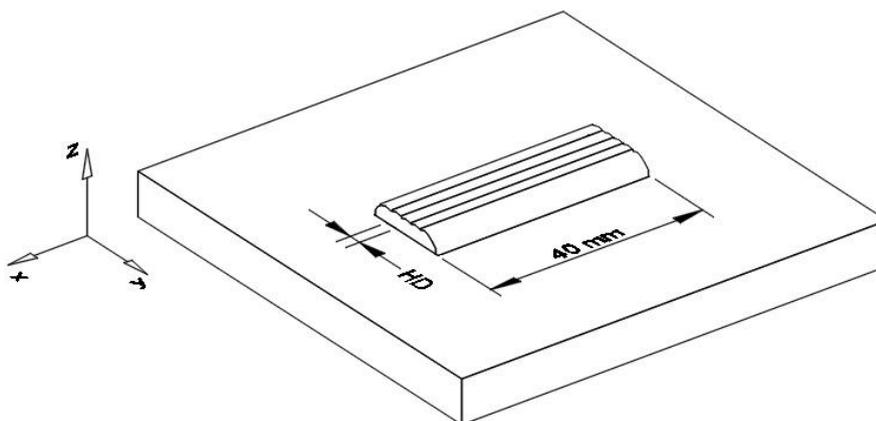


Figura 26: Schema campione SL

Sono stati prodotti 36 SL variando sempre i parametri di potenza del laser, velocità di scansione e velocità di rotazione del powder feeder, con l'aggiunta del parametro dell'Hatching Distance (HD), ovvero la distanza tra i centri di due

SST contigui. In questo caso si è scelto di produrre solamente su piastra fredda. In Tabella 7 sono riportati i parametri dei SL prodotti.

Tabella 7: Parametri di processo dei SL prodotti

Powder feeder al 69.2 %				Powder feeder al 100 %			
Codice SST	Potenza del Laser	Velocità di scansione	Hatching Distance [mm]	Codice SST	Potenza del Laser	Velocità di scansione	Hatching Distance [mm]
1.1			1	10.1			1
1.2		57.1 %	1.5	10.2		57.1 %	1.5
2.1	45 %		1	11.1	45 %		1
2.2		71.4 %	1.5	11.2		71.4 %	1.5
3.1			1	12.1			1
3.2		100 %	1.5	12.2		100 %	1.5
4.1			1	13.1			1
4.2		57.1 %	1.5	13.2		57.1 %	1.5
5.1	75 %		1	14.1	75 %		1
5.2		71.4 %	1.5	14.2		71.4 %	1.5
6.1			1	15.1			1
6.2		100 %	1.5	15.2		100 %	1.5
7.1			1	16.1			1
7.2		57.1 %	1.5	16.2		57.1 %	1.5
8.1	100 %		1	17.1	100 %		1
8.2		71.4 %	1.5	17.2		71.4 %	1.5
9.1			1	18.1			1
9.2		100 %	1.5	18.2		100 %	1.5

- La terza fase ha riguardato la produzione di cubi, ovvero la forma più semplice di geometria tridimensionale, di lato 20 mm, realizzati con la sovrapposizione di più SL. Lo schema del campione è riportato in Figura 27.

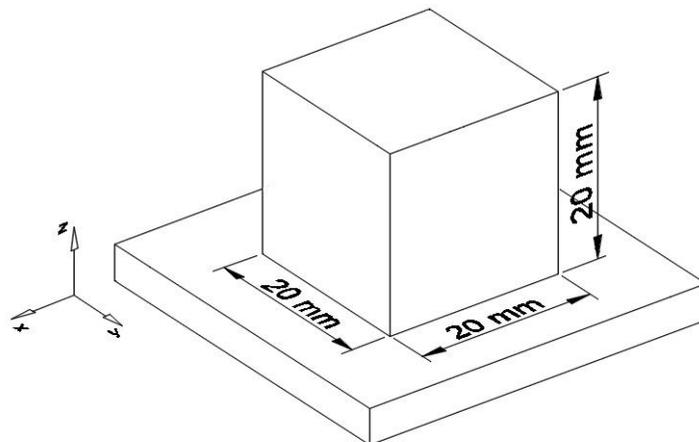


Figura 27: Schema campione cubo

Ai parametri utilizzati per la produzione dei SL è stato aggiunto il parametro relativo al Z-Step, ovvero la distanza di cui si solleva la testa di deposizione ogniqualvolta termina la deposizione di un SL ed inoltre si è scelto di valutare gli effetti legati alla variazione di un ulteriore parametro di processo: il flusso di gas di copertura.

Dopo aver valutato i risultati ottenuti dalle precedenti fasi, in questa fase si è scelto di produrre 6 cubi su piastra fredda e 9 cubi su piastra riscaldata, i cui parametri di processo sono riportati rispettivamente in Tabella 8 e in Tabella 9.

Tabella 8: Parametri di processo dei cubi prodotti su piastra fredda

Codice cubo	Laser Power	Scanning Speed	Powder Flow	Powder Gas	Z-Step	Hatching Distance
1	45 %	57.1 %	69.2 %	100 %	50 %	71.4 %
2					70 %	
3	65 %	71.4 %	100 %	100 %	70 %	92.9 %
4			69.2 %	60 %		
5	75 %	71.4 %	100 %	100 %	70 %	92.9 %
6		100 %			90 %	100 %

Tabella 9: Parametri di processo dei cubi prodotti su piastra riscaldata

Codice cubo	Laser Power	Scanning Speed	Powder Flow	Powder Gas	Z-Step	Hatching Distance	
A	45 %	57.1 %	69.2 %	100 %	50 %	71.4 %	
B					70 %	92.9 %	
C	65 %	71.4 %	69.2 %	60 %	70 %	92.9 %	
D			100 %	100 %			
E			100 %	100 %			
F	75 %	71.4 %	69.2 %	100 %	90 %	92.9 %	
G			100 %		70 %		
H			100 %		90 %		100 %
I			100 %		100 %		100 %

5.7 Preparazione dei campioni

Tutti i campioni prodotti sono stati divisi e tagliati in sezione con una troncatrice Mecatome T330 della Presi, come quella riportata in Figura 28: Troncatrice Mecatome T330 Presi



Figura 28: Troncatrice Mecatome T330 Presi [37]

A questo punto i campioni sono stati inglobati in una resina polimerica attraverso un'inglobatrice automatica Mecapress 3 della Presi, come quella riportata in Figura 29, per facilitarne la manipolazione e l'esecuzione delle successive operazioni.



Figura 29: Inglobatrice automatica Mecapress 3 della Presi [37]

Una volta inglobati i campioni sono stati lucidati manualmente utilizzando una lucidatrice Mecatech 234 della Presi, come quella riportata in Figura 30. L'operazione di lucidatura è stata effettuata prima con carte in SiC con granulometria crescente (600, 800, 1200, 2400, 4000), poi tramite panni con paste diamantate da 3 e 1 μm per ottenere

una lucidatura a specchio. Infine i campioni appena lucidati sono stati lavati con acqua e sapone liquido e poi asciugati con aria compressa.



Figura 30: Lucidatrice Mecatech 234 della Presi [37]

Per i campioni dei SST e dei SL, successivamente alla lucidatura, è stato effettuato un attacco acido in modo da rendere maggiormente visibile il melt pool. L'attacco chimico è stato effettuato per mezzo di una soluzione composta da cloruro rameico, acido cloridrico ed etanolo, chiamata Kalling n°2. La procedura è consistita nell'immersione dei campioni nella soluzione a temperatura ambiente per un tempo di 10 secondi, con successivo lavaggio in acqua e asciugatura con aria compressa.

5.8 Analisi dei campioni

5.8.1 Analisi delle immagini

Una volta pronti i campioni sono stati osservati al microscopio ottico rovesciato DMI 5000 M della Leica, lo stesso riportato in Figura 17. Per quanto riguarda le analisi dei SST e dei SL, sono state prese delle immagini con ingrandimento 50x che contenessero l'intera sezione dei campioni.

Sulle immagini dei SST, oltre una prima analisi visiva, sono state eseguite delle misurazioni degli stessi utilizzando i parametri indicati in Figura 31, dove W (width) indica la larghezza, G (growth) la crescita, H (height) l'altezza complessiva e D (depth) indica la profondità di penetrazione all'interno del substrato.

Per le misurazioni è stato utilizzato il software di elaborazione immagini Image J.

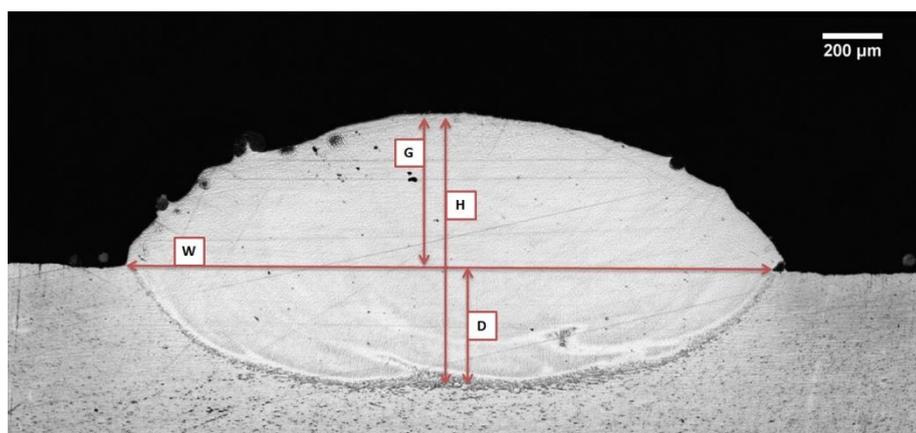


Figura 31: Parametri geometrici del melt pool misurati con ImageJ

Mentre per l'analisi dei cubi sono state prese 12 immagini, sempre con ingrandimento 50x, sparse lungo le superfici sezionate di ciascun campione. Queste immagini sono servite per effettuare l'analisi della porosità, tramite il software ImageJ, che permette di ricavare il valore percentuale della superficie occupata dalle porosità, rispetto a quella totale, grazie alla selezione della gamma cromatica. Si riporta un esempio in Figura 32.



Figura 32: Immagine acquisita senza elaborazione grafica (1), immagine con elaborazione grafica (2), immagine pronta al calcolo percentuale della porosità (3)

Nella cattura delle immagini si è avuto cura di mantenere lo stesso livello di luminosità ed esposizione, perché a causa dell'incipiente ossidazione presente sui campioni, è stato necessario agire sulle impostazioni grafiche del software affinché questa non compromettesse l'analisi della porosità.

5.8.2 Analisi della durezza

Sui campioni che hanno presentato una percentuale di porosità media accettabile è stata eseguita una misurazione della microdurezza sulla sezione. Sono state effettuate 5 misurazioni sparse sulla superficie di ciascun cubo, così come raffigurato in Figura 33,

applicando un carico di 500 gf per un tempo di 15 s. La configurazione dei punti sui quali sono stati acquisiti i valori di durezza è a croce, ovvero un punto al centro del campione, due rispettivamente a destra e sinistra e altri due rispettivamente in alto e in basso, così come nello schema riportato in Figura 34.



Figura 33: Esecuzione della prova di microdurezza Vickers su un campione

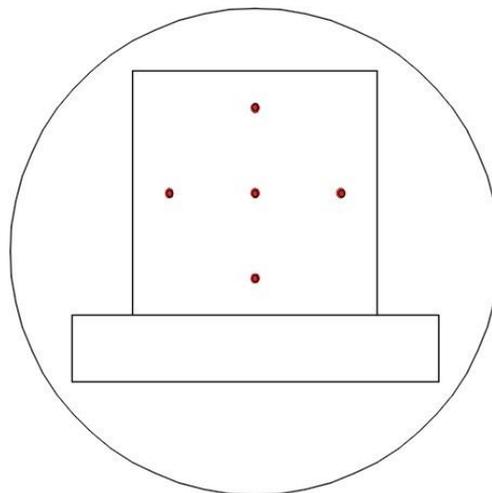


Figura 34: Schema dei punti sui quali è stata eseguita la misurazione della microdurezza

Per l'esecuzione di questa prova è stato utilizzato il durometro Vickers VMHT della Leica rappresentato in Figura 35



Figura 35: Durometro Vickers VMHT della Leica

6. Risultati

6.1 Polvere

6.1.1 Analisi al SEM

Si riportano in Figura 36 tre immagini con differenti ingrandimenti ricavate dall'analisi al SEM di un campione di polvere di H13.

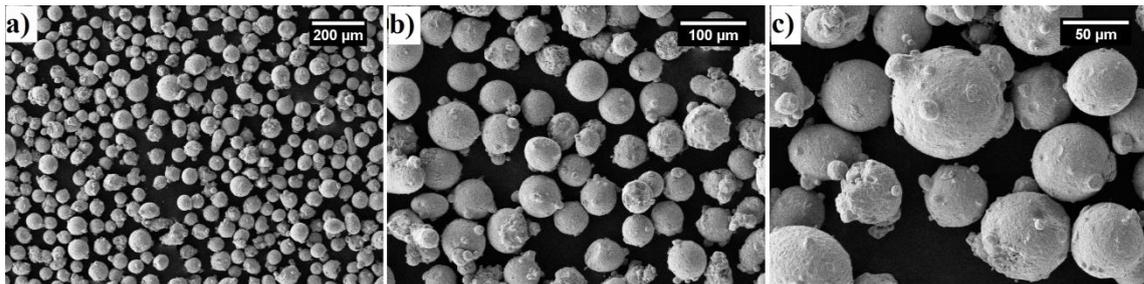


Figura 36: Immagini al SEM della polvere di H13 con ingrandimento a) 100x, b) 250x e c) 500x

6.1.2 Analisi XRD

Le analisi XRD effettuate su un campione di polvere nuova hanno permesso di constatare, come è possibile osservare in Figura 37, la presenza di ferrite α e martensite, quest'ultima in intensità inferiore.

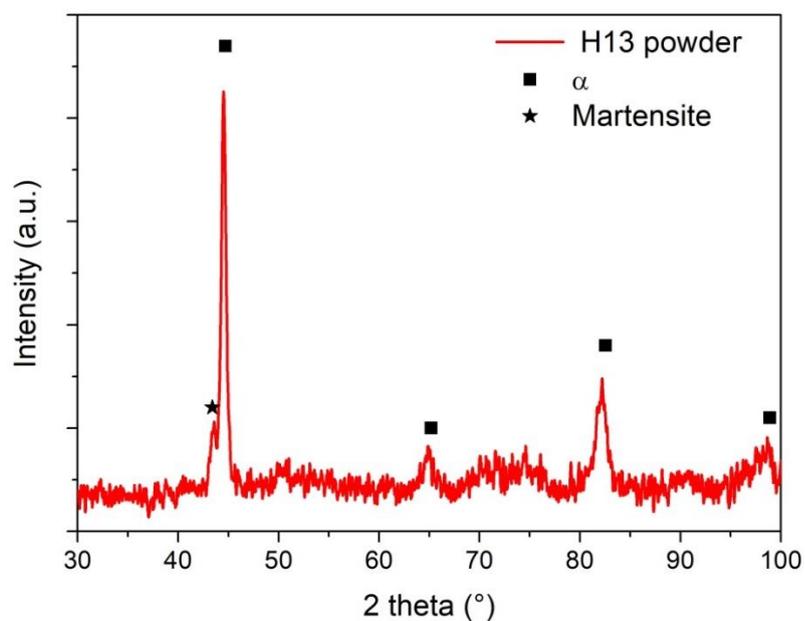


Figura 37: Risultati analisi XRD

I risultati ottenuti sono positivi, poiché l'elevata presenza di ferrite α e l'esigua presenza di martensite fanno sì che non vi sia una fase austenitica che renderebbe la lega meno resistente e maggiormente deformabile.

6.1.3 *Analisi al microscopio ottico*

In Figura 38 sono riportate due immagini significative dell'analisi condotta, per mezzo del microscopio ottico, sul campione di polvere inglobato e lucidato. È possibile osservare che le particelle di polvere sono caratterizzate da una forma abbondantemente sferica e presentano una lievissima presenza di satelliti sulla superficie accompagnata da un'altrettanta lieve presenza di porosità su alcune di esse.

Nel complesso la polvere può essere giudicata idonea per essere processata con la tecnologia DED.

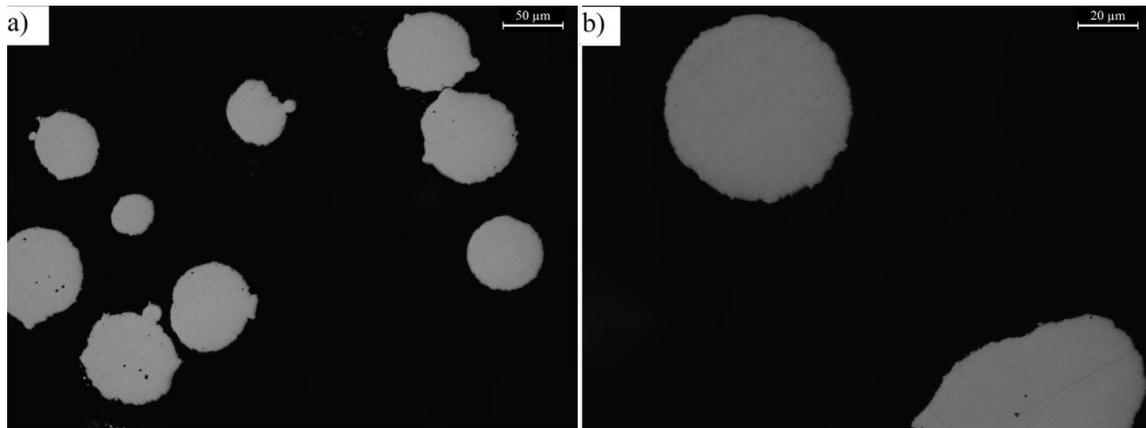


Figura 38: Immagini della polvere di H13 al microscopio ottico con ingrandimento a) 200x e b) 500x

6.1.4 *Caratterizzazione della polvere*

I risultati delle tre prove, sui tre diversi campioni di 50 g di polvere prelevati per l'analisi di flowability sono riportati in Tabella 10.

La media temporale risultante è pari a 17.25 s e rappresenta un ottimo valore di flowability per una polvere destinata al processo DED.

Tabella 10: Prova di flowability

N° prova	Tempo [s]	Tap
1	17.87	Si
2	17.16	No
3	16.72	No
Media [s]		17.25
Deviazione standard		0.58

Per quanto riguarda la prova di tap density, i valori ricavati dalla media delle tre misurazioni sono stati un CI pari a 12.24% e un HR pari a 1.14.

Come si può notare dalla Tabella 4, riportata nel capitolo 5, la polvere di H13 analizzata rientra nel secondo miglior intervallo di scorrevolezza.

6.2 Campioni

6.2.1 Single Scan Track (SST)

Per valutare l'effetto dei parametri di processo si è quindi partiti con l'analisi dei SST prodotti. Una volta pronti i campioni sono stati osservati al microscopio ottico con un ingrandimento 50x, cercando di mantenere le impostazioni relative a luminosità ed esposizione il più coerenti possibili, in modo da non influenzare la resa delle immagini.

In Tabella 11 si riportano le immagini in cross section dei campioni dei SST realizzati con velocità di rotazione del powder feeder pari al 69.2%, mentre in Tabella 12 quelle degli stessi campioni realizzati con velocità di rotazione del powder feeder pari al 100%. Le immagini dei SST sono state organizzate in tabella in modo tale che la velocità di scansione sia crescente da sinistra verso destra, mentre la potenza del laser dall'alto verso il basso.

Tabella 11: Immagini microscopio ottico 50x dei SST su piastra fredda con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%

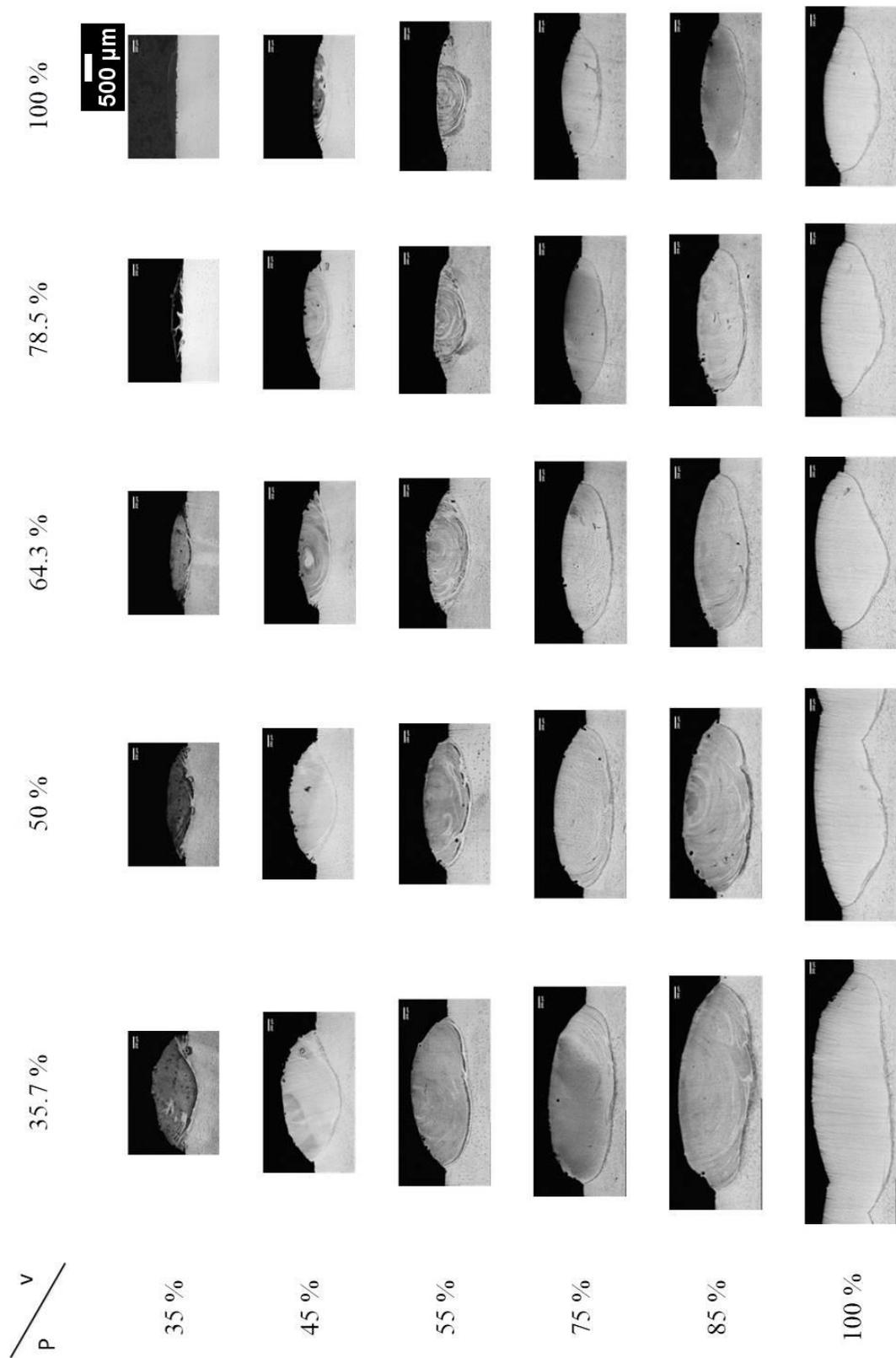
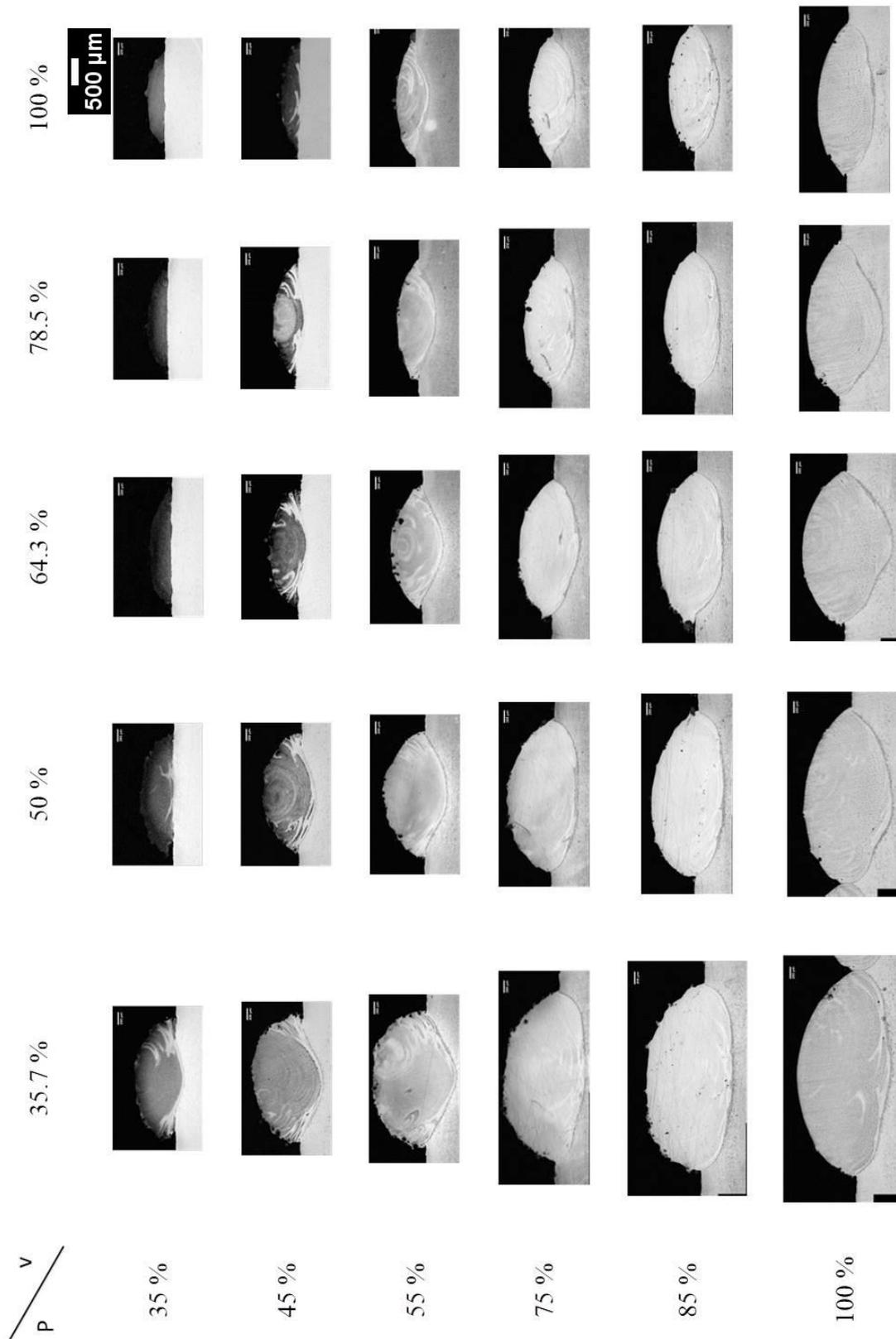


Tabella 12: Immagini microscopio ottico 50x dei SST su piastra fredda con velocità di rotazione del powder feeder del 100%



Da una prima analisi delle immagini si può riscontrare come la dimensione dei SST aumenti all'aumentare della potenza e diminuisca all'aumentare della velocità di scansione ed è possibile notare come le tracce di melt pool siano tutte abbastanza simmetriche e dense. Solo in alcuni campioni sono state riscontrate piccole porosità a ridosso della superficie. Inoltre, dalle immagini emerge che le tracce realizzate con potenza del laser bassa e velocità elevata, tendano ad essere più scure, quasi impossibili da individuare nei casi più estremi.

In Figura 39 sono confrontati due SST ottenuti con gli stessi parametri di processo, variando solamente il valore del powder feeder. Si osserva come il maggior flusso di polvere consenta una crescita maggiore della traccia, rendendo più tondeggiante la geometria della stessa.

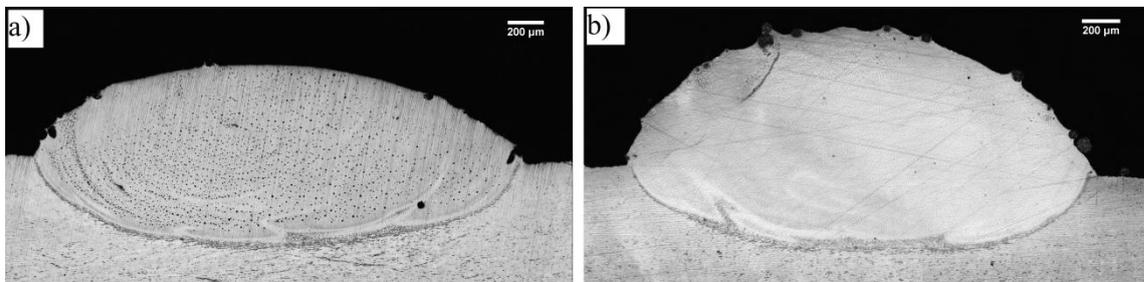


Figura 39: Immagini al microscopio ottico con ingrandimento 50x di due campioni di SST ottenuti su piastra fredda utilizzando il 75 % della potenza massima del laser e il 50 % della velocità massima di scansione con velocità di rotazione del powder feeder pari al a) 69.2 % e b) 100 %

In Tabella 13 si riportano invece i SST prodotti su piastra riscaldata a 180 °C con velocità del powder feeder al 69.2% e in Tabella 14 quelli prodotti con velocità del powder feeder al 100%.

Anche in questo caso risultano valide le osservazioni e i confronti fatti per i SST prodotti su piastra fredda.

Tabella 13: Immagini microscopio ottico 50x dei SST su piastra riscaldata con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%.

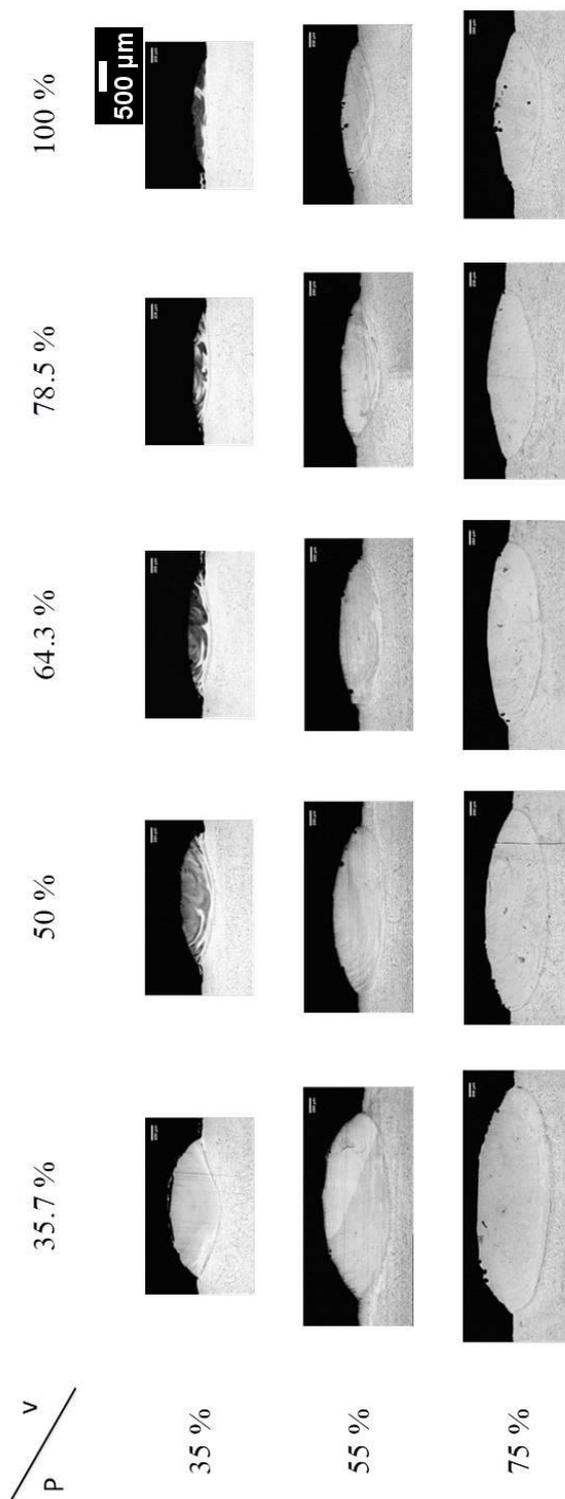
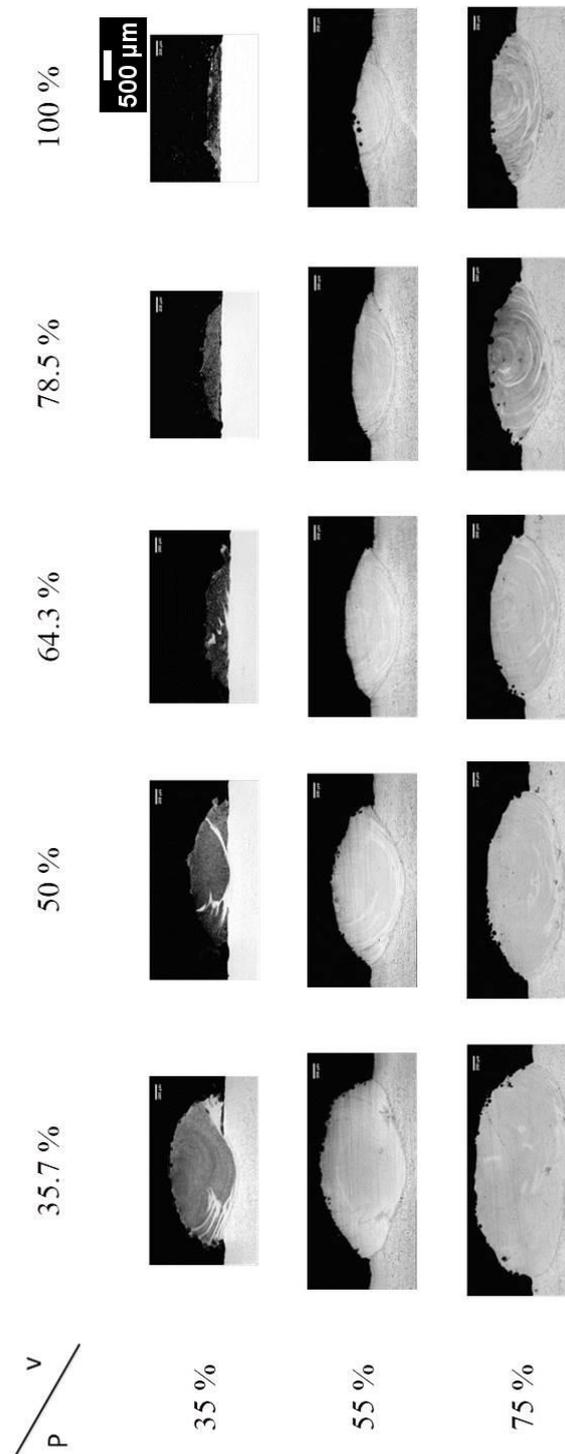


Tabella 14: Immagini microscopio ottico 50x dei SST su piastra riscaldata con velocità di rotazione del powder feeder del 100%.



In Figura 40 sono confrontati due SST prodotti con gli stessi parametri di processo ma realizzati rispettivamente su piastra fredda e su piastra riscaldata. Ciò che si nota è una minor crescita del SST prodotto su piastra riscaldata.

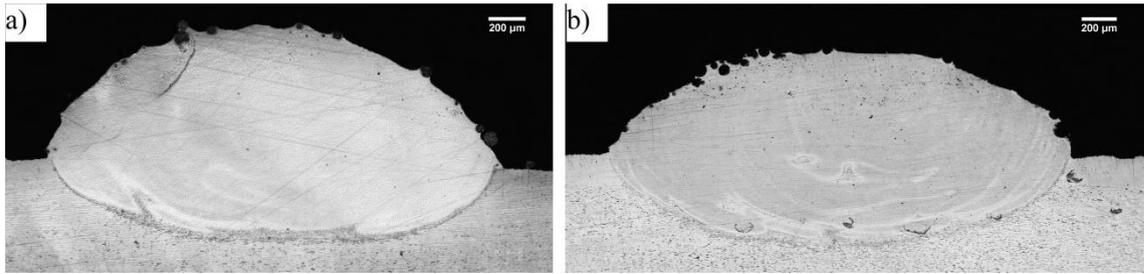


Figura 40: Immagini al microscopio ottico con ingrandimento 50x di due campioni di SST ottenuti utilizzando il 75 % della potenza massima del laser e il 50 % della velocità massima di scansione con velocità di rotazione del powder feeder pari al 100 % ottenuti su a) piastra fredda e b) piastra riscaldata a 180°C

Nei grafici riportati di seguito vengono invece illustrati i valori dimensionali dei parametri misurati per ciascun livello di potenza del laser, espressi in funzione del LED, una grandezza che definisce la densità energetica del fascio laser e si ottiene dal rapporto tra la potenza del laser espressa in Watt e la velocità di scansione espressa in millimetri al secondo.

$$LED = \frac{P}{v}$$

In Figura 41 e Figura 42 sono riportati i valori delle larghezze dei SST prodotti su piastra fredda rispettivamente nel caso di velocità di rotazione del powder feeder pari al 69.2% e nel caso di velocità di rotazione pari al 100%; lo stesso vale per la Figura 43 e la Figura 44 dove invece vi sono i valori delle larghezze dei SST prodotti su piastra riscaldata.

È possibile osservare un trend crescente in tutti i casi.

Se si confrontano i grafici dei SST prodotti su piastra fredda, si può notare come vengano raggiunti valori di larghezza più alti nel caso di flusso di polvere minore e le curve risultino tutte traslate di circa 500 µm lungo la direzione positiva dell'asse delle ordinate. Un discorso analogo può essere fatto per i grafici dei SST prodotti su piastra riscaldata, anche se in questo caso la differenza tra le dimensioni delle larghezze dei SST analoghi risulta essere più blanda.

Confrontando invece i SST prodotti con gli stessi parametri di processo rispettivamente su piastra fredda e piastra riscaldata, si nota come i valori della larghezza siano abbastanza simili e, pur essendo presente una piccola fluttuazione, non risulta individuabile un trend specifico.

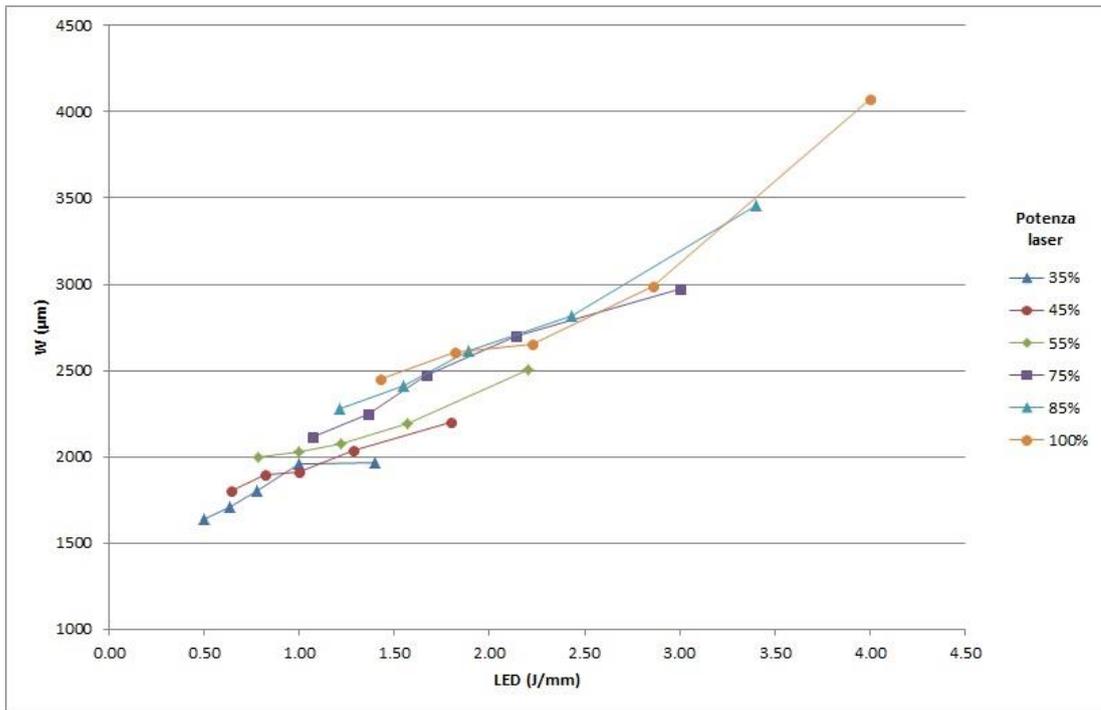


Figura 41: Misura della larghezza dei SST su piastra fredda in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%

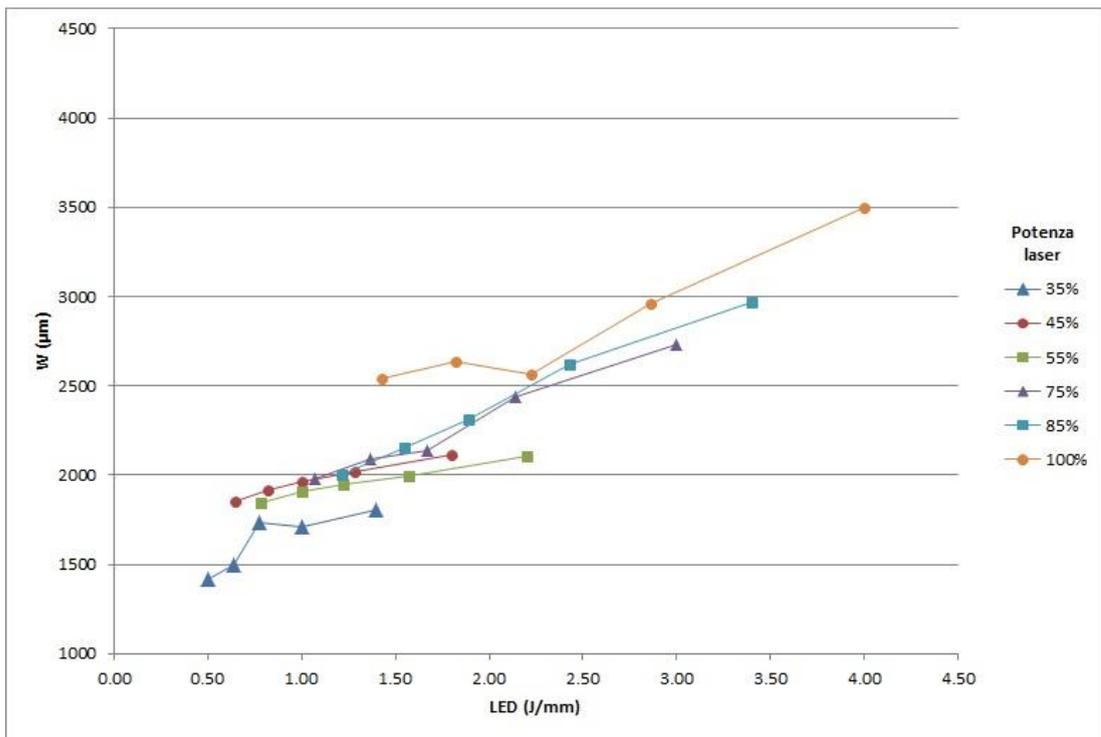


Figura 42: Misura della larghezza dei SST su piastra fredda in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 100%

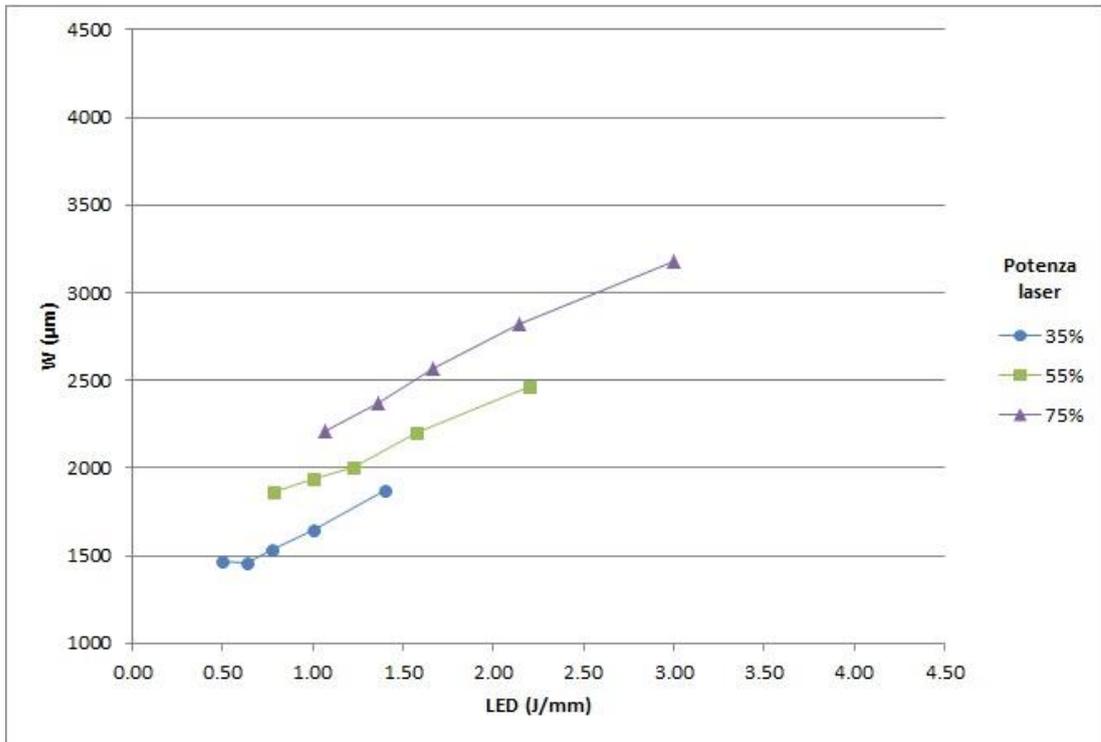


Figura 43: Misura della larghezza dei SST su piastra riscaldata in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%

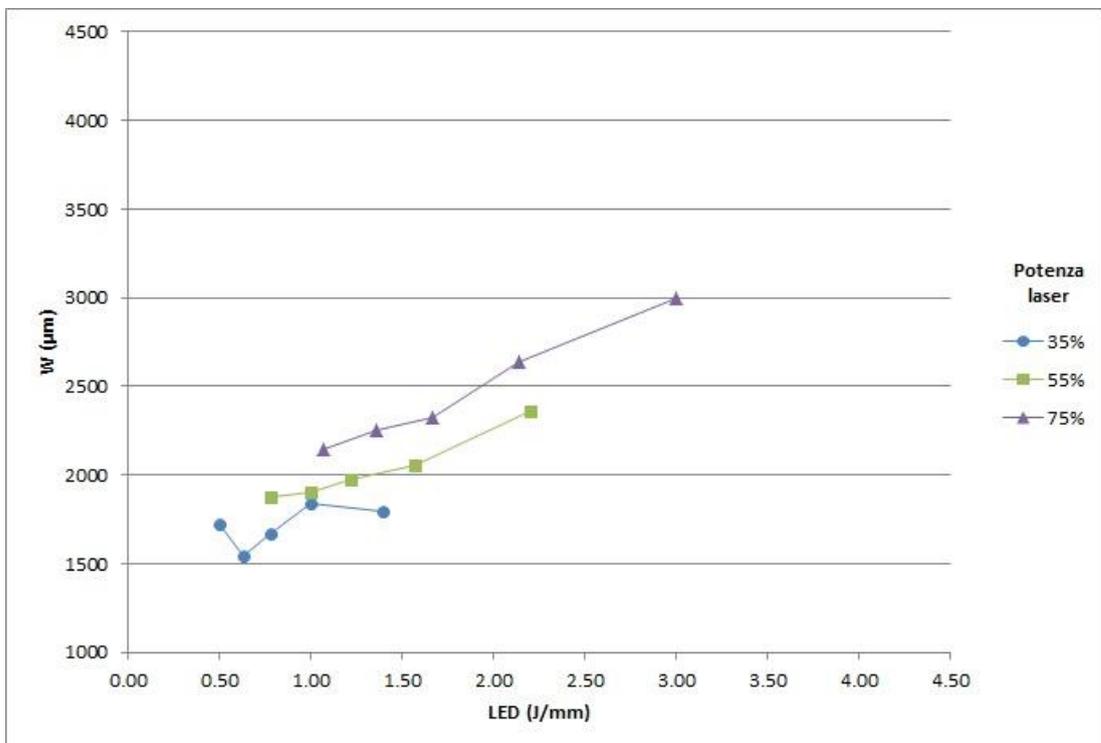


Figura 44: Misura della larghezza dei SST su piastra riscaldata in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 100%

In Figura 45 e in Figura 46 sono riportati i grafici contenenti i valori dell'altezza complessiva dei SST prodotti su piastra fredda nei due casi di velocità di rotazione del powder feeder; lo stesso nel caso dei grafici in Figura 47 e in Figura 48, dove però sono analizzati i SST prodotti su piastra riscaldata.

Come nel caso delle larghezze, anche qui è possibile notare un trend sostanzialmente crescente che, però, viene visibilmente smorzato per i valori più alti di LED.

A differenza della larghezza, l'altezza complessiva è superiore nel caso di flusso di polvere maggiore e lo si può facilmente verificare confrontando i grafici; inoltre, diversamente dalla larghezza, dove si poteva parlare di traslazione delle curve, qui la differenza tra i valori di altezza complessiva diventa man mano più marcata all'aumentare del LED.

Confrontando invece i SST analoghi, prodotti rispettivamente su piastra fredda e su piastra riscaldata, emerge che i primi raggiungano valori più alti, anche se nel caso di flusso di polvere minore, questa differenza non sempre è apprezzabile.

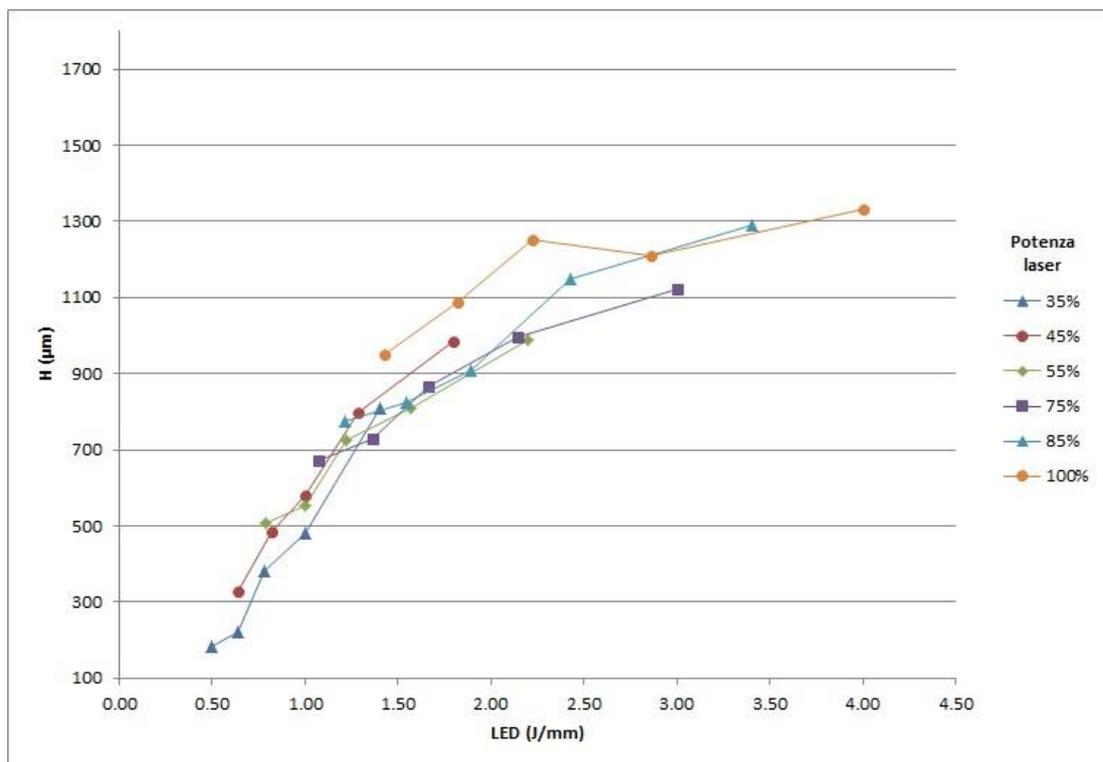


Figura 45: Misura dell'altezza dei SST su piastra fredda in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%

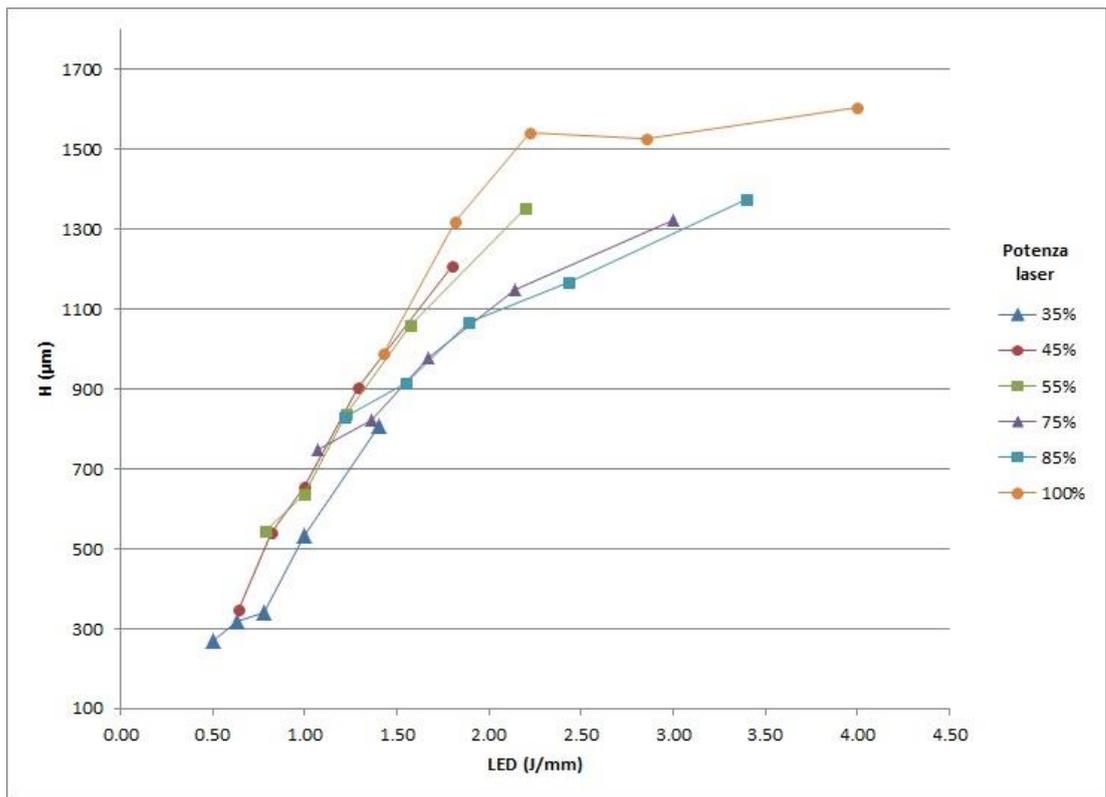


Figura 46: Misura dell'altezza dei SST su piastra fredda in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 100%

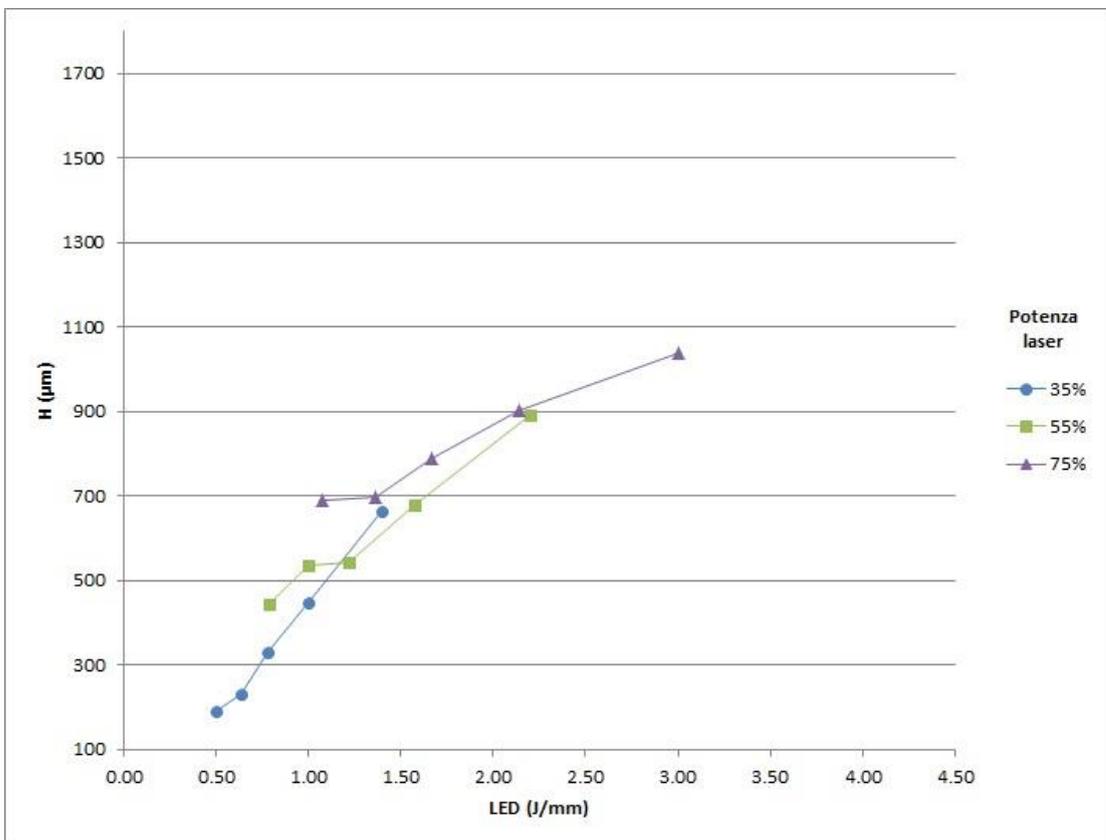


Figura 47: Misura dell'altezza dei SST su piastra riscaldata in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%

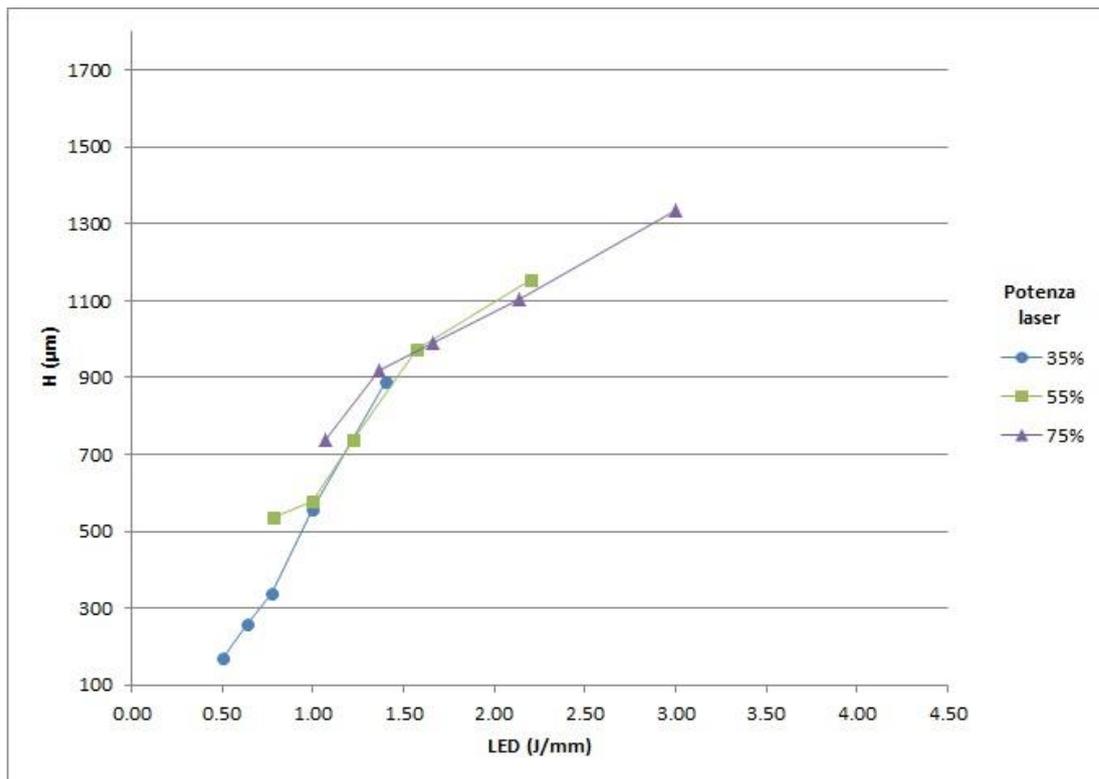


Figura 48: Misura dell'altezza dei SST su piastra riscaldata in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 100%

In Figura 49 e in Figura 50 sono riportati i grafici relativi al parametro della crescita dei SST prodotti su piastra fredda, mentre in Figura 51 e Figura 52 quelli dei SST prodotti su piastra riscaldata.

Come per i precedenti parametri, anche in questo caso il trend si può definire crescente; ma confrontando i grafici si può notare l'elevata differenza dei valori di crescita che intercorre tra i SST prodotti con velocità di rotazione del powder feeder pari al 69.2% e quelli prodotti con la velocità al 100%. Questi ultimi infatti risultano raggiungere valori molto più elevati dei primi e questa situazione era già stata osservata nel confronto visivo presentato in Figura 39. Lo stesso vale per l'osservazione fatta sulla Figura 40, cioè a parità di parametri di processo la crescita risulta inferiore nel caso di piastra riscaldata.

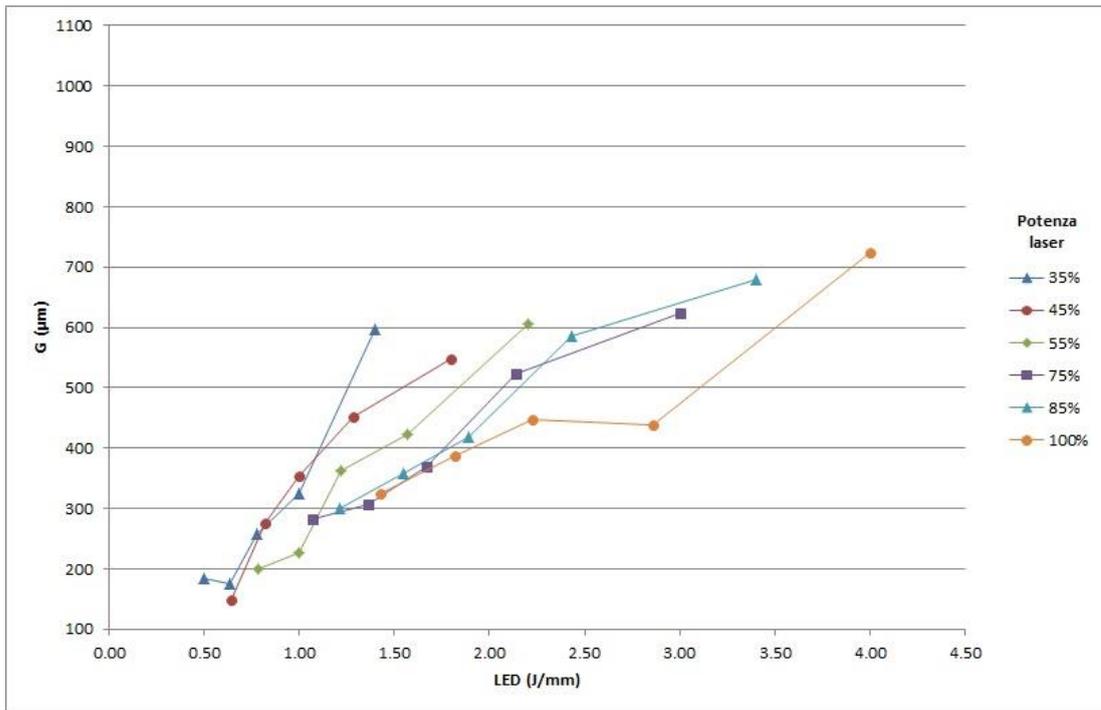


Figura 49: Misura della crescita dei SST su piastra fredda in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%

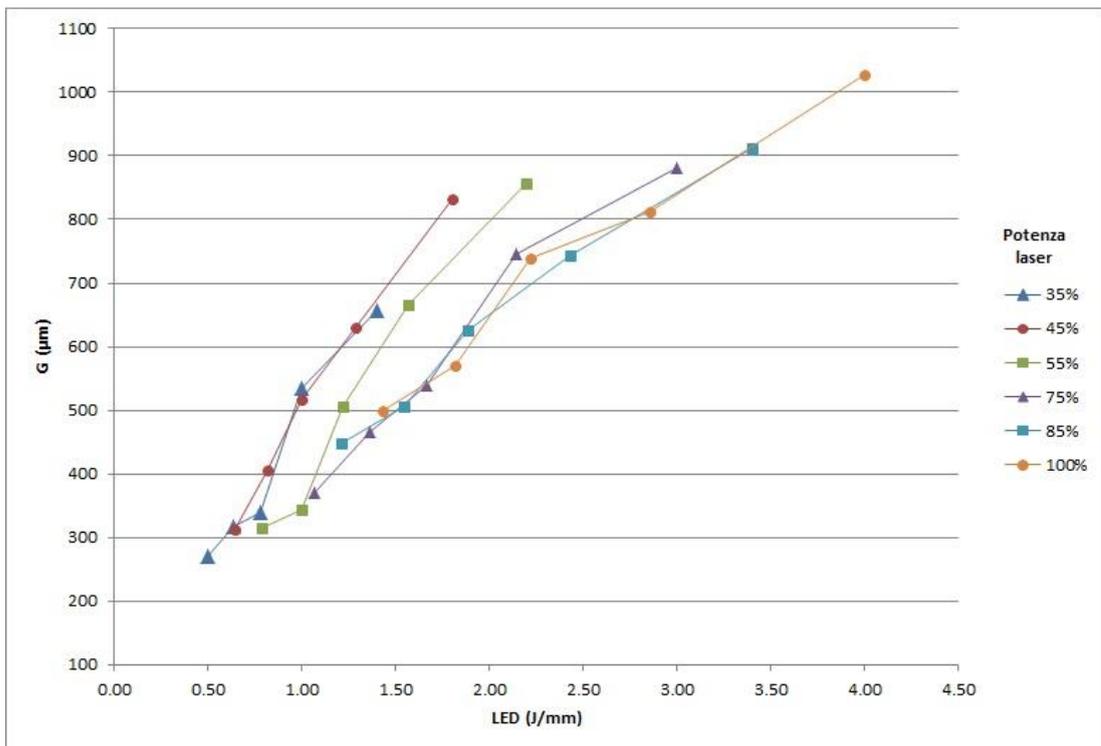


Figura 50: Misura della crescita dei SST su piastra fredda in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 100%

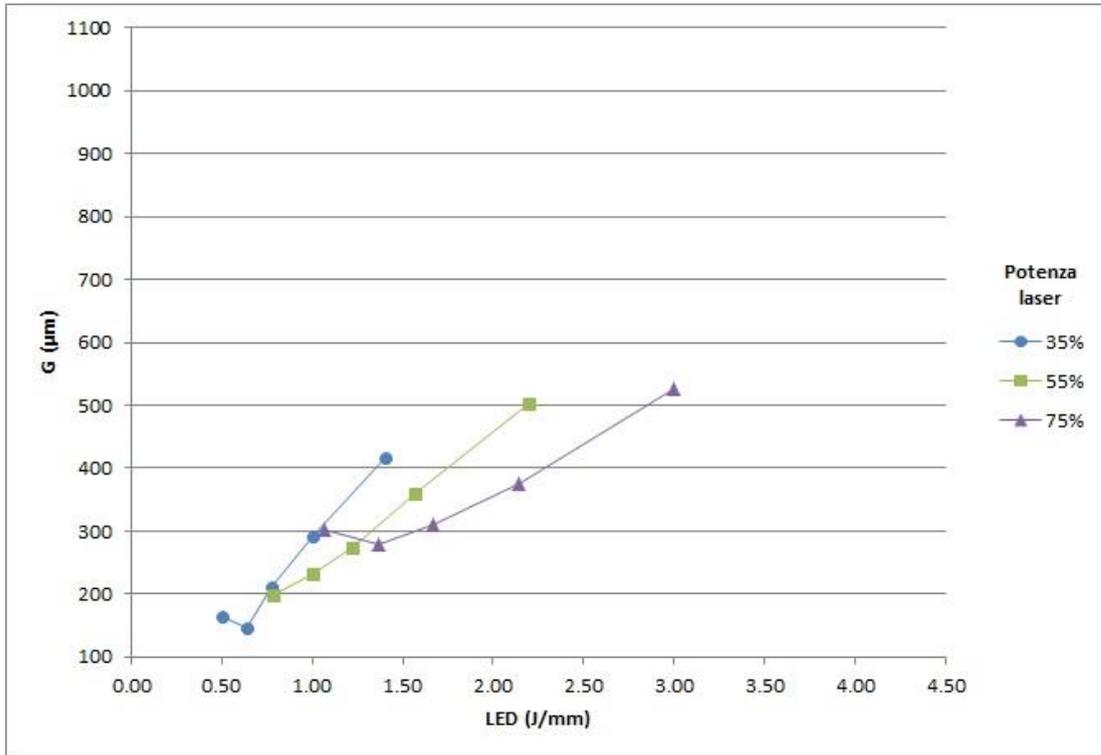


Figura 51: Misura della crescita dei SST su piastra riscaldata in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%

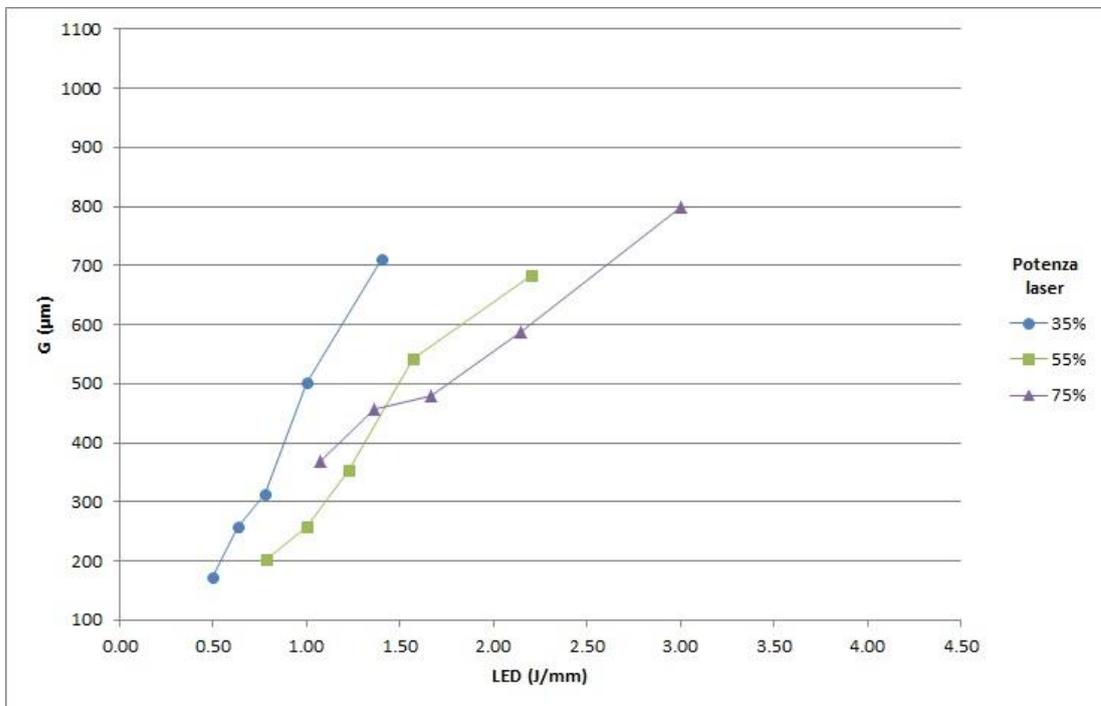


Figura 52: Misura della crescita dei SST su piastra riscaldata in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 100%

Infine in Figura 53 e in Figura 54 sono riportati i valori della profondità di penetrazione raggiunta dai SST nel caso di piastra fredda nelle due condizioni di flusso, invece in Figura 55 e in Figura 56 quelli raggiunti dai SST nel caso di piastra riscaldata.

In questo caso non è del tutto corretto parlare di trend crescente perché, specialmente per i valori più alti di LED, si verificano appiattimenti delle curve e talvolta trend decrescenti.

Confrontando i valori ottenuti variando la velocità del flusso di polvere si evince che in caso di velocità maggiore la profondità di penetrazione è minore e può arrivare anche ad essere nulla per i valori più bassi di potenza e LED.

Quest'ultima analisi fornisce una spiegazione al fatto che i SST prodotti con maggior flusso di polvere presentino una crescita molto più elevata di quelli prodotti con flusso di polvere minore, sebbene questa marcata differenza non riguardi il parametro dell'altezza complessiva. Infatti i SST prodotti con flusso di polvere minore tendono a penetrare più in profondità nel substrato a differenza degli altri, rendendo in questo modo la quota parte dell'altezza complessiva relativa alla crescita molto inferiore rispetto a quella dei SST prodotti con flusso di polvere maggiore.

Non risultano invece presenti particolari differenze tra le profondità di penetrazione dei SST prodotti rispettivamente su piastra fredda e piastra riscaldata; ciò testimonia che la temperatura della piastra non influenza questo parametro.

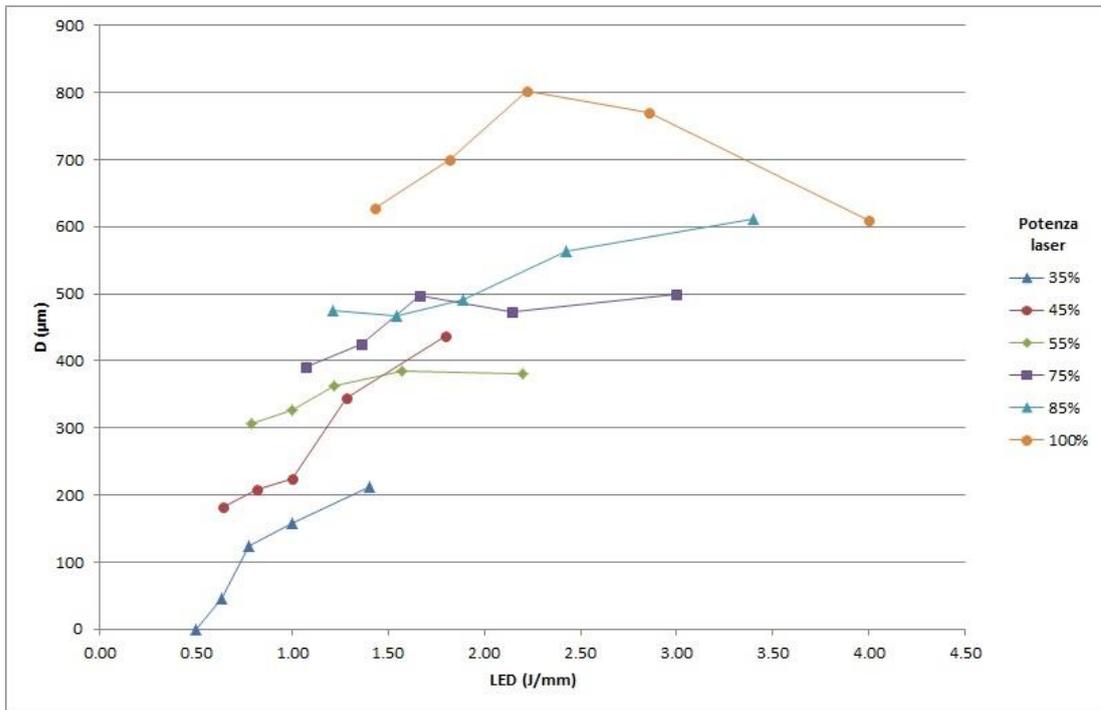


Figura 53: Misura della profondità di penetrazione dei SST su piastra fredda in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%

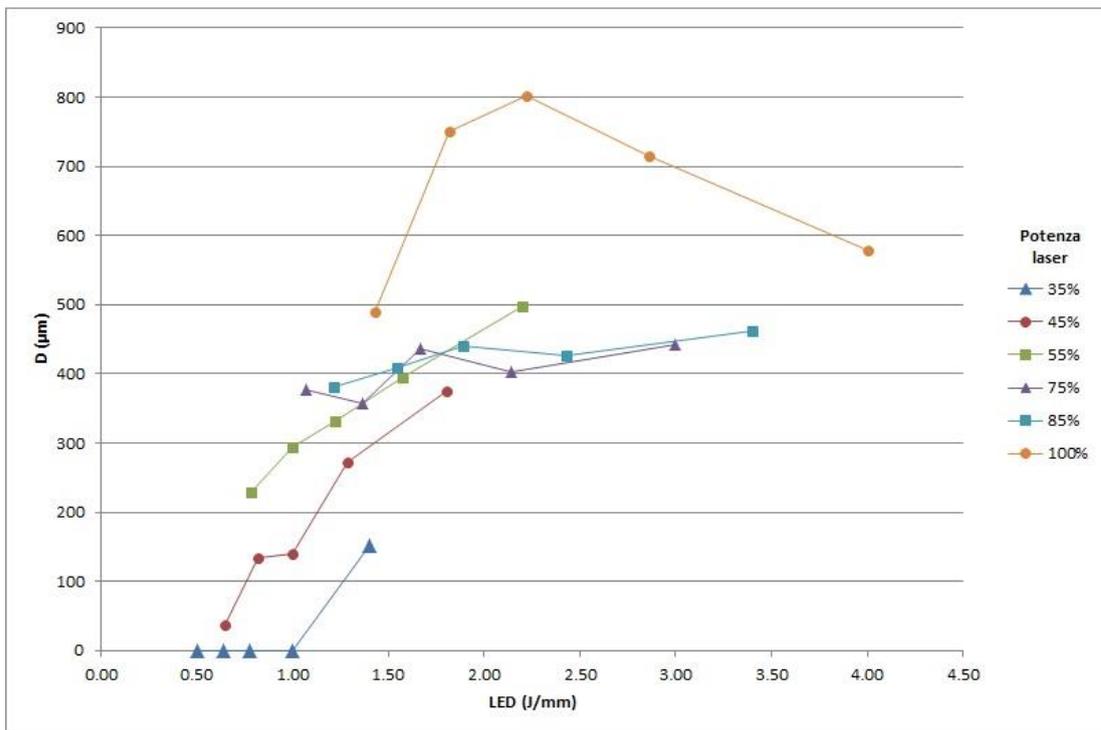


Figura 54: Misura della profondità di penetrazione dei SST su piastra fredda in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 100%

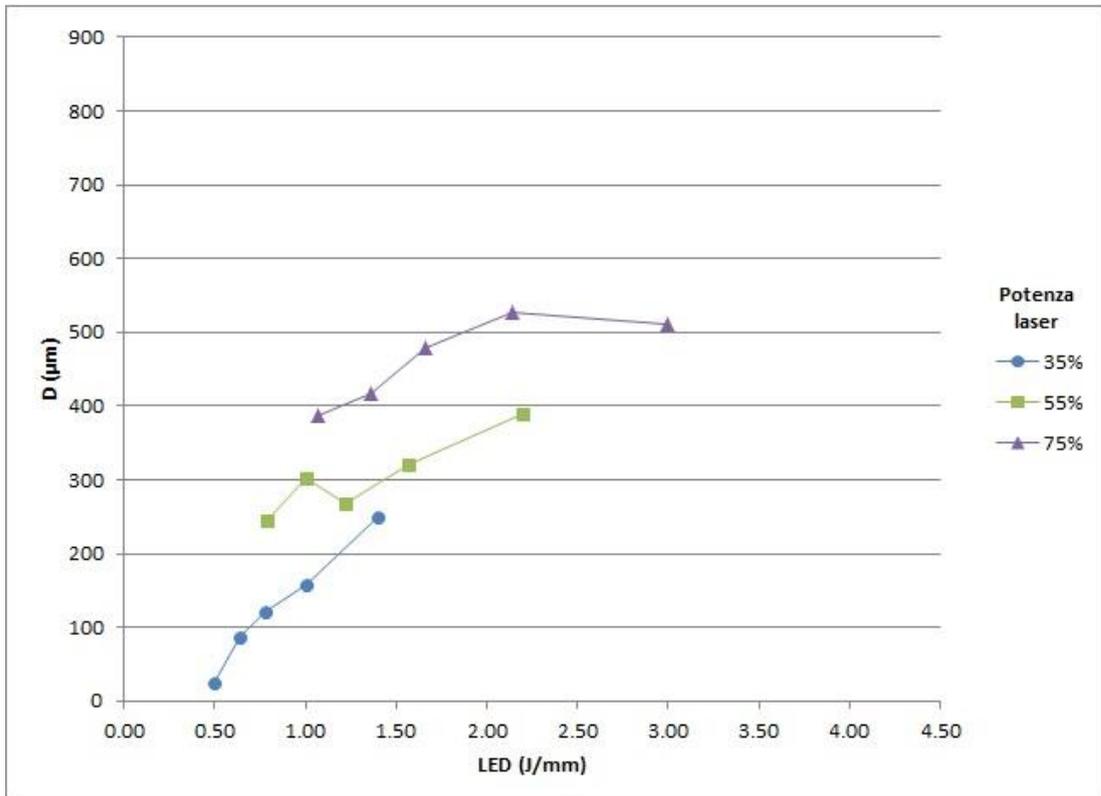


Figura 55: Misura della profondità di penetrazione dei SST su piastra riscaldata in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 69.2%

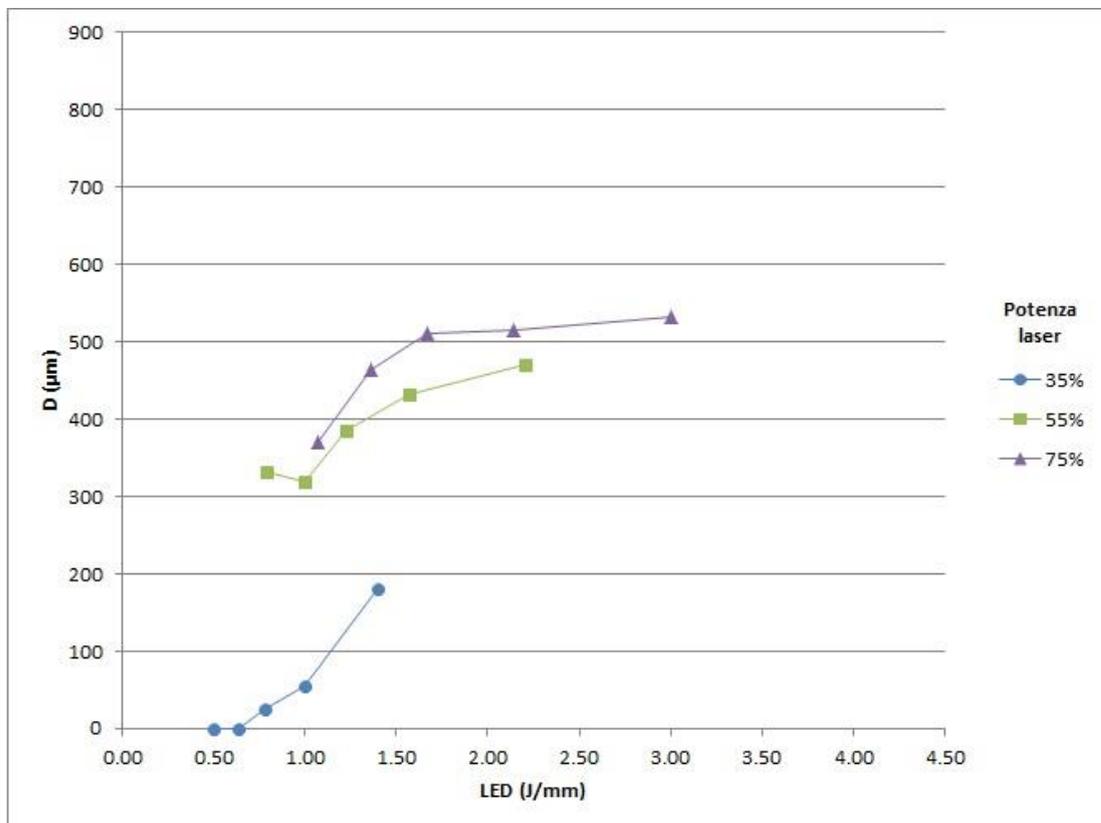


Figura 56: Misura della profondità di penetrazione dei SST su piastra riscaldata in funzione del LED al variare della potenza massima con velocità di rotazione del powder feeder del 100%

Su alcuni SST è stata poi eseguita un'analisi della microstruttura. Si riportano in Figura 57 e in Figura 58 due campioni prodotti con parametri di processo simili realizzati rispettivamente su piastra fredda e piastra riscaldata.

Su entrambi i campioni si nota una microstruttura a grani allungati sulle estremità del melt pool, orientata diagonalmente in direzione del centro, dove sono invece visibili grani più grossolani. L'orientazione a raggiera dei grani rappresenta il gradiente termico del raffreddamento della pozza fusa.

Non risultano particolari differenze di microstruttura nella zona di interfaccia tra SST e substrato legate alla temperatura della piastra di costruzione.

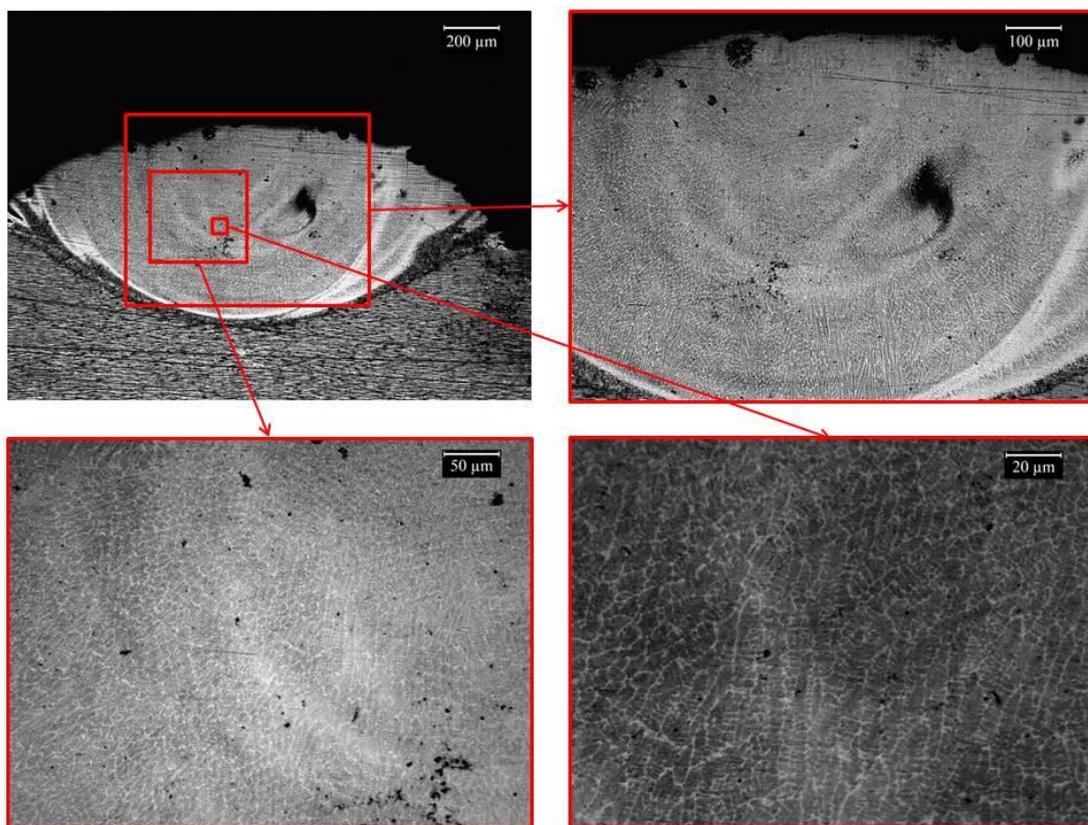


Figura 57: Immagini della microstruttura del SST prodotto su piastra fredda con potenza del laser al 45 %, velocità di scansione al 50 % e velocità del powder feeder al 69.2 %, con ingrandimenti 50x, 100x, 200x e 500x

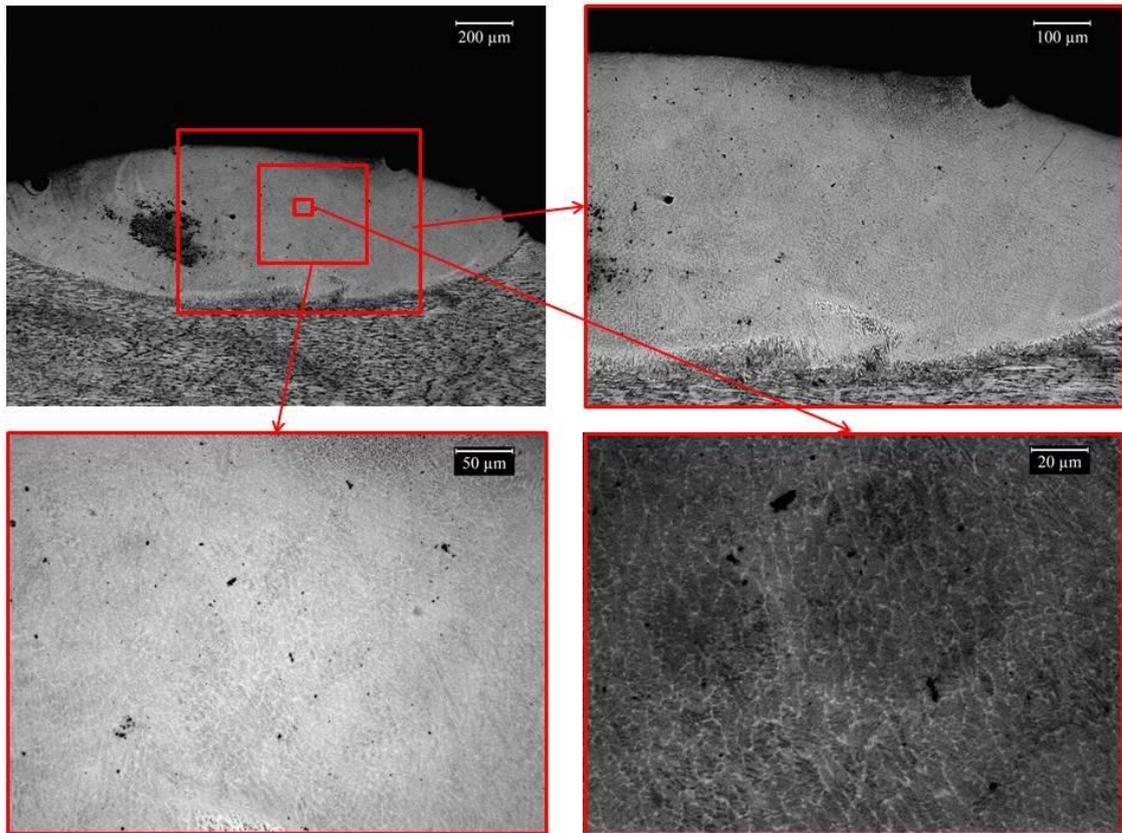


Figura 58: Immagini della microstruttura del SST prodotto su piastra riscaldata con potenza del laser al 55 %, velocità di scansione al 64.3 % e velocità del powder feeder al 69.2 %, con ingrandimenti 50x 100x, 200x e 500x

6.2.2 Single Layer (SL)

In seguito all'analisi Single Scan Track è seguita l'analisi dei Single Layer, dalla quale è stato possibile valutare l'influenza del parametro dell'Hatching Distance (HD).

Le immagini dei campioni dei SL in cross section, organizzate secondo i parametri di processo utilizzati, sono riportate in Tabella 15, per quanto riguarda quelli prodotti con velocità di rotazione del powder feeder pari al 69,2 % e in Tabella 16 per quelli prodotti con la velocità del powder feeder al 100%

In questo caso è stata eseguita un'analisi puramente qualitativa delle immagini, volta a individuare la migliore combinazione di parametri in grado di garantire una corretta geometria ai SL. Quest'ultimo aspetto è di fondamentale importanza, in quanto fa sì che vi sia completa adesione tra i layer adiacenti e non si verifichino distorsioni della geometria del componente tridimensionale o presenza di porosità interne.

Trattandosi di un'analisi puramente qualitativa, è stato utilizzato un range inferiore di potenze laser e velocità di scansione e si è depositato solamente su piastra fredda.

Tabella 15: Immagini al microscopio ottico 50x dei layer costruiti con velocità di rotazione del powder feeder al 69.2 %

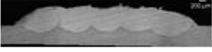
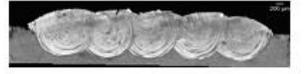
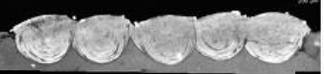
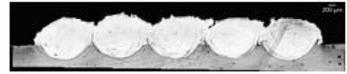
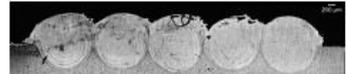
Potenza Laser	Velocità di scansione	Hatching Distance [mm]	
		1	1,5
45 %	57,1 %		
	71,4 %		
	100 %		
75 %	57,1 %		
	71,4 %		
	100 %		
100 %	57,1 %		
	71,4 %		
	100 %		

Tabella 16: Immagini al microscopio ottico 50x dei layer costruiti con velocità di rotazione del powder feeder al 100 %

Potenza Laser	Velocità di scansione	Hatching Distance [mm]	
		1	1,5
45 %	57,1 %		
	71,4 %		
	100 %		
75 %	57,1 %		
	71,4 %		
	100 %		
100 %	57,1 %		
	71,4 %		
	100 %		

La geometria ideale di un SL deve innanzitutto essere simmetrica, per garantire stabilità nel futuro componente tridimensionale che andrà a formare e non deve presentare spazi vuoti tra le tracce adiacenti come nel caso del SL in Figura 59. Per quanto concerne la superficie superiore, è bene che non sia piatta (SL in Figura 60), né ondulata (SL in Figura 61); questo perché nel primo caso si andrebbe incontro a problemi di delaminazione dei layer dovuta alla non corretta adesione degli stessi, mentre nel secondo caso, l'eccessiva ondulazione della superficie potrebbe lasciare dei volumi interni privi di materiale, oltre a essere sintomo di una scarsa adesione tra gli scan adiacenti. Un esempio di geometria corretta può essere quello appartenente al SL in Figura 62.

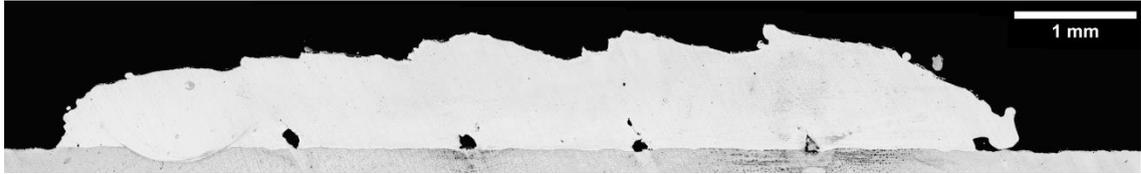


Figura 59: Immagine al microscopio ottico con ingrandimento 50x del SL costruito con 45% di potenza laser, 71,4% di velocità di scansione, 1mm di HD e 100% di velocità di rotazione del powder feeder

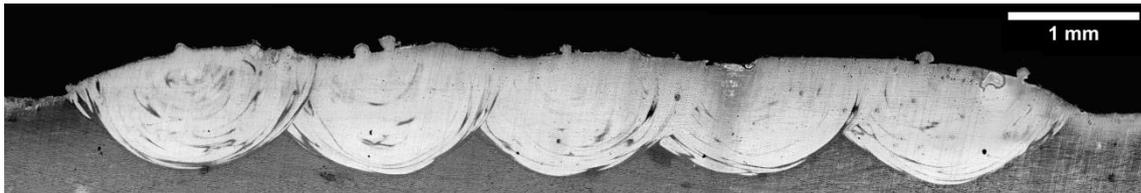


Figura 60: Immagine al microscopio ottico con ingrandimento 50x del SL costruito con 75% di potenza laser, 100% di velocità di scansione, 1 mm di HD e 69,2% di velocità di rotazione del powder feeder



Figura 61: Immagine al microscopio ottico con ingrandimento 50x del SL costruito con 75% di potenza laser, 57,1% di velocità di scansione, 1,5 mm di HD e 100% di velocità di rotazione del powder feeder



Figura 62: Immagine al microscopio ottico con ingrandimento 50x del SL costruito con 75% di potenza laser, 71,4% di velocità di scansione, 1 mm di HD e 69,2% di velocità di rotazione del powder feeder

6.2.3 Cubi

Gli ultimi campioni prodotti sono stati i cubi, per valutare l'effetto dei parametri di processo su una geometria tridimensionale. Ai parametri di processo utilizzati per i SL è stato aggiunto il parametro dello Z-step e, come per i SST, sono stati prodotti campioni sia su piastra fredda che su piastra riscaldata a 180 °C.

Una volta pronti, la prima analisi effettuata sui campioni è stata la valutazione della percentuale di difettosità media presente sui campioni.

I risultati sono riportati in funzione dei parametri di processo proporzionali in Tabella 17 per quanto riguarda i cubi prodotti su piastra fredda e in

Tabella 18 per quanto riguarda quelli prodotti su piastra riscaldata.

Tabella 17: Porosità media e deviazione standard dei cubi prodotti su piastra fredda

Laser Power	Scanning Speed	Powder Flow	Powder Gas	Z-Step	Hatching Distance	Difettosità media	Deviazione standard
45 %	57.1 %	69.2 %	100 %	50 %	71.4 %	0.020 %	0.017
				70 %		0.029 %	0.016
65 %	71.4 %	100 %	100 %	70 %	92.9 %	0.843 %	1.689
		69.2 %	60 %			0.280 %	0.695
75 %	71.4 %	100 %	100 %	70 %	92.9 %	1.268 %	3.110
	100 %			90 %		100 %	0.030 %

Tabella 18: Porosità media e deviazione standard dei cubi prodotti su piastra riscaldata

Laser Power	Scanning Speed	Powder Flow	Powder Gas	Z-Step	Hatching Distance	Difettosità media	Deviazione standard
45 %	57.1 %	69.2 %	100 %	50 %	71.4 %	0.022 %	0.010
				70 %	92.9 %	0.020 %	0.014
65 %	71.4 %	69.2 %	60 %	70 %	92.9 %	0.047 %	0.026
			100 %			0.026 %	0.008
			100 %			100 %	70 %
75 %	71.4 %	69.2 %	100 %	90 %	92.9 %	0.022 %	0.010
		100 %		70 %		0.385 %	0.711
				100 %	90 %	100 %	0.024 %
100 %	100 %	100 %	100 %	100 %	100 %	4.512 %	11.930

Dalla tabella è possibile individuare quali sono stati i parametri di processo che hanno permesso di ottenere livelli di difettosità residua più bassi; in generale si può affermare che a parità di parametri di processo, i cubi prodotti su piastra riscaldata risultano avere un livello di difettosità decisamente più basso di quelli prodotti su piastra fredda.

Per cercare di rappresentare meglio i risultati, i dati ottenuti sono stati organizzati in funzione del parametro *Volumetric Energy Density* (VED):

$$VED = \frac{P}{v \times HD \times Z}$$

Dove P indica la potenza del laser utilizzata espressa in W, v la velocità di scansione espressa in mm/s, HD l'hatching distance espressa in mm e Z lo z-step espresso in mm. Si riportano in Figura 63 e in Figura 64 i grafici dei valori di difettosità espressi in funzione del VED rispettivamente per velocità del powder feeder al 69.2 % e al 100 %.

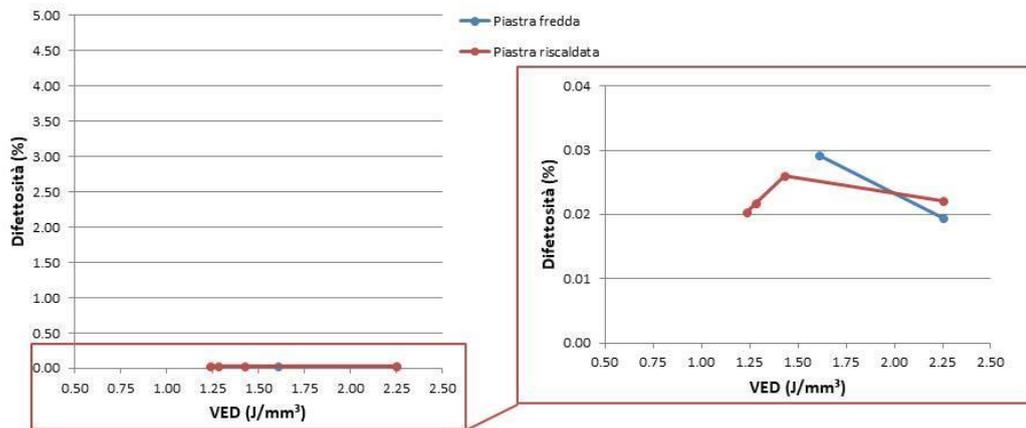


Figura 63: Percentuale di difettosità al variare del VED misurata sui campioni prodotti con velocità del powder feeder al 69.2 %

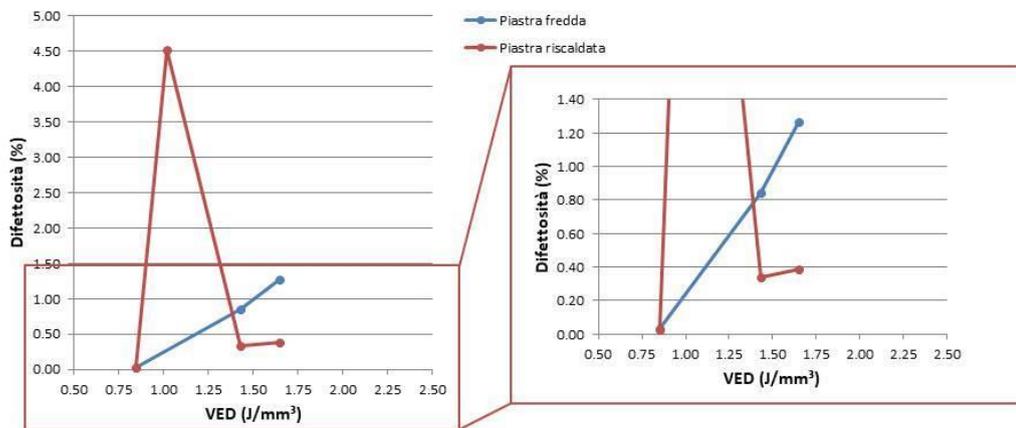


Figura 64: Percentuale di difettosità al variare del VED misurata sui campioni prodotti con velocità del powder feeder al 100 %

Come è possibile notare dai grafici i valori di difettosità più bassi sono stati ottenuti per velocità del powder feeder al 69.2%, non andando mai oltre lo 0.05%.

Si riportano di seguito alcune immagini esemplificative con le quali si è condotta l'analisi ed in particolare in Figura 65 e in Figura 66 sono riportate immagini campione appartenenti ai cubi con percentuale di difettosità media inferiore prodotti rispettivamente su piastra fredda e su piastra riscaldata, mentre in Figura 67 e in Figura

68 le immagini appartenenti ai cubi con percentuale di difettosità maggiore rispettivamente prodotti su piastra fredda e su piastra calda.



Figura 65: Immagine a 50x di una parte di sezione del cubo depositato su piastra fredda con i valori di difettosità più bassi

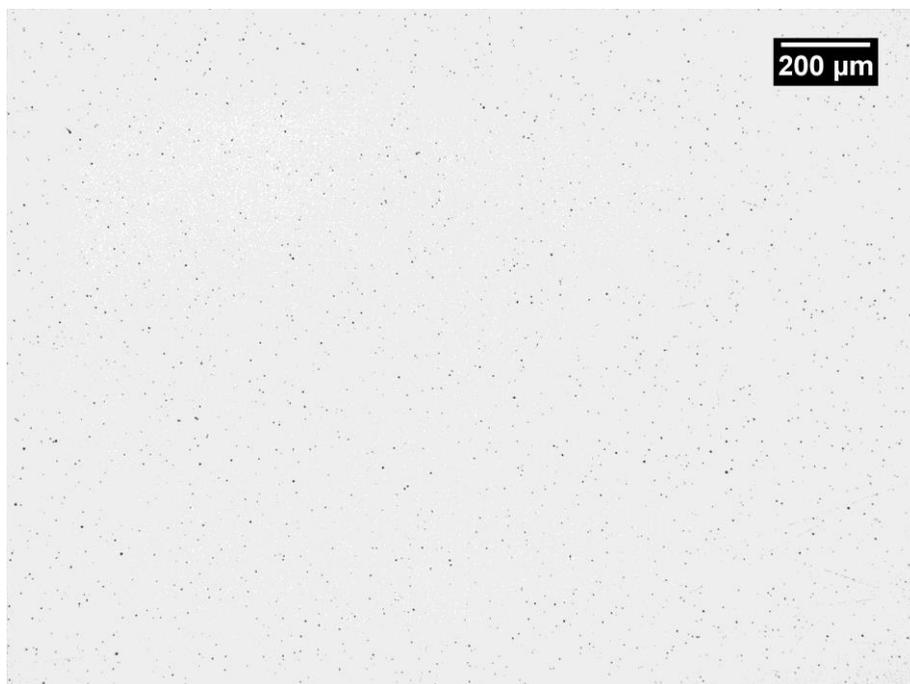


Figura 66: Immagine a 50x di una parte di sezione del cubo depositato su piastra riscaldata con i valori di difettosità più bassi

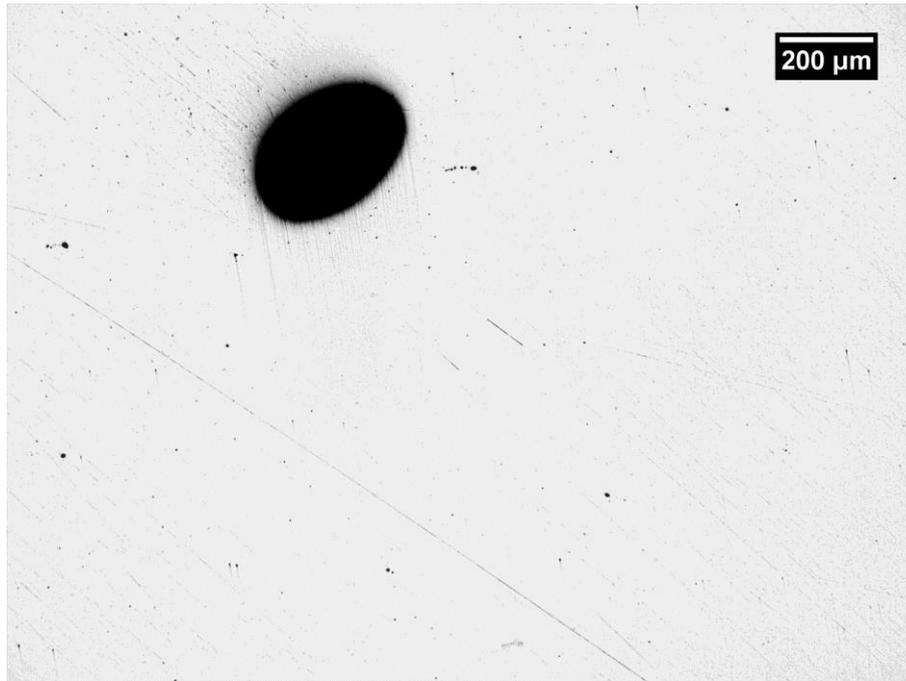


Figura 67: Immagine a 50x di una parte di sezione del cubo depositato su piastra fredda con i valori di difettosità più alti

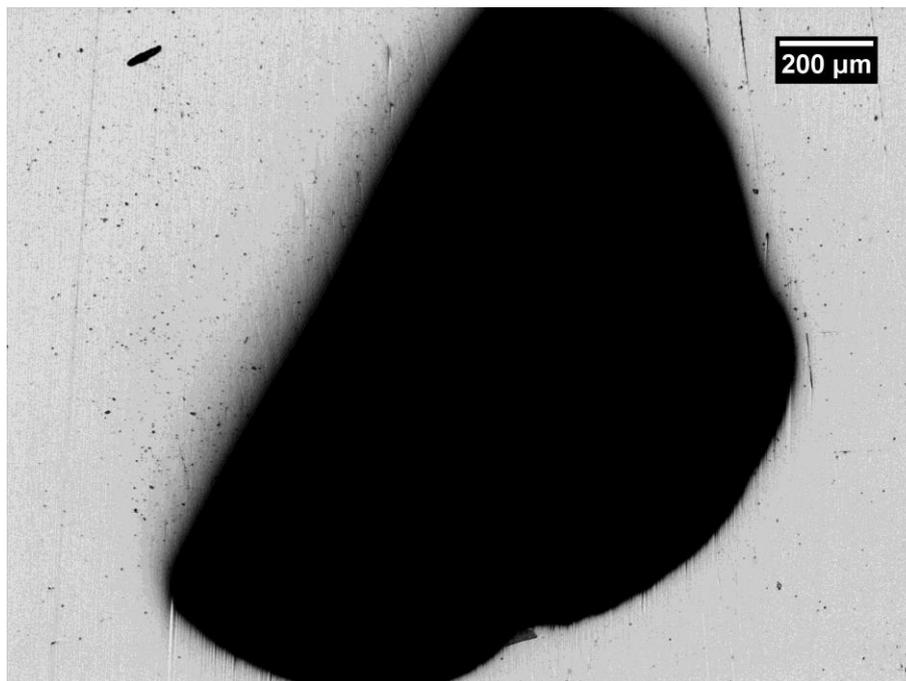


Figura 68: Immagine a 50x di una parte di sezione del cubo depositato su piastra riscaldata con i valori di difettosità più alti

All'analisi della difettosità è seguita una misurazione della microdurezza sulla sezione dei cubi che hanno presentato una percentuale di porosità media inferiore allo 0,5 %.

In Tabella 19 sono riportati i valori ottenuti per i cubi prodotti su piastra fredda, mentre in Tabella 20 quelli dei cubi prodotti su piastra calda.

Tabella 19: Durezza media e deviazione standard dei cubi prodotti su piastra fredda

Laser Power	Scanning Speed	Powder Flow	Powder Gas	Z-Step	Hatching Distance	Durezza media [HV]	Deviazione standard
45 %	57.1 %	69.2 %	100 %	50 %	71.4 %	640.18	13.75
				70 %		664.06	18.02
65 %	71.4 %	69.2 %	60 %	70 %	92.9 %	668.04	23.15
75 %	100 %	100 %	100 %	90 %	100 %	642.76	15.11

Tabella 20: Durezza media e deviazione standard dei cubi prodotti su piastra riscaldata

Laser Power	Scanning Speed	Powder Flow	Powder Gas	Z-Step	Hatching Distance	Durezza media [HV]	Deviazione standard
45 %	57.1 %	69.2 %	100 %	50 %	71.4 %	682.14	17.41
				70 %	92.9 %	658.98	23.01
65 %	71.4 %	69.2 %	60 %	70 %	92.9 %	680.58	13.40
			100 %			665.26	14.90
		100 %	100 %	70 %		636.36	10.54
75 %	71.4 %	69.2 %	100 %	90 %	92.9 %	657.04	19.66
		100 %		70 %		650.38	17.25
	100 %			90 %	100 %	662.80	17.01

Rispetto alla durezza nominale dell'acciaio H13 presentata in Tabella 2, le analisi mostrano valori di microdurezza Vickers superiori a più di cento unità della scala HV [21].

Questo fenomeno era prevedibile in quanto, come già discusso, gli stress residui derivanti dal processo di formatura DED, incrudiscono notevolmente il materiale aumentandone la durezza.

Inoltre confrontando i valori ottenuti da Telasang et al. presentati nel paragrafo 4.1 risultano appartenere allo stesso range di durezza, anche se in quel caso la misurazione è stata effettuata su campioni di SST [30]. Risulta invece meno semplice confrontare i trend presentati da Telasang e Park al variare della densità energetica utilizzata nel processo di costruzione, a causa dei differenti parametri di processo variati insieme alla densità di energia [29], [30].

Per un ulteriore confronto a più largo spettro, si riportano in Tabella 21 i valori di microdurezza presenti in letteratura, relativi all'acciaio H13, classificati a seconda del processo additive e dei parametri di processo utilizzati.

Tabella 21: Valori di microdurezza dell'acciaio H13 presenti in letteratura. WAAM = Wire Arc Additive Manufacturing, LHW = Laser Hybrid Welding

Processo	Info	Atm	Durezza [HV]	Rif.
SLM	P: 100 W; Spot size: 0.18 mm; v: 250 mm/s; HD: 0.12 mm, Layer thickness: 0.05 mm	Ar	748.04 ± 27.61 (top view) 810.51 ± 40.11 (side view)	[38]
SLM	P: 150, 175 W v: 450, 720 mm/s HD: 0.12 mm	Ar	428 ± 3.1 (SR) 511 ± 4.7 (SR+HT) 562 ± 4.5 (SR+HIP+HT)	[39]
SLM	P: 285 W v: 960 mm/s HD: 0.11 mm Layer thickness: 0.04 µm	/	595	[40]
SLM	P: 170 W v: 400, 800 mm/s HD: 0.11 mm Layer thickness: 0.04 µm	/	894 ± 48 706 ± 147 (Pre-Heat 200°C) 667 ± 83 (Pre-Heat 400°C)	[41]
SLM	P: 150 W v: 300 mm/s HD: 0.05 mm Layer thickness: 0.04 µm Substrate temperature: 200°C	Ar	633 ± 20 (as-built)	[42]
DED	P: 100, 130, 150, 180, 300 W Powder feed rate: 1.2 g/min	/	400 ÷ 750 (SR)	[43]
DED	Laser energy: 37.81 ÷ 88.21 J/mm ² Powder feed rate: 3.42 g/mim		544 ÷ 613	[29]
DED	Laser energy: 120, 133, 147 J/mm ² Powder density: 13.3×10 ⁻³ g/mm ²	Ar	600 ÷ 700 (clad zone)	[30]
DED	/	/	674	[44]
WAAM	/	/	595	
MIG cladding	Speed: 1000 mm/min	/	640 ÷ 800 (Pre-Heat 320°C) 535 ÷ 655	[45]
LHW	P: 6 kW Travel speed: 14.2 mm/s Wire diameter: 1 mm Wire feed speed: 157 mm/s	/	402 ÷ 498	[46]
Casting	/	/	458 ÷ 544	[21]
Casting	/	/	446 ± 12	[42]

Si riporta in Figura 69 un istogramma raffigurante i valori medi di durezza dell'acciaio H13 processato con le diverse tecnologie AM, considerando solo i risultati dei campioni

as built. In rosso sono indicate le colonne relative ai valori di durezza trovati in letteratura, mentre la colonna verde raffigura il miglior valore medio di durezza, tra le diverse combinazioni di parametri di processo, a cui si è giunti con la campagna prove presentata nel presente lavoro di tesi.

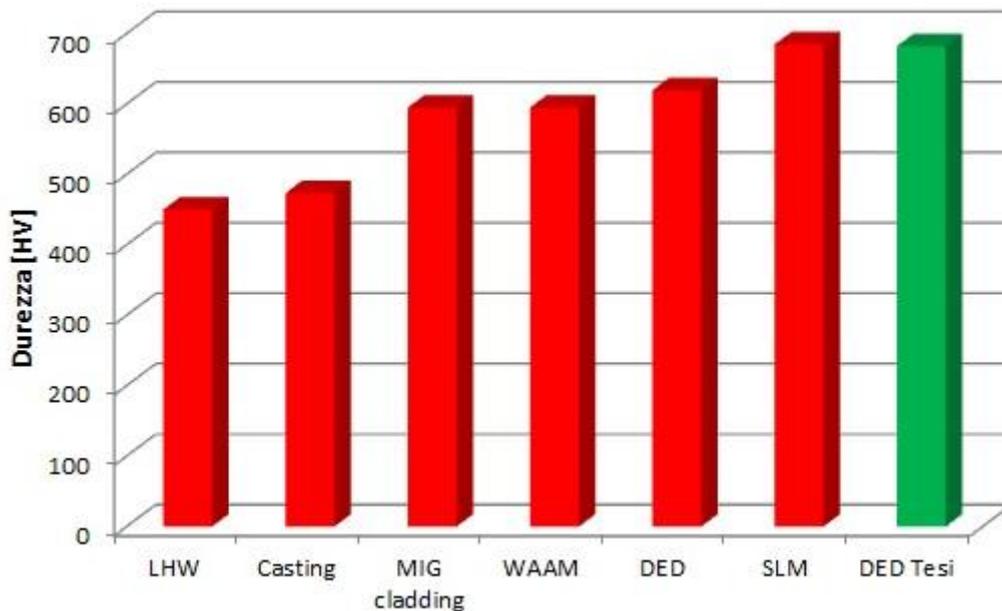


Figura 69: Istogramma dei valori medi di durezza dell'acciaio H13 processato con le diverse tecnologie AM

Come è possibile osservare dall'istogramma, la tecnologia AM che consente di ottenere i valori di durezza media più elevati è la SLM. Nella campagna prove del presente lavoro di tesi sono stati raggiunti valori di durezza medi lievemente superiori alla media trovata in letteratura riguardo la stessa tecnologia e inferiori solo di qualche unità Vickers a quella relativa alla tecnologia SLM. Nel complesso i risultati ottenuti dall'analisi di durezza dei diversi cubi realizzati risultano essere in linea con i valori presenti in letteratura.

La stessa organizzazione dei risultati ottenuti nell'analisi di difettosità è stata applicata ai risultati dell'analisi di durezza. Si riporta in Figura 70 il grafico dei valori di durezza medi con relative deviazioni standard sempre in funzione del parametro VED espresso precedentemente, ma questa volta solo per i campioni prodotti con velocità del powder feeder al 69.2 %, poiché sono quelli che presentano i valori più bassi di difettosità.

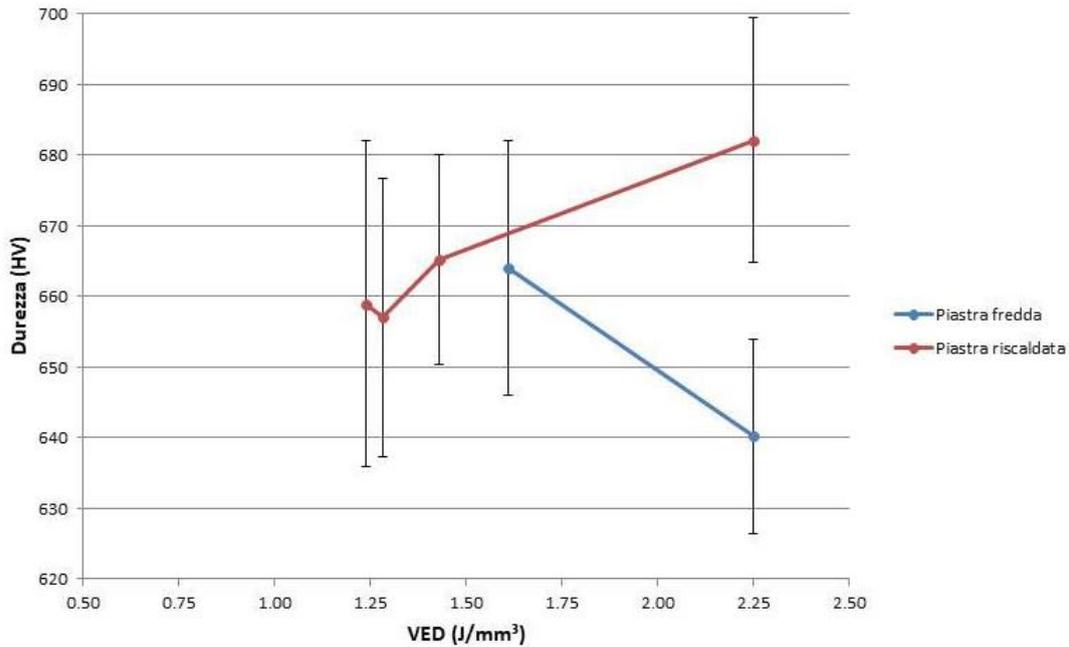


Figura 70: Durezza media e relativa deviazione standard al variare del VED misurata sui campioni prodotti con velocità del powder feeder al 69.2 %

Dal grafico riportato è possibile riconoscere un trend decrescente della durezza all'aumentare del VED per i campioni costruiti su piastra fredda, mentre il trend risulta crescente per quelli costruiti su piastra riscaldata.

Sui cubi che hanno presentato i valori di difettosità più bassi è stato effettuato l'attacco acido per analizzarne la microstruttura. In Figura 71 e in Figura 72 sono riportate le immagini della microstruttura di un cubo prese al microscopio ottico con diversi ingrandimenti, dalle quali è possibile distinguere i diversi melt pool affiancati. In Figura 71 viene mostrato il dettaglio del bordo del melt pool a tre diversi ingrandimenti, mentre in Figura 72 si riporta il dettaglio della zona più interna del melt pool.

È possibile osservare la presenza di una microstruttura cellulare con delle aree bainitiche caratterizzate da una grana maggiormente fine.

La microstruttura dei melt pool presenta la stessa orientazione a raggiera analizzata nei campioni dei SST, anche se in questo caso i grani sul bordo risultano essere più grossolani a causa delle rifusioni parziali che si verificano nella costruzione di una geometria tridimensionale.

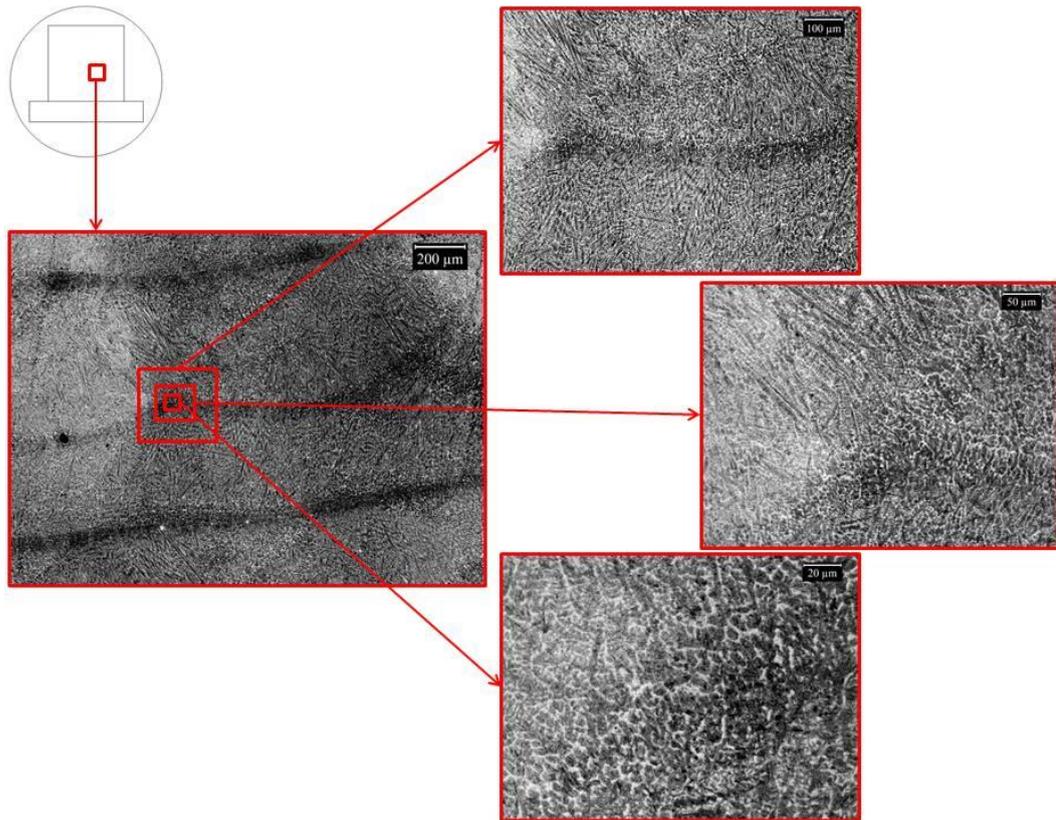


Figura 71: Immagini al microscopio ottico del cubo prodotto su piastra fredda con potenza laser al 45 %, velocità di scansione al 57.1%, velocità del powder feeder al 69.2 %, z-step al 50 % e HD al 71.4 % con ingrandimenti 50x, 100x, 200x e 500x (dettaglio sul bordo del melt pool)

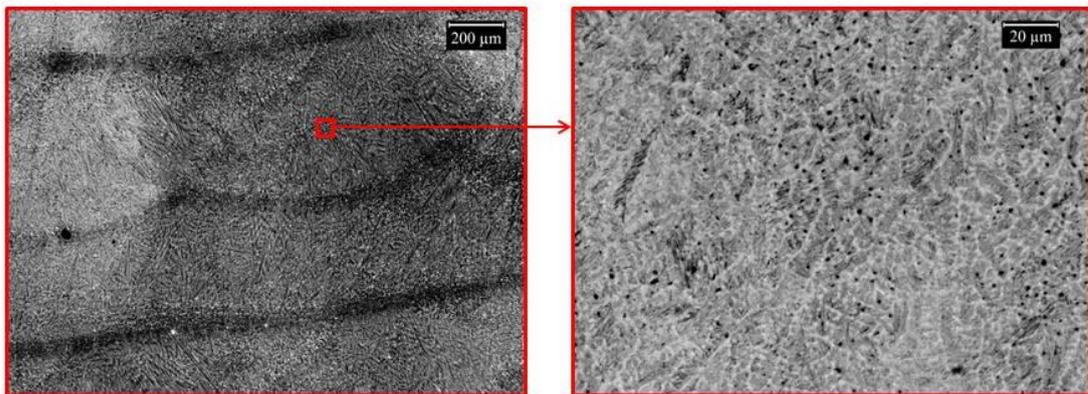


Figura 72: Immagini al microscopio ottico del cubo prodotto su piastra fredda con potenza laser al 45 %, velocità di scansione al 57.1%, velocità del powder feeder al 69.2 %, z-step al 50 % e HD al 71.4 % con ingrandimenti 50x e 500x (dettaglio al centro del melt pool)

È stato in seguito effettuato un confronto tra le microstrutture di due cubi, prodotti con gli stessi parametri di processo rispettivamente su piastra fredda e piastra riscaldata, nella zona di interfaccia con il substrato. In Figura 73 si riportano le immagini

dell'interfaccia cubo-substrato di un campione prodotto su piastra fredda, mentre in Figura 74 quelle del campione prodotto con gli stessi parametri ma su piastra riscaldata. Le immagini mostrano che la temperatura della piattaforma ha un effetto sulla microstruttura dei cubi solo nei primi layer; questi sembrano infatti essere più chiari, probabilmente a causa di una diversa velocità di solidificazione.

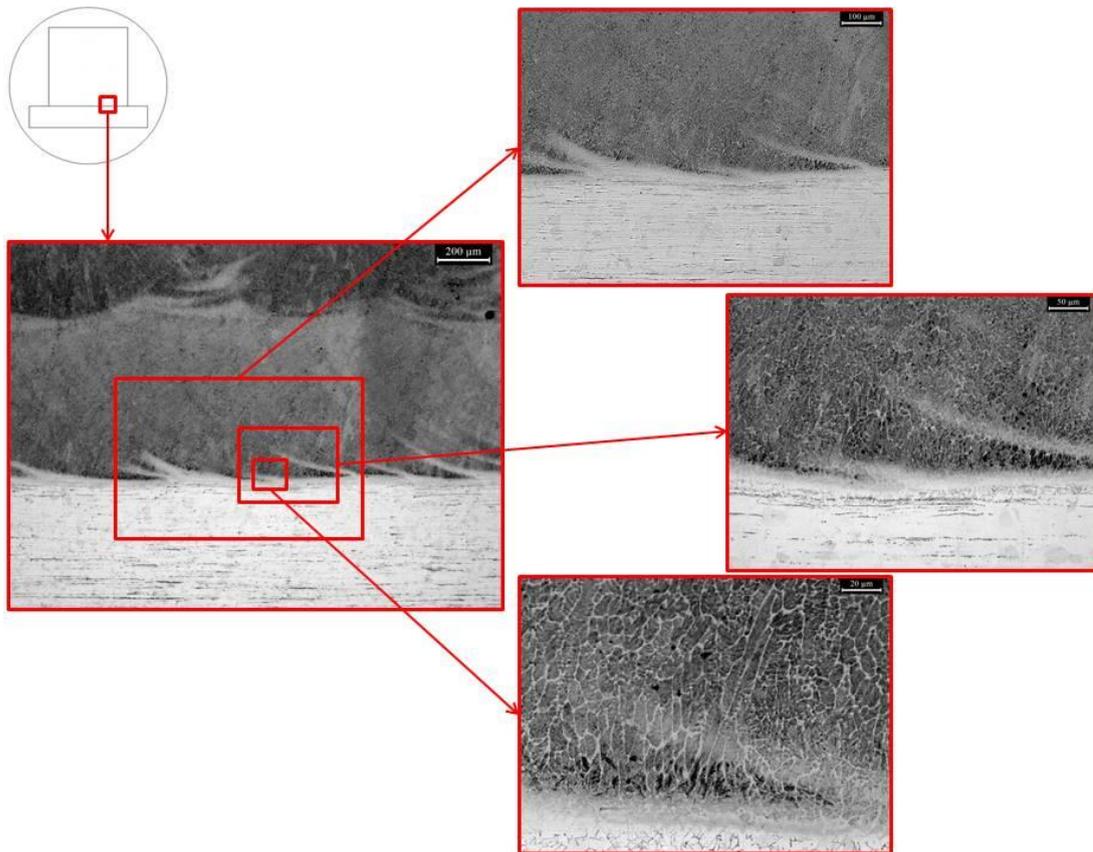


Figura 73: Immagini al microscopio ottico dell'interfaccia cubo-substrato relative al campione prodotto su piastra fredda con potenza laser al 45 %, velocità di scansione al 57.1%, velocità del powder feeder al 69.2 %, z-step al 50 % e HD al 71.4 % con ingrandimenti 50x, 100x, 200x e 500x

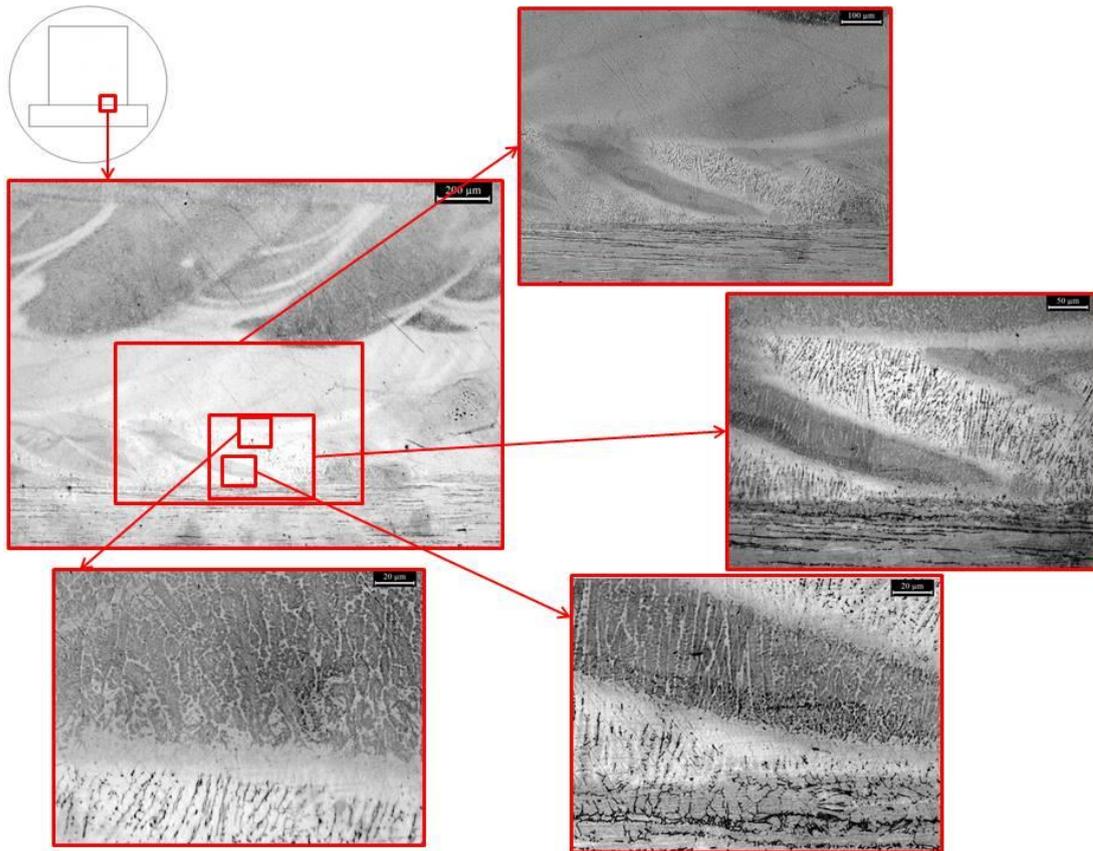


Figura 74: Immagini al microscopio ottico dell'interfaccia cubo-substrato relative al campione prodotto su piastra riscaldata con potenza laser al 45 %, velocità di scansione al 57.1%, velocità del powder feeder al 69.2 %, z-step al 50 % e HD al 71.4 % con ingrandimenti 50x, 100x, 200x e 500x

Infine su un campione attaccato con l'acido è stato effettuato anche un confronto della microstruttura a diverse altezze di cui si riportano le immagini in Figura 75. Da quest'ultima analisi non emerge una variazione della microstruttura legata alla posizione lungo l'altezza Z del campione.

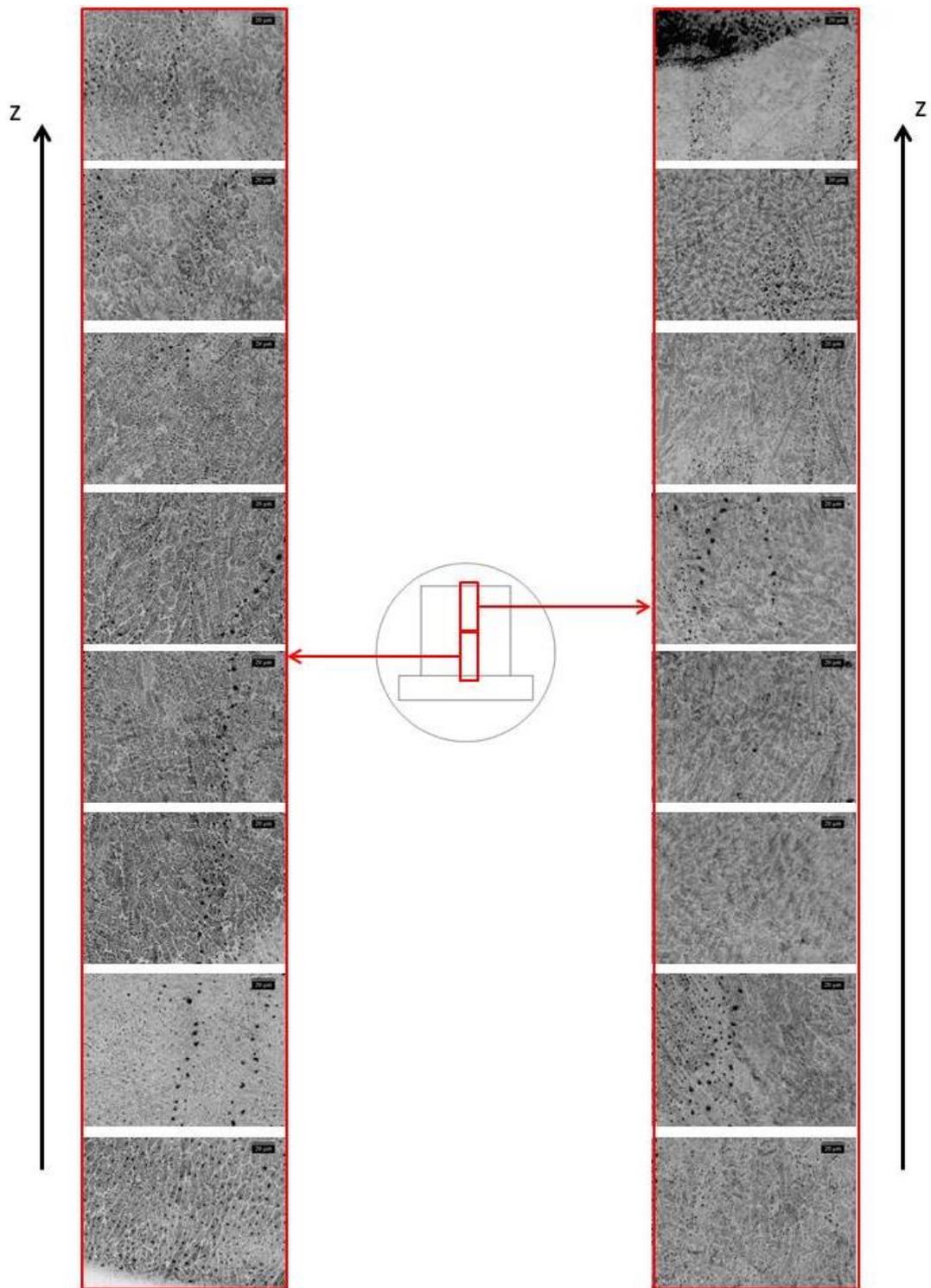


Figura 75: Immagini al microscopio ottico con ingrandimento 500x della microstruttura a diverse altezze del cubo prodotto su piastra fredda con potenza laser al 45 %, velocità di scansione al 57.1%, velocità del powder feeder al 69.2 %, z-step al 50 % e HD al 71.4 %

7 Conclusioni

Il presente lavoro di tesi ha riguardato l'analisi degli effetti dei parametri di processo della tecnologia DED sulle diverse caratteristiche dei campioni prodotti in acciaio H13 in due differenti condizioni, ovvero su piastra di deposizione fredda e su piastra di deposizione riscaldata a 180 °C.

Il lavoro è stato suddiviso in due parti, la prima ha riguardato l'analisi della polvere impiegata nel processo di costruzione, mentre la seconda l'analisi delle caratteristiche dei campioni realizzati. Sono stati esaminati dimensione, geometria, grado di difettosità, durezza e microstruttura dei tre tipi di campioni prodotti: SST, SL e cubi.

L'analisi della polvere è servita a verificare che fosse idonea a essere processata con la tecnologia DED e che non presentasse difettosità che avrebbero potuto influenzare la corretta realizzazione dei campioni.

Le analisi dei campioni prodotti hanno invece dimostrato che l'acciaio H13 risulta processabile tramite la tecnologia DED, ciò risulta principalmente evidente dalla morfologia dei SST e dal basso valore di porosità dei cubi.

Il riscaldamento della piastra di deposizione non sembra avere un effetto significativo sulla processabilità dell'acciaio H13, si nota solo un lieve miglioramento nella presenza di porosità all'interno dei cubi.

Le analisi di microdurezza hanno confermato che i campioni di H13 as built prodotti con la tecnologia DED sono caratterizzati da valori di durezza più elevati rispetto ai valori nominali di durezza dell'acciaio H13 processato con tecnologie tradizionali; inoltre i risultati ottenuti risultano essere in linea con quelli presenti in letteratura relativi alle tecnologie SLM e DED.

Le analisi microstrutturali condotte al microscopio ottico hanno evidenziato nei campioni di SST una microstruttura cellulare, mentre non si è rilevata la presenza di bainite. Nei cubi invece è stata osservata la presenza di una microstruttura cellulare con delle aree bainitiche caratterizzate da una grana maggiormente fine.

Dal confronto delle microstrutture presenti nei cubi prodotti su piastra fredda e su piastra riscaldata non sono emerse particolari differenze, se non nella zona di interfaccia con il substrato: i primi layer dei cubi prodotti su piastra riscaldata sembrano essere più chiari, evidentemente a causa di una diversa velocità di solidificazione.

Infine è stata anche verificata l'assenza di una variazione della microstruttura legata alla posizione lungo la verticale dei campioni.

A questo lavoro di tesi seguirà sicuramente una caratterizzazione delle proprietà meccaniche del materiale. Saranno realizzati alcuni provini con differente orientazione di costruzione in macchina, in modo tale da avere una caratterizzazione delle proprietà meccaniche lungo le diverse direzioni.

8 Bibliografia

- [1] INFN, “Che cos’è l’AM.” [Online]. Available: <http://diam.pd.infn.it/index.php/che-cos-e-l-am>.
- [2] T. Debroy *et al.*, “Progress in Materials Science Additive manufacturing of metallic components – Process , structure and properties,” vol. 92, pp. 112–224, 2018.
- [3] L. Iuliano, “Materiale didattico corso di ‘Tecniche di Fabbricazione Additiva,’” 2019.
- [4] F. Concli, “Quaderni di progettazione: la fabbricazione additiva (additive manufacturing) - parte I,” no. September, 2019.
- [5] C. S. Confindustria, “La manifattura additiva. aLcune valutazioni economiche con particolare riferimento all’industria italiana,” no. 4, pp. 1–24, 2014.
- [6] M. Attaran, “The rise of 3-D printing : The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing,” *Bus. Horiz.*, vol. 60, no. 5, pp. 677–688, 2017.
- [7] D. Brackett, I. Ashcroft, and R. Hague, “Topology optimization for Additive Manufacturing,” pp. 348–362, 2011.
- [8] I. Gibson and D. Rosen, *Additive Manufacturing Technologies*, Second. Springer.
- [9] E. Atzeni and A. Salmi, “Economics of additive manufacturing for end-usable metal parts,” pp. 1147–1155, 2012.
- [10] A. Gebhardt, “Understanding Additive Manufacturing,” *Carl Hanser Verlag GmbH Co. KG*, p. 173, 2011.
- [11] P. Fino, “Materiale didattico corso di ‘Materiali per la Fabbricazione Additiva.’” 2019.
- [12] C. Eschey, S. Lutzmann, and M. F. Zaeh, “Examination of the powder spreading effect in Electron Beam Melting (EBM),” pp. 308–319, 2009.
- [13] C. K. T. Scharowsky, A. Bauereiß, R.F. Singer, “Observation and numerical simulation of melt pool dynamic and beam powder interaction during selective electron beam melting,” 2012.
- [14] L. Xiang, W. Chengtao, Z. Wenguang, and L. Yuanchao, “Fabrication and compressive properties of Ti6Al4V implant with honeycomb-like structure for biomedical applications,” 2012.
- [15] T. Moritz and S. Maleksaeedi, *Additive manufacturing of ceramic components*.

Elsevier Inc., 2018.

- [16] W. E. Frazier, “Metal Additive Manufacturing : A Review” vol. 23, no. June, pp. 1917–1928, 2014.
- [17] S. M. Thompson, L. Bian, N. Shamsaei, and A. Yadollahi, “An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena , modeling and diagnostics,” *Addit. Manuf.*, vol. 8, pp. 36–62, 2015.
- [18] P. S. Korinko and S. H. Malene, “Considerations for the Weldability of Types 304L and 316L Stainless Steel,” vol. 1, no. August, pp. 61–68, 2001.
- [19] F. Bartolomeu *et al.*, “316L stainless steel mechanical and tribological behavior – a comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting,” *Addit. Manuf.*, no. 2010, 2017.
- [20] Didattica uniroma2, “Materiale didattico su Acciai,” pp. 1–67.
- [21] H. Yan, “Materials & Design Flow stress of AISI H13 die steel in hard machining,” vol. 28, pp. 272–277, 2007.
- [22] S. Zhang, T. C. Ding, and J. F. Li, “Microstructural alteration and microhardness at near-surface of AISI H13 steel by hard milling,” *Mach. Sci. Technol.*, no. November 2014, pp. 37–41.
- [23] D. Papageorgiou, C. Medrea, and N. Kyriakou, “Failure analysis of H13 working die used in plastic injection moulding,” *Eng. Fail. Anal.*, 2013.
- [24] L. Wu, T. Klaas, S. Leuders, F. Brenne, and T. Niendorf, “Additive manufacturing Impact of Process Conditions on the Properties of Additively Manufactured Tool Steel H13 processed by LBM Additive manufacturing,” pp. 12–19, 2018.
- [25] R. Cottam and J. Wang, “Characterization of microstructure and residual stress in a 3D H13 tool steel component produced by additive manufacturing,” 2014.
- [26] W. Hofmeister, M. Griffith, M. Ensz, and J. Smugeresky, “Solidification in Direct Metal Deposition by LENS Processing,” no. September, pp. 30–34, 2001.
- [27] P. J. Maziasz, E. A. Payzant, M. E. Schlienger, and K. M. Mchugh, “Residual stresses and microstructure of H13 steel formed by combining two different direct fabrication methods,” vol. 39, no. 10, pp. 1471–1476, 2008.
- [28] A. J. Pinkerton and L. Li, “Direct additive laser manufacturing using gas- and water-atomised H13 tool steel,” pp. 471–479, 2005.
- [29] J. S. Park, J. H. Park, M. Lee, J. H. Sung, K. J. Cha, and D. H. Kim, “Effect of Energy Input on the Characteristic of AISI H13 and D2 Tool Steels Deposited by

- a Directed Energy Deposition Process,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 47, no. 5, pp. 2529–2535, 2016.
- [30] G. Telasang, J. D. Majumdar, G. Padmanabham, M. Tak, and I. Manna, “Surface & Coatings Technology Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered AISI H13 tool steel,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 258, pp. 1108–1118, 2014.
- [31] “Labulk prodotti.” [Online]. Available: <http://www.labulk.com/astmb213-metal-powders-flow-rate-apparatus/>.
- [32] U. Attia, A. Fones, R. Trepleton, H. Hamilton, S. Davies, and D. Wimpenny, *HIPing of Pd-doped titanium components: A study of mechanical and corrosion properties*. 2014.
- [33] “Leica prodotti.” [Online]. Available: <https://www.leica-microsystems.com/products/>.
- [34] “Nanoscience prodotti.” [Online]. Available: <https://www.nanoscience.com/products/>.
- [35] D. K. Unruh and T. Z. Forbes, “X-ray Diffraction Techniques,” in *Analytical Geomicrobiology: A Handbook of Instrumental Techniques*, D. S. Alessi, H. Veeramani, and J. P. L. Kenney, Eds. Cambridge: Cambridge University Press, 2019, pp. 215–237.
- [36] FSG International, “Fiber Laser Jan 3 Fibermak Momentum SM 4000 3000 x 1500,” 2019. [Online]. Available: <http://www.fsg-international.com/cnc-shop-machine-tool-fiber-laserjan-3-fibermak-momentum-sm-40003000-x-1500.html>.
- [37] “Tecnolabor prodotti.” [Online]. Available: <http://www.tecnolabor.it/Prodotti.aspx>.
- [38] B. Almangour, D. Grzesiak, and J. Yang, “Nanocrystalline TiC-reinforced H13 steel matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting ☆,” *JMADE*, vol. 96, pp. 150–161, 2016.
- [39] M. Åsberg, G. . Fredriksson, S. Hatami, W. Fredriksson, and P. Krakhmalev, “Influence of post treatment on microstructure, porosity and mechanical properties of additive manufactured H13 tool steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, 2018.
- [40] E. Cyr, H. Asgari, S. Shamsdini, M. Purdy, K. Hosseinkhani, and M. Mohammadi, “Fracture behaviour of additively manufactured MS1-H13 hybrid hard steels,” *Mater. Lett.*, vol. 212, pp. 174–177, 2018.
- [41] R. Mertens, B. Vrancken, N. Holmstock, Y. Kinds, J. P. Kruth, and J. Van

- Humbeeck, "Influence of powder bed preheating on microstructure and mechanical properties of H13 tool steel SLM parts," vol. 83, pp. 882–890, 2016.
- [42] J. J. Yan *et al.*, "Selective laser melting of H13 : microstructure and residual stress," 2017.
- [43] A. Bohlen *et al.*, "ScienceDirect ScienceDirect Additive manufacturing of tool steel by laser metal France deposition A new methodology to analyze the functional physical architecture of existing products for an assembly oriented product family identification," *Procedia CIRP*, vol. 74, pp. 192–195, 2018.
- [44] F. Montevecchi, N. Grossi, H. Takagi, A. Scippa, H. Sasahara, and G. Campatelli, "Cutting forces analysis in additive manufactured AISI H13 alloy," vol. 46, pp. 476–479, 2016.
- [45] F. Legesse, S. Kapil, and K. P. Karunakaran, "Additive manufacturing of H13 tooling element with conformal cooling channel using MIG cladding Additive manufacturing of H13 tooling element with conformal cooling channel using MIG cladding Fisseha Legesse *, Sajan Kapil , Hari Vithasth," no. August 2019, 2018.
- [46] Z. Nie *et al.*, "Experimental Study and Modeling of H13 Steel Deposition Using Laser Hot - Wire Additive Manufacturing," *J. Mater. Process. Tech.*, 2016.