



**Politecnico  
di Torino**



**CIM**

**COMPETENZE PER  
INDUSTRIA E  
MANIFATTURA**

# Politecnico di Torino

Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica

Tesi di laurea

# Sviluppo e caratterizzazione della stampa multi-materiale mediante processo DED

**Relatore:**

Ing. Prof. Luca Iuliano

**Candidata:**

Simona Bardaro

**Tutor Aziendale:**

Dott.ssa Giulia Marchisio

A.A. 2025/2026



# Abstract

Con il continuo sviluppo delle tecniche di Fabbricazione Additiva, oggi è possibile produrre componenti con geometrie altamente complesse, prestazioni meccaniche migliorate e proprietà funzionali ottimizzate, nonché elevati livelli di personalizzazione, risultati difficilmente raggiungibili con i processi tradizionali.

Tra le varie tecnologie di AM, in particolare, la Deposizione di energia diretta (Directed Energy Deposition, DED), che consiste nella fusione controllata di polveri metalliche mediante un fascio laser, permette la realizzazione di componenti senza l'uso del letto di polvere. La natura del processo apre quindi nuove opportunità riguardo alla ricerca e allo sviluppo di materiali compositi e leghe multi-materiale create direttamente in macchina. Questo approccio consente di ottimizzare localmente le proprietà, sia strutturali che funzionali, adattandole a esigenze specifiche, ma anche di ridurre i processi di assemblaggio, diminuendo così i costi e i tempi produttivi.

Tali componenti ibridi sono impiegati per la produzione di soluzioni avanzate nei settori aerospaziale e automobilistico, ma trovano applicazione anche nell'industria energetica e per dispositivi biomedicali personalizzati.

L'obiettivo della tesi è investigare il potenziale della stampa multi-materiale mediante processo DED, analizzando da un lato gli aspetti progettuali, dall'altro le proprietà delle leghe impiegate e la loro interazione. A tal fine, dopo un'analisi preliminare volta all'individuazione di materiali metallurgicamente compatibili tra loro e con il processo DED, è stata selezionata la combinazione costituita dall'acciaio inox **AISI 316L** e la superlega a base nichel **Inconel 718**. Tale combinazione, oltre che per la compatibilità, è stata scelta anche per l'interesse applicativo in contesti industriali caratterizzati da elevate sollecitazioni termo-meccaniche.

Per ottenere un quadro completo dei diversi approcci alla progettazione multi-materiale, sono stati realizzati provini secondo differenti strategie di deposizione, comprendendo configurazioni a transizione netta, graduale, e campioni a monocomposizione mista. I provini sono stati successivamente caratterizzati mediante analisi dimensionale, di densità, durezza e infine analisi metallografica, al fine di valutare la qualità dei componenti, l'omogeneità delle proprietà meccaniche, e la risposta microstrutturale nelle diverse configurazioni.

Nei primi capitoli viene illustrato lo stato dell'arte relativo alla manifattura additiva e alla deposizione di energia diretta; successivamente la trattazione si concentra sulla stampa multi-materiale. Nel quarto capitolo vengono descritti i materiali, la strumentazione e la procedura sperimentale eseguita, per poi presentare nel capitolo successivo i risultati ottenuti e le relative osservazioni.

Il progetto di tesi è stato svolto in collaborazione con il centro **C.I.M. Competenze per Industria e Manifattura**, un centro di elevata specializzazione che si occupa di implementazione e potenziamento di tecnologie per l'industria 4.0. Qui è stato possibile effettuare le stampe mediante la macchina CNC per la tecnologia DED, e analizzare i provini in laboratorio.





# Indice

<b>1</b>	<b>Panoramica sull'Additive Manufacturing</b>	<b>1</b>
1.1	Cenni storici e sviluppo . . . . .	2
1.2	Il processo AM . . . . .	3
1.3	Tecniche di AM . . . . .	9
1.4	Vantaggi e svantaggi . . . . .	14
<b>2</b>	<b>La Direct Energy Deposition</b>	<b>18</b>
2.1	Applicazioni ed opportunità . . . . .	21
2.2	Processo e fenomeni fisici associati . . . . .	22
2.3	Parametri di processo e difetti . . . . .	25
2.4	Proprietà meccaniche . . . . .	26
2.5	Materiali per la DED . . . . .	28
<b>3</b>	<b>La stampa multi-materiale</b>	<b>30</b>
3.1	Tecniche di AM compatibili . . . . .	31
3.2	Approcci di progettazione . . . . .	32
3.3	Requisiti dei materiali . . . . .	34
3.4	Potenzialità applicative e benefici . . . . .	36

<b>4</b>	<b>Materiali e metodi</b>	<b>40</b>
4.1	Materiali di partenza . . . . .	40
4.2	Produzione dei provini e strumentazione utilizzata . . . . .	42
4.3	Procedura sperimentale . . . . .	52
4.3.1	Design of Experiment . . . . .	52
4.3.2	Prove di flusso . . . . .	54
4.3.3	Matrice di campioni monocomposizione . . . . .	58
4.3.4	Interfaccia netta . . . . .	61
4.3.5	Interfaccia con salto del 50% . . . . .	63
4.3.6	Interfaccia con salto del 20% e 10% . . . . .	66
<b>5</b>	<b>Analisi dei risultati</b>	<b>69</b>
5.1	Design of Experiment . . . . .	69
5.2	Matrice di campioni monocomposizione . . . . .	74
5.3	Interfaccia netta . . . . .	79
5.4	Interfaccia con salto del 50% . . . . .	83
5.5	Interfaccia con salto del 20%-10% . . . . .	88
<b>6</b>	<b>Conclusioni</b>	<b>93</b>
6.1	Sintesi dei risultati principali . . . . .	93
6.2	Limiti dello studio . . . . .	95
6.3	Possibili sviluppi futuri . . . . .	96

# Elenco delle tabelle

2.1	Classificazione dei processi DED in base al materiale di apporto. . . .	19
2.2	Classificazione dei processi DED in base alla sorgente di energia. . . .	19
2.3	Classificazione dei processi DED in base alla modalità di alimentazione.	20
2.4	Materiali comunemente e potenzialmente utilizzati nel processo DED, caratteristiche e applicazioni. . . . .	28
3.1	Principali combinazioni di materiali nella stampa multi-materiale via Directed Energy Deposition, tipologia e vantaggi [24]. . . . .	37
4.1	Polveri utilizzate nello studio: dimensioni e composizione (wt.%). . .	41
4.2	Parametri di processo ottimali per i materiali considerati. . . . .	59
5.1	Confronto tra altezze nominali ed effettive dei provini. . . . .	88

# Elenco delle figure

1.1	Evoluzione dell'AM [5]. . . . .	3
1.2	Ciclo della FA. . . . .	3
1.3	da CAD a STL [2]. . . . .	4
1.4	Supporto per angolo acuto [5]. . . . .	5
1.5	Supporto per foro verticale [5]. . . . .	5
1.6	Supporto per parete a sbalzo [5]. . . . .	6
1.7	Ponti con e senza supporto [7]. . . . .	6
1.8	Influenza dell'orientamento sui supporti [5]. . . . .	7
1.9	Slicing costante e adattivo [5]. . . . .	7
1.10	Classificazione delle tecnologie di AM [8]. . . . .	9
1.11	Vat Photopolymerization [9]. . . . .	10
1.12	Material Extrusion [9]. . . . .	11
1.13	Material Jetting [9]. . . . .	11
1.14	Binder Jetting [9]. . . . .	12
1.15	Powder Bed Fusion [9]. . . . .	13
1.16	Sheet Lamination [9]. . . . .	14
2.1	DED con filo e con polvere metallica [12]. . . . .	19
2.2	Metodologie di alimentazione nei processi DED [12]. . . . .	20
2.3	Lame Previero [14]. . . . .	21

2.4	Ugello su larga scala realizzato per applicazioni aerospaziali. Ripubblicato da [15] , con il permesso della NASA. . . . .	22
2.5	Rappresentazione schematica della generazione del meltpool [16]. . . . .	23
2.6	Schema dei cicli termici di tre strati successivi durante il processo DED, e relative temperature di picco [11]. . . . .	24
2.7	Principali meccanismi e parametri che descrivono la fisica del processo DED [18]. . . . .	24
2.8	Effetto della LED sulla morfologia del cordone: vista trasversale e dall'alto [19]. . . . .	25
2.9	Rappresentazione schematica di, <b>a)</b> pori da lack of fusion, <b>b)</b> pori da keyholing, <b>c)</b> rappresentazione dei tipi di porosità in funzione della densità di energia globale [11]. . . . .	26
2.10	Finestre di processo ottimali per diversi tipi di materiali [11]. . . . .	29
3.1	Strategie comuni per la fabbricazione multi-materiale con tecnologia DED [24]. . . . .	32
3.2	Flowchart per la ricerca di materiali e strumenti per la stampa multi-materiale proposta da Wargnier et al. [25]. . . . .	33
3.3	Rappresentazione grafica dello stato attuale delle ricerche condotte su strutture bimetalliche e FGM realizzati mediante DED [24]. . . . .	36
3.4	Ugello di combustione a 3 tonnellate destinato alle prove di verifica di un sistema di propulsione, realizzato con struttura bimetallica [27]. . . . .	38
3.5	Valvola bimateriale [27]. . . . .	38
3.6	Paletta di turbina riparata tramite DED [28]. . . . .	39
3.7	Protesi d'anca in Ti-6Al-4V con coating in CPTi [27]. . . . .	39
4.1	Esempio di alcune righe di G-code. . . . .	42
4.2	Preparazione e alimentazione delle polveri metalliche: (a) forno per l'essiccazione delle polveri [39]; (b) powder feeder GTV utilizzato per l'alimentazione del materiale [38]. . . . .	43
4.3	Sistema LaserDyne® 811 per Direct Energy Deposition [41]. . . . .	44
4.4	Provini stampati sulla piastra di deposizione. . . . .	44

4.5	Taglio dei provini: (a) sistema E-cut per la separazione dei campioni [42]; (b) provini ricavati dalla piastra dopo l'operazione di taglio. . . .	45
4.6	Macchina lucidatrice utilizzata [43]. . . . .	46
4.7	Prova di durezza: (a) durometro utilizzato per la caratterizzazione meccanica dei campioni [44]; (b) esecuzione della prova sul provino metallico. . . . .	47
4.8	Provini sezionati, inglobati e lucidati. . . . .	49
4.9	Microscopio ottico utilizzato per l'analisi microstrutturale [45] . . . .	49
4.10	Analisi della porosità su sezione metallografica: (a) immagine originale acquisita al microscopio ottico; (b) immagine elaborata mediante ImageJ con individuazione e segmentazione dei pori evidenziati in rosso.	50
4.11	Risultato dell'attacco acido su un provino in acciaio osservato sulla sezione x-z. . . . .	51
4.12	Impostazione dei due DOE. . . . .	52
4.13	Dati stampa generici. . . . .	53
4.14	Risultati prove di flusso acciaio 316L. . . . .	55
4.15	Risultati prove di flusso Inconel 718. . . . .	55
4.16	Coefficienti delle regressioni lineari per 316L e IN718. . . . .	56
4.17	Rappresentazione grafica delle regressioni lineari per 316L e IN718. . .	56
4.18	Tabella di conversione tra percentuale in peso, portata in massa e rpm.	57
4.19	Rappresentazione schematica della matrice, dove A corrisponde all'acciaio, B corrisponde all'Inconel. . . . .	58
4.20	Valori relativi di portata in massa e parametri di processo per ciascun provino . . . . .	59
4.21	Configurazione del sistema di alimentazione multi-materiale. . . . .	60
4.22	Dettaglio del giunto a Y. . . . .	60
4.23	Rappresentazione grafica delle composizioni dei provini . . . . .	61
4.24	Parametri di processo della prova. . . . .	61
4.25	Sequenza di costruzione dei provini con transizione netta di materiale.	62

4.26	Rappresentazione grafica delle composizioni dei provini. . . . .	63
4.27	Rappresentazione grafica dei parametri di processo relativi dei provini.	64
4.28	Parametri di processo della prova. . . . .	64
4.29	Rappresentazione della sequenza di stampa. . . . .	65
4.30	Rappresentazione grafica dei provini stampati. . . . .	67
4.31	Parametri di processo utilizzati per la stampa. . . . .	67
5.1	Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di porosità per il DOE sull'acciaio. . . . .	70
5.2	Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di porosità per il DOE sull'Inconel. . . . .	71
5.3	Confronto tra la porosità del 316L e dell'IN718 in sezione x-z a basso ingrandimento (zoom 5×). . . . .	72
5.4	Attacco chimico su sez. x-z del provino in 316L (zoom 5×). . . . .	72
5.5	Attacco chimico su sez. x-z del provino in IN718 (zoom 5×). . . . .	73
5.6	Attacco chimico su sez. x-z del provino in 316L (zoom 20×-50×). . . . .	73
5.7	Attacco chimico su sez. x-z del provino in IN718 (zoom 20×-50×). . . . .	73
5.8	Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di porosità. . . . .	74
5.9	Andamento della durezza in funzione del numero di provino. Il provino 0 è costituito esclusivamente da acciaio, mentre il 10 esclusivamente da Inconel. . . . .	75
5.10	Andamento della densità in funzione del numero di provino. Il provino 0 è costituito esclusivamente da acciaio, mentre il 10 esclusivamente da Inconel. . . . .	75
5.11	Esempi di cricche presenti nei provini 1,2 e 3(zoom 5×). . . . .	76
5.12	Schema illustrativo del fenomeno di hot cracking durante il processo DED [47]. . . . .	77
5.13	Diagramma di stato Fe-Ni [48]. . . . .	77
5.14	Esempi di attacco chimico sulle cricche presenti nei provini 1,2 e 3(sez. x-z). . . . .	78

5.15	Provini stampati: 1-3 con Inconel su acciaio; 4-6 con acciaio su Inconel.	79
5.16	Variazione di durezza HRB nei provini a transizione netta tra la faccia inferiore e superiore. . . . .	80
5.17	Variazione di durezza HRB nei provini a transizione netta lungo la direzione di crescita . . . . .	81
5.18	Micrografie della configurazione a transizione netta (sez.x-z, zoom 5×): (a-b) interfaccia prima dell'attacco acido; (c-d) interfaccia dopo attacco acido. . . . .	82
5.19	Provini stampati con struttura a gradiente, con salto del 50%. . . . .	83
5.20	Valori di durezza HRB nelle facce inferiori e superiori dei provini (salto 50%), confrontati con i risultati precedenti (transizione netta). . . . .	84
5.21	Variazione di durezza HRB nei provini a transizione con salto del 50% lungo la direzione di crescita. . . . .	85
5.22	Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di porosità. . . . .	85
5.23	Presenza di fenomeni di <i>lack of fusion</i> nei primi strati di acciaio nei provini 2 e 3 (sezione x-z, zoom 5×). . . . .	86
5.24	Attacco chimico su interfaccia superiore e inferiore del provino 3 (sez. x-z, zoom 5×). . . . .	87
5.25	Attacco chimico su interfaccia superiore e inferiore del provino 5 (sez. x-z, zoom 5×). . . . .	87
5.26	Confronto della durezza nelle facce inferiori e superiori dei provini al variare del salto compositivo. . . . .	88
5.27	Andamento della durezza nelle facce superiori e inferiori al variare del salto compositivo. . . . .	89
5.28	Andamento della durezza lungo la direzione di crescita dei provini. . . . .	90
5.29	Provino 1 inglobato e lucidato, con cricche a caldo nella regione inferiore.	91
5.30	Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di densità. . . . .	91
5.31	Micrografia ricostituita mediante tecnica di stitching della sez. x-z dei provini 1 e 2 dopo attacco chimico. . . . .	92
5.32	Micrografia ricostituita mediante tecnica di stitching della sez. x-z dei provini 3 e 4 dopo attacco chimico. . . . .	92

# Capitolo 1

## Panoramica sull'Additive Manufacturing

L'Additive Manufacturing (AM), o Fabbricazione Additiva (FA) è un insieme di tecnologie produttive che consentono la realizzazione di oggetti tridimensionali grazie alla deposizione di strati di materiale successivi, secondo un modello digitale. A differenza delle tecnologie tradizionali, che si basano sulla sottrazione di materiale da un blocco di partenza, l'AM si fonda sul principio opposto, ovvero l'aggiunta di materiale solo dove necessario. Tale approccio consente di ridurre al minimo gli sprechi, ottimizzare l'uso delle risorse, e di eliminare, in molti casi, la necessità di stampi o utensili specifici.

Secondo quanto riportato dall'ASTM International nel 2012, la Fabbricazione Additiva viene definita come:

*“The process of joining materials to make objects from 3D model data, usually layer upon layer, as opposed to subtractive manufacturing methodologies”* (Il processo di unione dei materiali per creare oggetti a partire da un modello 3D, generalmente strato dopo strato, in contrapposizione alle tecnologie di produzione sottrattiva) [1]

.

Questa tecnica conferisce una nuova libertà progettuale, permettendo la realizzazione di geometrie complesse ed ottimizzate che sarebbero altrimenti impossibili da ottenere con le lavorazioni convenzionali. Il suo impatto all'interno del paradigma dell'Industria 4.0 non è solo economico, ma comporta profondi cambiamenti progettuali, operativi ed industriali; di conseguenza, la fabbricazione additiva rappresenta uno dei pilastri dell'attuale rivoluzione digitale [2].

Le applicazioni della FA sono numerose e in continua crescita. I principali settori di impiego sono:

- Aerospaziale: per produrre componenti metallici leggeri ma resistenti e dalle geometrie complesse, come palette di turbine;
- Automobilistico: sia per prototipi sia per parti strutturali alleggerite;
- Biomedico: per protesi e impianti personalizzati con strutture porose che replicano la struttura dell'osso umano.

Oltre a questi ambiti, la tecnologia additiva trova applicazione anche nei settori architettonico, energetico, moda e design industriale, offrendo soluzioni innovative e sostenibili [3].

## 1.1 Cenni storici e sviluppo

Le origini della Fabbricazione Additiva possono essere ricondotte agli anni '80, periodo in cui si inizia a studiare l'idea di produrre oggetti tridimensionali depositando il materiale strato su strato. Nel 1984, l'ingegnere statunitense Chuck Hull ottiene il brevetto per la stereolitografia (SLA), una tecnologia che crea oggetti solidificando strati di resina liquida tramite luce UV, e fonda la società 3D Systems, dando così avvio alla commercializzazione del primo prodotto SLA nel 1988 [4]. Contemporaneamente, si affermano altre tecnologie come la *Selective Laser Sintering (SLS)*, e la *Fused Deposition Modeling (FDM)*.

Negli anni '90 la tecnologia si afferma come realtà commerciale, assumendo il nome di Prototipazione Rapida, in quanto l'applicazione riguarda prevalentemente modelli e prototipi funzionali, utili alla progettazione, alla validazione dei concept e alla comunicazione dei progetti, utilizzando esclusivamente polimeri e non materiali definitivi [5].

Nel frattempo, la tecnologia additiva prende piede anche come supporto alle lavorazioni tradizionali: si parla infatti di *Rapid Casting* e *Rapid Tooling*, cioè rispettivamente la produzione di anime per fonderia e inserti per stampi mediante FA.

Si dovrà attendere fino agli anni 2000 per produrre componenti definitivi, consolidando così la rilevanza della tecnologia non solo in fase di progettazione, ma anche nella produzione diretta. Da quel momento in poi l'Additive Manufacturing va incontro ad una rapida diffusione industriale, testimone una crescita significativa di macchine installate nel mondo. Si stimano infatti più di 50.000 macchine, di cui 543 (nel 2014) dedicate alla produzione dei metalli. Questo evidenzia non solo l'affermarsi della

tecnologia sul mercato mondiale, ma anche la capacità di adattarsi a scopi diversi e esigenze personalizzate.[5]

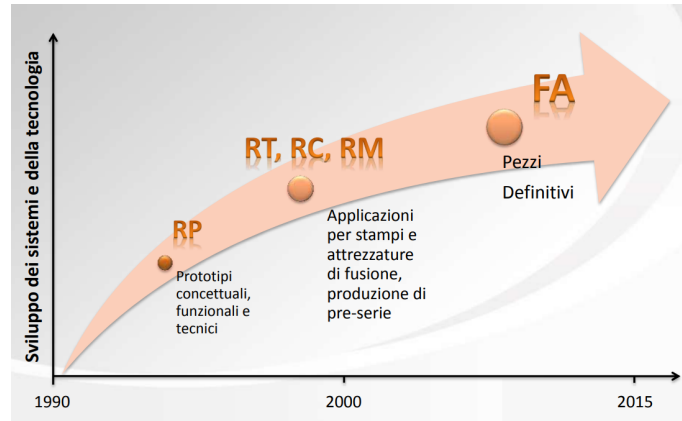


Figura 1.1: Evoluzione dell'AM [5].

Ad oggi la Manifattura Additiva è una tecnologia matura ma al contempo in continua evoluzione, rappresentando un elemento chiave nell'ambito dell'industria 4.0

## 1.2 Il processo AM

Il ciclo della Fabbricazione additiva prevede gli step mostrati in figura 1.2.

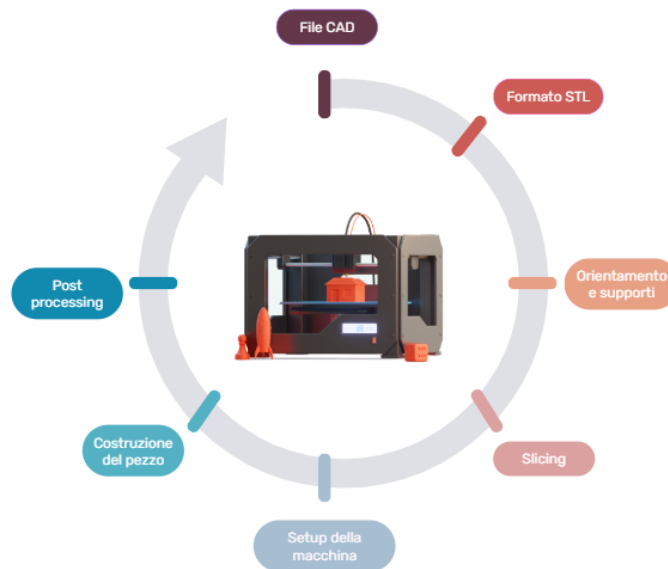


Figura 1.2: Ciclo della FA.

## 1. Il file CAD

Il primissimo step di qualsiasi processo di AM è sempre la creazione del modello CAD (*Computer Aided Design*), che contiene tutte le informazioni relative alla geometria del componente. Il modello può essere realizzato mediante diversi software di modellazione, come *Solidworks*, *Fusion360* o altri.

## 2. Il formato STL

Il modello CAD viene convertito nel formato STL (*Standard Triangulation Language*), che rappresenta il formato standard per trasferire i modelli alle stampanti. Quest'ultimo tratta modelli di tipo *Shell*, ovvero "superficie" cioè vuoti all'interno. Ogni superficie viene approssimata attraverso triangoli in modo non uniforme: sulle superfici piane si utilizzano pochi triangoli di dimensioni maggiori, mentre in corrispondenza di geometrie complesse o di spigoli, la triangolazione si infittisce. [6]

Questa scelta consente di ridurre la dimensione del file STL senza compromettere la precisione. Sappiamo, infatti, che i triangoli non riproducono fedelmente le superfici curve, e, per quanto piccoli, possono introdurre errori dimensionali e discrepanze con il modello digitale.



**Figura 1.3:** da CAD a STL [2].

Durante la generazione dell'STL possono insorgere alcuni problemi, quali intersezioni o spazi vuoti tra triangoli, normali invertite, o presenza di muri interni non desiderati, ma esistono software che offrono strumenti di diagnostica in grado di individuare gli errori e correggerli automaticamente [6].

### 3. Orientamento e generazione supporti

Essendo l'AM un processo additivo, quando si progettano geometrie complesse, quali superfici a sbalzo, sporgenze o cavità, è necessario che queste crescano su un sostegno, che funga da base di appoggio per la crescita di materiale. Tali strutture sono appunto i supporti: senza di essi, le superfici critiche risulterebbero soggette a deformazioni, cedimenti e difetti estetici, compromettendo anche le proprietà meccaniche e le tolleranze dimensionali.

I supporti hanno anche altre funzioni:

- ancorare il pezzo alla piattaforma di lavoro;
- proteggere le pareti laterali da situazioni che possono compromettere il componente;
- dissipare le tensioni residue generate dai rapidi cicli di fusione e solidificazione del materiale.

Nello specifico, i supporti vanno inseriti nei seguenti casi:

- Angoli acuti: quando l'angolo formato tra la superficie e la piattaforma è minore di  $45^\circ$ ;

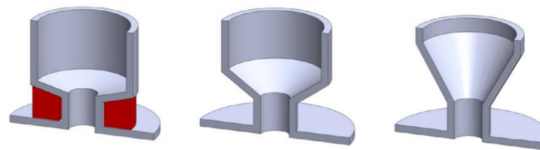


Figura 1.4: Supporto per angolo acuto [5].

- Fori verticali: i fori con diametro maggiore di 8mm vanno supportati o, in alternativa, vanno riprogettati in modo da avere la parte superiore del foro inclinata a  $45^\circ$ ;

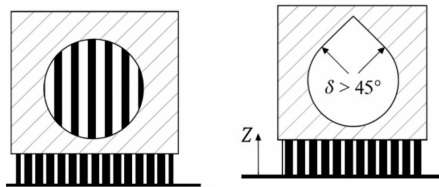
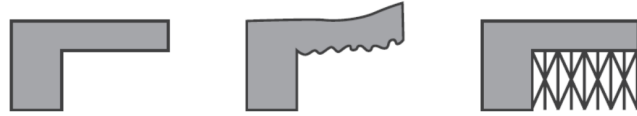


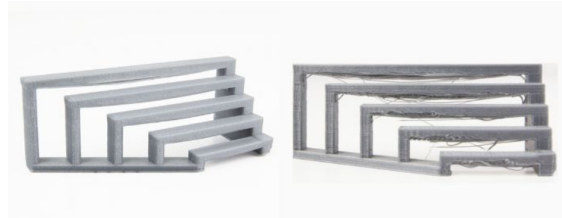
Figura 1.5: Supporto per foro verticale [5].

- Sporgenze: qualsiasi sporgenza superiore a 1mm ha bisogno di crescere su un supporto;



**Figura 1.6:** Supporto per parete a sbalzo [5].

- Ponti: tutte le strutture a ponte devono essere supportate oltre una certa lunghezza (che dipende dal materiale), altrimenti saranno soggette a deformazione durante la costruzione;



**Figura 1.7:** Ponti con e senza supporto [7].

- Pareti sottili: se lo spessore è ridotto, le pareti tendono a deformarsi; vanno perciò ancorate a pareti supportanti dedicate.

Le strutture supportanti possono essere aggiunte manualmente o con l'ausilio di un software, e sono generalmente dello stesso materiale del componente.

Il numero e la tipologia di supporti sono determinati anche da un'altro fattore, che è l'orientamento del componente. Questo parametro, di natura strategica, impatta non solo sul numero di strutture di supporto, ma anche sulla qualità finale del pezzo, sui tempi di produzione e sulle proprietà meccaniche.

Ad esempio, posizionare la dimensione più corta lungo l'asse  $Z$  consente di ridurre il numero complessivo di strati da depositare, diminuendo così i tempi di fabbricazione. Inoltre, il componente presenta resistenza meccanica differente lungo l'asse verticale, rispetto a quella sul piano  $XY$ , quindi è opportuno orientare il pezzo tenendo conto di questo aspetto.

Dal punto di vista della finitura superficiale, invece, l'orientamento svolge un ruolo determinante soprattutto nel caso di superfici curve orientate perpendicolarmente all'asse  $Z$ , situazione in cui potrebbe verificarsi l'effetto *Stair-step*. Il progettista, nell'orientare il pezzo, deve saper trovare un compromesso tra numero di supporti, tempi di costruzione e qualità superficiale [5].

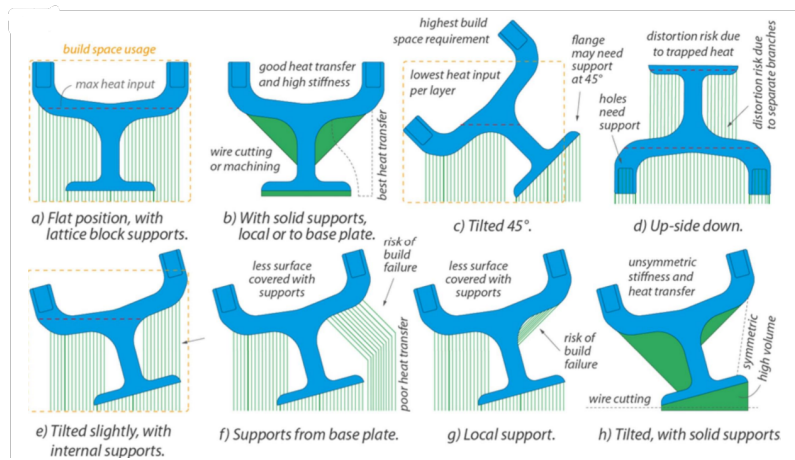


Figura 1.8: Influenza dell'orientamento sui supporti [5].

#### 4. Lo Slicing

Prima di stampare il pezzo, è necessario suddividerlo in più strati. Questo passaggio è chiamato *Slicing*, ovvero la sezione del file STL in piani paralleli al piano XY, di spessore  $\Delta z$ . Lo spessore dello strato dipende dalla tecnologia AM impiegata, dal materiale in uso, dalla finitura superficiale desiderata, e da requisiti di produttività. Uno spessore minore permette di ottenere migliore qualità superficiale, ma a discapito dei tempi di stampa; viceversa più lo spessore è grande più la stampa sarà veloce ma di qualità inferiore.

Per conciliare i due aspetti, si può ricorrere allo slicing adattivo, grazie al quale si modula automaticamente lo spessore in base alla geometria del componente. Tuttavia questo metodo è poco utilizzato in quanto difficile da implementare nella maggior parte delle macchine AM, quindi è largamente più diffuso lo slicing a spessore costante.

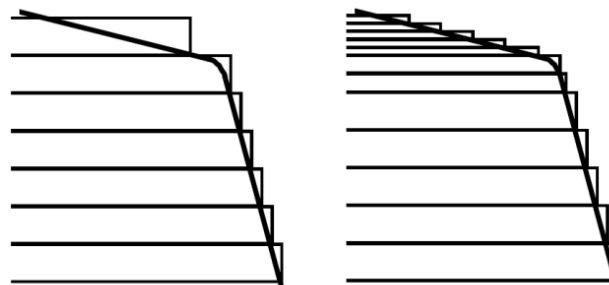


Figura 1.9: Slicing costante e adattivo [5].

## 5. Setup della macchina

Prima di procedere con la stampa è essenziale preparare la macchina. In primo luogo, il modello digitale deve essere elaborato tramite software CAM o di slicing, che lo converte in un formato comprensibile dalla macchina. Successivamente, è necessario posizionare correttamente la piattaforma (e il letto di polvere nelle tecnologie che lo richiedono), e fissarla assicurando stabilità.

Parallelamente, si procede con l'inserimento del materiale da utilizzare, che può presentarsi come polvere di diverse dimensioni, o sotto forma di filo. Un setup accurato è il primo requisito per garantire la corretta esecuzione del processo.

## 6. Costruzione del pezzo

Una volta eseguiti i passaggi precedenti, è possibile avviare la stampa effettiva. Sebbene la costruzione effettiva avvenga in modo prevalentemente automatico, e le macchine siano dotate di sistemi di sicurezza integrati, è raccomandata la supervisione dell'operatore per monitorare il corretto funzionamento e intervenire in caso di anomalie.

In alcuni casi, si inseriscono all'interno del G-Code degli *optional stop*, utili per effettuare controlli intermedi o operazioni di manutenzione.

Al termine del *build*, si rimuove il pezzo dalla piattaforma, ed eventualmente, nelle tecnologie a polvere, si elimina la polvere in eccesso.

## 7. Post processing

Spesso i componenti prodotti per Additive hanno bisogno di ulteriori lavorazioni: per prima cosa, nel caso di processi che prevedono l'utilizzo di polvere, è necessario rimuovere la polvere in eccesso con l'operazione di sabbiatura, al fine di prevenire difetti estetici; successivamente, si rimuovono i supporti.

Dopo aver completato questi passaggi preliminari, si possono eseguire operazioni di post-processing come trattamenti termici o lavorazioni meccaniche. Queste operazioni hanno principalmente l'obiettivo di compensare i limiti intrinseci dell'Additive Manufacturing. Nello specifico, i trattamenti termici aiutano a ridurre le tensioni residue, e le lavorazioni meccaniche vengono impiegate per aumentare la precisione geometrica e la qualità superficiale.

### 1.3 Tecniche di AM

Attualmente, la Fabbricazione Additiva comprende una vasta gamma di approcci tecnologici, il che ha reso necessario introdurre una classificazione al fine di facilitare la comprensione. In Figura 1.10 è riportato uno schema della classificazione proposta dalla ASTM nel 2012, che suddivide la produzione additiva in 7 categorie.

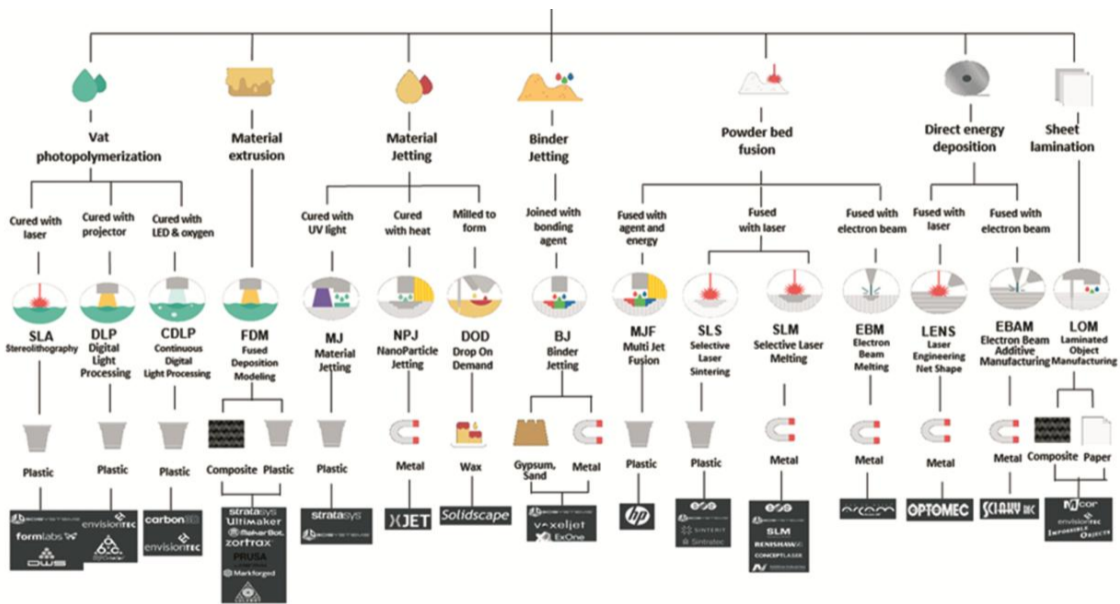


Figura 1.10: Classificazione delle tecnologie di AM [8].

Il presente paragrafo si propone di fornire una panoramica concisa sulle tecniche sopra riportate, ad esclusione della DED, che sarà trattata nel capitolo seguente.

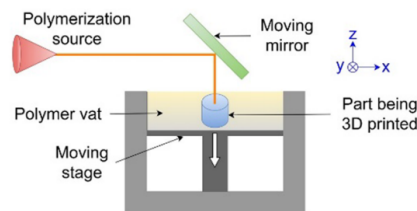
## 1. Vat Photopolymerization

La fotopolimerizzazione in vasca (*Vat Photopolymerization*, VPP) si basa sulla solidificazione di resine fotosensibili tramite sorgenti luminose. La resina, contenuta in una vasca, viene riscaldata per irraggiamento da un laser o un raggio UV, facendo avvenire una reazione chimica a catena detta fotopolimerizzazione. L'operazione viene ripetuta strato dopo strato, abbassando di volta in volta la piattaforma in modo tale che la resina liquida possa coprire nuovamente la superficie.

Il termine Vat Photopolymerization, racchiude al suo interno diverse sottotecnologie, tra cui la *Stereolitografia* (SLA), la *Digital Light Processing* (DLP), e la *Continuous Digital Light Processing* (CDLP).

La SLA prevede l'utilizzo di un raggio laser con solidificazione punto per punto; è quindi una tecnica precisa ma lenta. La DLP utilizza un proiettore digitale per polimerizzare l'intero strato di resina con una sola esposizione, riducendo i tempi di produzione rispetto alla SLA, ma riducendo leggermente la qualità. L'evoluzione del DLP è rappresentata dalla tecnica CDLP, tramite la quale si mantiene la solidificazione simultanea dello strato, ma si cerca di migliorare ulteriormente la velocità di produzione senza compromettere la qualità superficiale.

Ad oggi la VPP è utilizzata principalmente per la produzione di componenti ad alta precisione con superfici lisce, per esempio protesi dentali, prototipi funzionali o apparecchi biomedicali [6].

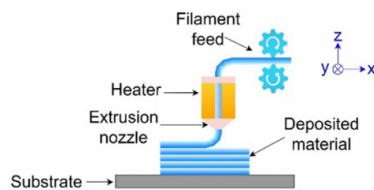


**Figura 1.11:** Vat Photopolymerization [9].

- 2. Material Extrusion** L'estrusione a filo (*Fused Filament Fabrication*, FFF) è attualmente una delle tecniche più diffuse e consolidate, grazie alla sua semplicità, alla versatilità e ai costi contenuti. In questa tecnica, il materiale di partenza, generalmente un filamento termoplastico, viene estruso attraverso un ugello riscaldato, che lo deposita strato dopo strato secondo le istruzioni del modello CAD, costruendo così il pezzo in altezza.

Gli svantaggi dell'estrusione a filo sono sicuramente la lentezza del processo e le scarse proprietà meccaniche, caratteristiche che non la rendono una tecnica idonea per componenti strutturali o ad elevate sollecitazioni meccaniche.

Studi recenti hanno esteso l'utilizzo della FDM anche ad altri materiali come compositi o metalli, ampliando il campo applicativo. Oggi la tecnologia trova impiego nella prototipazione rapida, nella produzione di componenti (non strutturali) di piccole dimensioni ed altamente personalizzati, è utilizzata inoltre per produrre protesi e modelli anatomici, ed infine sta acquisendo crescente rilevanza nel mondo del design e della moda [6].

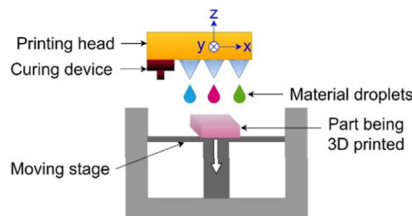


**Figura 1.12:** Material Extrusion [9].

### 3. Material Jetting

Il *Material Jetting* (MJ) appartiene alla categoria di tecniche di FA in cui il materiale viene depositato sulla piattaforma di costruzione sottoforma di goccioline, che una volta rilasciate solidificano per fotopolimerizzazione o per essiccazione. Come negli altri processi, una volta solidificate le gocce dello strato, la piattaforma si abbassa e si passa allo strato successivo.

Con la MJ vi è la possibilità di realizzare oggetti colorati e con superfici lisce, rendendo tale tecnica particolarmente indicata per la prototipazione e produzione di modelli estetici ma funzionali. La precisione cromatica, però, risulta limitata, e la distanza tra gocce (*drop spacing*) potrebbe non essere ottimale, causando irregolarità come accumuli o vuoti.



**Figura 1.13:** Material Jetting [9].

Tra le varianti più diffuse si annoverano la tecnologia *Drop On Demand* (DOD) e la *Polyjet Printing*. La prima utilizza una testina a getto per erogare gocce di materiale che solidificano spontaneamente, ed è ideale per pezzi piccoli e complessi, come modelli a perdere per microfusione; la seconda, invece, deposita fotopolimeri liquidi tramite una testina multi-ugello. Il materiale solidifica tramite lampada UV. Quest'ultima consente anche di combinare materiali differenti nello stesso oggetto, rendendola adatta alla prototipazione avanzata e alla produzione di componenti multi-materiale [6, 5].

#### 4. Binder Jetting

il *Binder Jetting* (BJ) è una tecnologia di AM che non si basa sulla fusione di materiale, in quanto non richiede alcuna sorgente di calore durante la costruzione del pezzo. Ciò che invece accade è l'interazione tra la polvere che costituisce il materiale di base, e un legante (*binder*) in forma liquida, il quale agisce come collante tra le particelle di polvere.

Il processo prevede la stesura di un sottile strato di polvere tramite una *recoater blade*, seguita dalla deposizione selettiva del legante tramite una testina che si muove sul piano XY, in accordo con la geometria del componente. Terminata la deposizione del legante il processo si ripete sullo strato successivo, dopo la discesa della piattaforma di una quota pari all'altezza del layer.

Il processo si distingue per la sua semplicità, velocità, convenienza economica e versatilità, data dalla possibilità di processare un'ampia gamma di materiali, tra ceramici, polimeri, metalli e compositi. Inoltre, grazie alla testina multi-ugello, anche in questo caso è possibile realizzare componenti multi-colore.

Nonostante i numerosi vantaggi, il BJ presenta alcune limitazioni legate alla porosità residua, al ritiro dimensionale e alla scarsa resistenza meccanica dei componenti, che possono essere mitigate con opportuni post trattamenti come la sinterizzazione o l'infiltrazione [6].

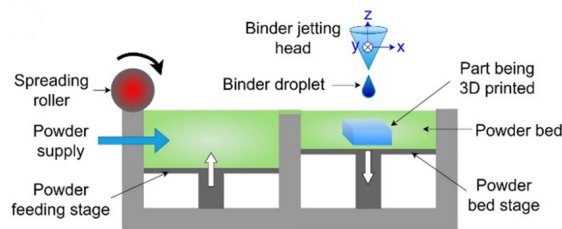
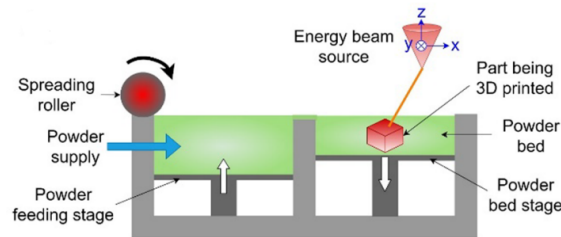


Figura 1.14: Binder Jetting [9].

## 5. Powder Bed Fusion

Le tecniche di fusione a letto di polvere (*Powder Bed Fusion*, PBF), sono tra le più avanzate e consolidate nell'ambito dell'AM. Queste tecnologie sono caratterizzate dall'impiego di una sorgente di calore, per fondere selettivamente strati di polvere.



**Figura 1.15:** Powder Bed Fusion [9].

Esistono diverse varianti, che si differenziano in base alla tipologia di sorgente. Le principali sono:

- *Laser Powder Bed Fusion* (LPBF): utilizza un laser ad alta potenza che opera in atmosfera inerte; permette di ottenere componenti ad alta densità e rugosità minime ma è un processo piuttosto lento e, a causa dei continui gradienti di temperatura, provoca forti tensioni residue;
- *Electron Beam Melting* (EBM): in questo caso la sorgente è rappresentata da un fascio elettronico, e richiede un ambiente sotto vuoto; il processo è più veloce dell'LPBF e, svolgendosi ad alta temperatura, comporta meno gradienti, ma la qualità superficiale risulta essere minore;
- *Multijet Fusion* (MJF): questa tecnologia, a differenza delle due sopra citate, utilizza materiali polimerici. Il processo prevede la stesura di uno strato di polvere, e successivamente l'iniezione di due agenti liquidi: l'agente di fusione, che abbassa localmente la temperatura di fusione della polvere, e l'agente di dettaglio, che invece la aumenta nelle zone di contorno per definire meglio la geometria. La sorgente, in questo caso a infrarossi, attraversa uniformemente tutto lo strato, ma la coesione del materiale si verifica solo nelle aree trattate con l'agente di fusione. La MJF non richiede supporti e la polvere può essere riciclata; tuttavia, i pezzi prodotti sono di colore nero a causa dell'agente di fusione [5].

La tecnologia PBF, grazie alla sua capacità di produrre componenti altamente precisi, complessi, e con elevate prestazioni meccaniche, è ampiamente utilizzata nel settore aerospaziale e automotive, per componenti definitivi [6].

6. **Sheet Lamination** Questa tecnologia consiste nella laminazione strato per strato di fogli di materiale, fino a comporre oggetti tridimensionali. I fogli, in carta, polimero o metallo, vengono srotolati da una bobina di alimentazione e posizionati sulla piattaforma. L'adesione tra strati avviene mediante calore e pressione, mentre il taglio dei fogli è eseguito da un laser o una lama, secondo le istruzioni del CAD.

Il componente generalmente è poi sottoposto a trattamenti termici per migliorare la finitura e le proprietà meccaniche, entrambe ridotte. A causa di queste limitazioni, ad oggi la *Sheet Lamination* non è particolarmente diffusa, ma viene utilizzata per prototipi concettuali o funzionali. Un vantaggio di tale tecnica, è però quello di poter creare componenti multi-materiale sovrapponendo fogli differenti [6].

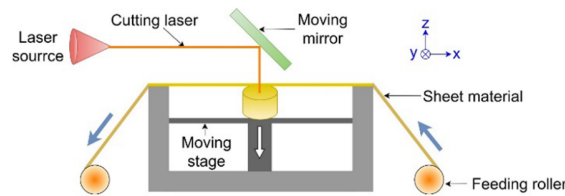


Figura 1.16: Sheet Lamination [9].

## 1.4 Vantaggi e svantaggi

La Fabbricazione Additiva sta cambiando radicalmente l'approccio alla produzione industriale [2], e questo grazie ai numerosi benefici che presenta rispetto alle lavorazioni convenzionali. I principali vantaggi della FA possono essere raggruppati in tre categorie, quali vantaggi di prodotto, di processo, ed economici. [5]

### Vantaggi di prodotto

- Geometrie complesse: grazie all'addizione di materiale strato su strato, è possibile realizzare forme complesse e intricate che sarebbero difficilmente ottenibili mediante metodi tradizionali;
- Strutture ottimizzate: i componenti possono essere progettati in modo da risultare resistenti e al contempo leggeri, utilizzando il materiale solo nelle aree soggette a sollecitazioni meccaniche, e ottimizzando così la distribuzione; Inoltre, l'impiego di riempimento con strutture *lattice*, cioè a reticolo, consente di ridurre ulteriormente il peso senza compromettere le prestazioni meccaniche;

- Proprietà meccaniche migliorate: alcune delle tecniche AM, grazie alla modalità specifica con cui il componente viene costruito, permettono di ottenere valori superiori di resistenza a trazione, durezza o altre proprietà, rispetto ai processi tradizionali;
- Elevata personalizzazione e multifunzionalità: i componenti possono essere progettati con un alto grado di personalizzazione, poiché la complessità geometrica non rappresenta un vincolo nel processo, ma dipende unicamente dall'abilità del progettista nel software CAD; ciò consente di integrare più funzioni all'interno di un unico pezzo, riducendo il numero di parti [3, 10].

### **Vantaggi di processo**

- Riduzione degli step produttivi: mentre la produzione tradizionale può richiedere molteplici fasi iterative, con l'AM la costruzione è eseguita in un' unica fase;
- Riduzione di attrezzature e utensili: con la fabbricazione additiva si riduce la necessità di attrezzature, stampi, punzoni e utensili diversi per ogni lavorazione, semplificando anche la gestione del processo;
- Tempi e costi indipendenti dalla complessità geometrica: la durata e il costo della produzione dipendono essenzialmente dalle dimensioni, quindi dalla quantità di materiale e dal numero di strati, ma la complessità del design non incide significativamente sulla durata del processo produttivo [3, 10].

### **Vantaggi economici**

- Minimizzazione degli sprechi: la FA deposita il materiale solo dove è effettivamente necessario, riducendo notevolmente gli scarti rispetto ai processi sottrattivi;
- Riciclabilità delle polveri: nei processi a letto di polvere, il materiale non sinterizzato può essere recuperato e riutilizzato, riducendo i costi complessivi;
- Maggiore durata dei componenti: grazie al miglioramento delle proprietà meccaniche in alcuni processi AM, questi risultano più resistenti all'usura estendendo la loro vita utile.
- Riduzione di costi indiretti: eliminando la necessità di più step produttivi e di attrezzature, diminuiscono anche i costi ad essi legati [3, 10].

Nonostante le numerose potenzialità e i vantaggi che offre l'AM, la tecnologia presenta ancora alcune limitazioni, in parte dovute alla natura intrinseca del processo, in parte al fatto che sia ancora una tecnologia in fase di evoluzione e perfezionamento.

Anche in questo caso gli svantaggi possono essere classificati in base alla loro natura, distinguendo tra limitazioni legate al prodotto, al processo ed economiche [5].

### **Svantaggi di prodotto**

- Bassa qualità superficiale: a causa della deposizione strato per strato, i componenti prodotti per Additive possono presentare rugosità e irregolarità in corrispondenza di superfici curve;
- Anisotropia delle proprietà: le caratteristiche meccaniche variano in funzione della direzione di costruzione; in particolare, presentano resistenza a trazione minore se il carico è applicato nella direzione di crescita del pezzo;
- Limitata gamma di materiali: i materiali compatibili con i processi di Fabbricazione Additiva, in particolare metalli e ceramici, risultano ancora limitati, in quanto ancora oggetto di studi e ricerche; questa poca disponibilità restringe le possibili applicazioni industriali [10].

### **Svantaggi di processo**

- Velocità di produzione limitata: i tempi di costruzione sono ancora lunghi rispetto ai processi tradizionali, riducendo l'efficienza complessiva della produzione; anche se attuali studi mirano ad incrementare questo parametro;
- Volumi di costruzione vincolati: i componenti prodotti non possono superare il volume massimo consentito dalla macchina, è quindi necessario talvolta considerare questa limitazione e progettare i pezzi di grandi dimensioni in più parti;
- Necessità di supporti: in alcune tecnologie e per specifiche geometrie, è essenziale l'utilizzo dei supporti, che costituiscono uno scarto di materiale, aumentano il tempo di stampa e riducono la qualità superficiale [10].

### **Svantaggi economici**

- Elevato costo iniziale: l'investimento iniziale per le macchine per la FA risulta ancora significativo, rappresentando una barriera economica per piccole e medie imprese;

- Scarsa convenienza per componenti semplici: la produzione additiva risulta svantaggiosa rispetto ai metodi tradizionali quando si tratta di geometrie semplici e standard, a causa dei maggiori costi di esercizio e tempi di realizzazione [10].

È opportuno sottolineare che, mentre alcuni svantaggi, connessi alle caratteristiche del processo risultano difficili da eliminare, altri, potranno essere progressivamente mitigati grazie al progresso della ricerca e all'innovazione tecnologica.

## Capitolo 2

# La Direct Energy Deposition

La *Directed Energy Deposition*, nota anche come **DED**, è una famiglia di tecnologie additive per metalli caratterizzata dall'impiego di una sorgente di energia focalizzata per fondere il materiale mentre viene depositato.

Il processo prevede l'erogazione simultanea del materiale d'apporto, sotto forma di polvere o filo, e una fonte di energia concentrata, come un raggio laser, che viene focalizzata sullo stesso punto fondendo localmente il materiale. Successivamente, il metallo fuso si solidifica creando la traccia, e la sorgente laser si muove in avanti.

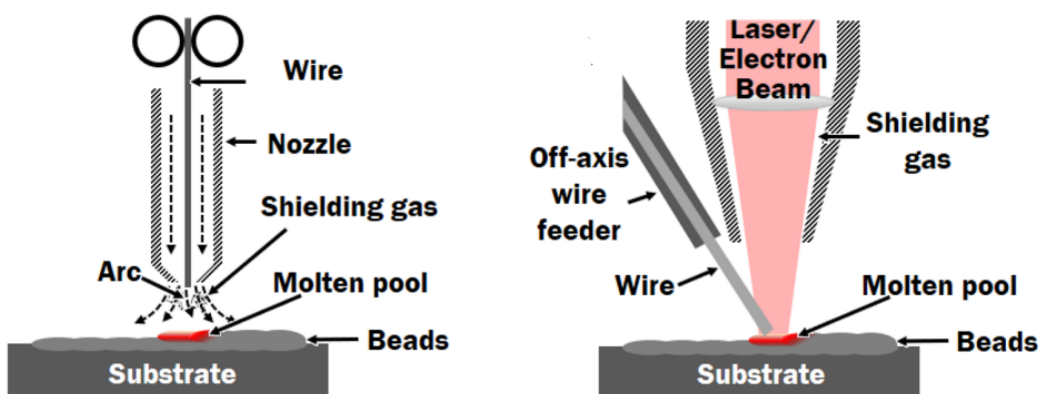
Tale approccio, differente da quello caratteristico delle tecnologie a letto di polvere, garantisce un'alta flessibilità di processo, rendendola particolarmente adatta per riparazioni, rivestimenti, o componenti multi-materiale. Il processo, generalmente effettuato con macchine a controllo numerico multi-asse, permette un'elevata produttività grazie a spessori di strato superiori rispetto alle tecnologie LPBF. In virtù delle peculiarità che la contraddistinguono, la DED rappresenta una soluzione tecnologica di grande interesse industriale, in particolare come complemento alle altre tecnologie, sia di additive che tradizionali [11].

Come riportato da Ahn [12], i processi di deposizione di energia diretta possono essere classificati secondo tre criteri fondamentali:

- in base al materiale d'apporto;
- in base alla sorgente di energia termica;
- in base alla modalità di alimentazione del materiale.

Tipologia	Materiale	Caratteristiche
Powder-fed DED	Polvere metallica	Migliore accuratezza dimensionale; minori spessori di strato; minori tassi di deposizione rispetto ai sistemi a filo
Wire-fed DED	Filo metallico	Elevata produttività; spessori di strato maggiori; accuratezza geometrica inferiore rispetto ai sistemi a polvere

**Tabella 2.1:** Classificazione dei processi DED in base al materiale di apporto.



**Figura 2.1:** DED con filo e con polvere metallica [12].

Tipologia	Fonte energetica	Materiale	Esempi
Laser-based DED	Laser	Polvere o filo	LAM-DED, WLAM
Arc-based DED	Arco elettrico	Polvere o filo	WAAM, GMAW, GTAW
Electron Beam-based DED	Fascio di elettroni	Polvere o filo	WEAM
Plasma-based DED	Arco al plasma	Generalmente filo	RPD

**Tabella 2.2:** Classificazione dei processi DED in base alla sorgente di energia.

Tipologia	Esempi	Caratteristiche
Coassiale	LAM-DED, WAAM	Deposizione isotropa; minore sensibilità alla direzione di deposizione
Laterale (off-axis)	WLAM, WEAM	Sensibile all'orientamento e ai parametri di processo

Tabella 2.3: Classificazione dei processi DED in base alla modalità di alimentazione.

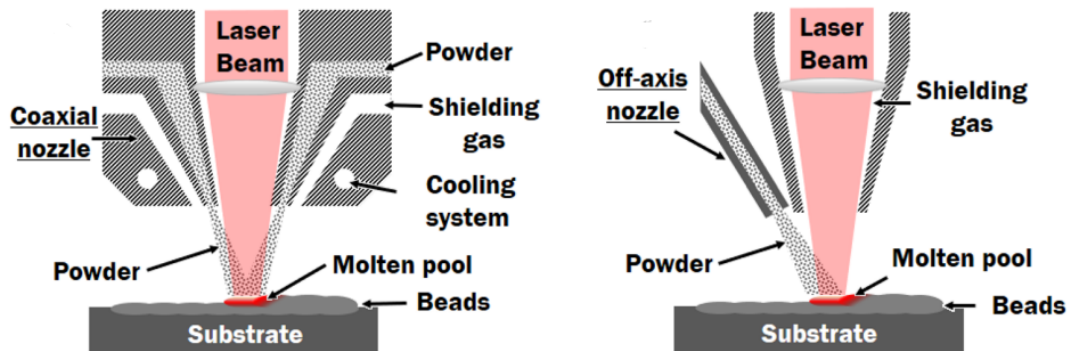


Figura 2.2: Metodologie di alimentazione nei processi DED [12].

## 2.1 Applicazioni ed opportunità

La Direct Energy Deposition è una tecnologia particolarmente versatile, le cui applicazioni si estendono oltre la semplice produzione di geometrie tridimensionali a partire da modelli CAD.

Grazie alla possibilità di depositare il materiale in maniera controllata anche su componenti preesistenti, la DED si è affermata nell'ambito delle riparazioni di componenti di grandi dimensioni ed alto costo, tipici dell'ambito aerospaziale, energetico o industriale. La DED consente di ripristinare selettivamente le zone danneggiate, depositando materiali compatibili o in alcuni casi migliorativi rispetto alla lega di base. Questa caratteristica permette non solo di recuperare l'integrità del pezzo, ma anche di incrementare localmente resistenza a usura, corrosione o ad alte temperature, prolungando la vita utile del componente. Infine, l'impiego di macchine a controllo numerico multi-asse (tipicamente 6), rende possibili interventi di riparazione anche su geometrie complesse o punti difficilmente accessibili [13].

Un esempio significativo di riparazione tramite deposizione diretta è rappresentato da un intervento svolto presso il centro **CIM Competenze per Industria e Manifattura**, che ha previsto la riparazione di lame rotanti dei mulini Previero, utilizzati per tritare la gomma naturale. Per la riparazione delle lame si è scelto un acciaio simile al materiale base ma con caratteristiche meccaniche superiori. Il risultato ottenuto raddoppia la vita utile della lama, e ha anche permesso di eliminare lo step intermedio di tempra ad induzione, perchè il materiale processato per additive soddisfaceva già il target di durezza. [14].



**Figura 2.3:** Lame Previero [14].

La DED rappresenta una soluzione innovativa anche per la produzione di strutture metalliche di grandi dimensioni, difficilmente realizzabili con tecniche a letto di polvere. L'assenza di vincoli legati a camere di costruzione e l'elevata velocità di deposizione, rendono questa tecnologia adatta alla realizzazione di componenti su scala metrica, riducendo tempi e costi sia rispetto ai processi tradizionali, sia rispetto alle tecnologie a letto di polvere [13].



**Figura 2.4:** Ugello su larga scala realizzato per applicazioni aerospaziali. Ripubblicato da [15] , con il permesso della NASA.

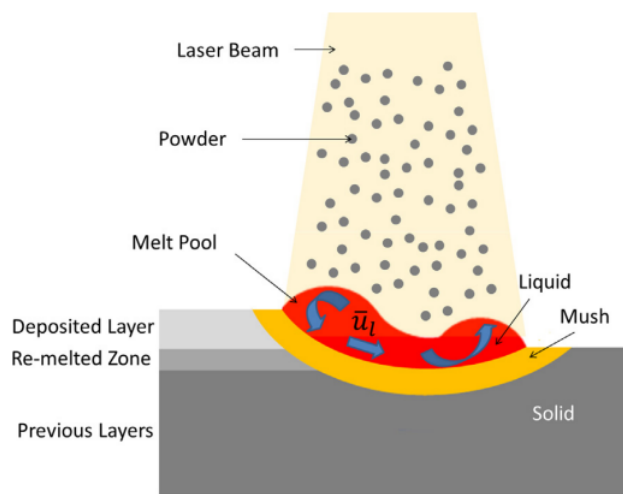
Grazie alla natura del processo di deposizione diretta, è possibile realizzare rivestimenti funzionali o strutture a gradiente di composizione. Questo ambito applicativo apre nuove prospettive nell'ingegnerizzazione di componenti con prestazioni sito-specifiche, ad esempio coating resistenti alla corrosione o rivestimenti bioattivi per applicazioni biomedicali. Allo stesso tempo, il gradiente di materiale consente di modulare le proprietà meccaniche, termiche o funzionali ottimizzate in funzione delle reali condizioni d'esercizio. In questo contesto, la tecnologia non si limita a un ruolo produttivo, ma diventa un vero e proprio strumento di ingegneria dei materiali, in grado di supportare l'innovazione della progettazione di leghe avanzate e strutture con prestazioni specifiche [13].

## 2.2 Processo e fenomeni fisici associati

Dal punto di vista fisico, il processo DED è caratterizzato da una complessa interazione tra fenomeni termici e fluidodinamici. L'energia del laser viene assorbita sia dalle particelle di polvere in transito, che dal substrato, con un'efficienza che dipende dalle proprietà ottiche del materiale, dalla geometria del fascio, e dal sistema di

alimentazione della polvere. L'assorbimento dell'energia porta alla formazione di un bagno di fusione all'interno del quale si instaurano moti convettivi causati da gradienti di tensione superficiale (effetto Marangoni) che influenzano la distribuzione della temperatura, la diluizione con lo strato sottostante e la morfologia della traccia.

La geometria e la dimensione del meltpool dipendono dall'equilibrio tra l'energia in ingresso e quella in uscita determinata dalle perdite per conduzione, convezione e irraggiamento. La solidificazione avviene lungo la scia del laser ed avviene in condizioni di raffreddamento rapido e fuori equilibrio, con una trasformazione paragonabile a quella che avviene durante una saldatura [16].



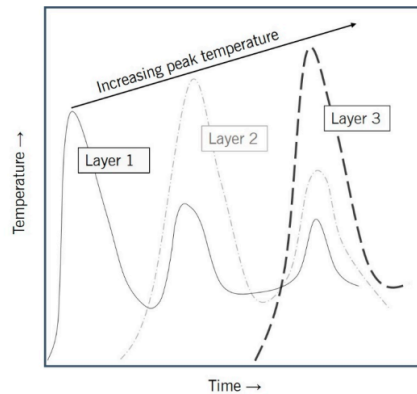
**Figura 2.5:** Rappresentazione schematica della generazione del meltpool [16].

Un aspetto fondamentale di questa tecnologia è la complessa storia termica a cui il materiale è soggetto durante la costruzione. Ogni strato, infatti, sperimenta una successione di riscaldamenti e raffreddamenti rapidi, dovuti al passaggio del laser sia durante la deposizione della traccia corrente, ma anche alla deposizione degli strati successivi.

Il materiale, che subisce tali cicli termici ripetutamente, dopo essersi solidificato viene di nuovo riscaldato a temperatura prossima o inferiore alla temperatura di fusione, subendo rifusioni parziali o trattamenti termici locali.

Le continue oscillazioni di temperatura generano forti gradienti termici, soprattutto lungo la direzione di crescita, e sono responsabili di una microstruttura fortemente eterogenea e anisotropa. Studi in letteratura dimostrano come tali microstrutture siano analoghe a quelle osservate in giunti saldati; di conseguenza i modelli di solidificazione sviluppati per la saldatura sono applicabili anche al processo DED [17].

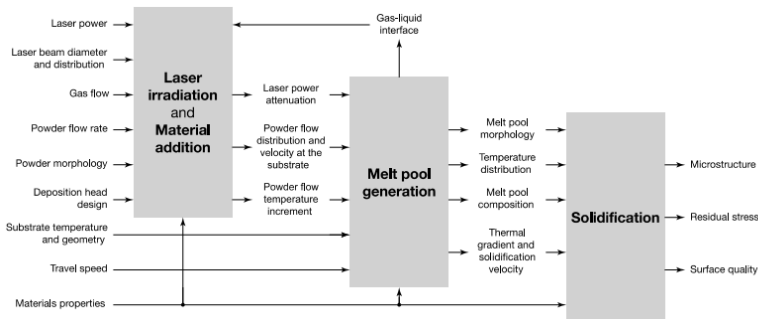
Inoltre, il calore accumulato durante la costruzione determina variazioni locali delle condizioni di raffreddamento. Uno degli effetti è l'aumento della temperatura di picco raggiunta layer dopo layer, con conseguente maggiore permanenza del materiale ad alte temperature e riduzione della velocità di raffreddamento, favorendo così l'ingrossamento dei grani [11].



**Figura 2.6:** Schema dei cicli termici di tre strati successivi durante il processo DED, e relative temperature di picco [11].

I cicli termici giocano un ruolo determinante non solo nella definizione della microstruttura, ma anche nello sviluppo di tensioni residue e di conseguenza eventuali cricche o delaminazioni. A tal proposito risulta evidente l'importanza della ricerca volta a migliorare il controllo della tecnologia DED, al fine di sviluppare strategie capaci di governare il processo sia su scala macroscopica che microscopica.

In conclusione, la tecnologia di deposizione diretta risulta complessa da gestire in quanto coinvolge numerosi meccanismi fisici e un'alta interazione tra variabili di processo. La figura 2.7 riassume schematicamente i principali meccanismi del processo e le relative relazioni tra parametri.



**Figura 2.7:** Principali meccanismi e parametri che descrivono la fisica del processo DED [18].

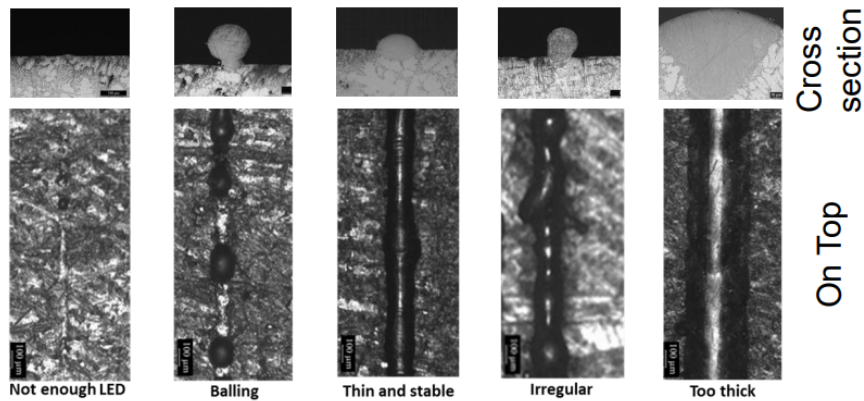
## 2.3 Parametri di processo e difetti

Le macchine DED presentano un elevato numero di parametri di processo interdipendenti, modulabili in base al tipo di materiale trattato. In questa tecnologia, la complessità non risiede principalmente nel design del componente, quanto nell'abilità di bilanciare correttamente tali parametri, per garantire qualità della deposizione e stabilità del meltpool.

I parametri più rilevanti sono la potenza del laser, che varia tipicamente tra i 500 e i 6000 W, e la velocità di scansione, che assume solitamente valori tra i 60 e i 1200 mm/min [11]. Il rapporto tra questi due parametri definisce la densità di energia lineare (**LED**), parametro chiave per garantire una corretta fusione della polvere e un'adeguata adesione tra cordone e strati successivi.

$$\text{LED} = \frac{P}{v} \quad (2.1)$$

con  $P$  potenza del laser (W) e  $v$  velocità di scansione (mm/s).

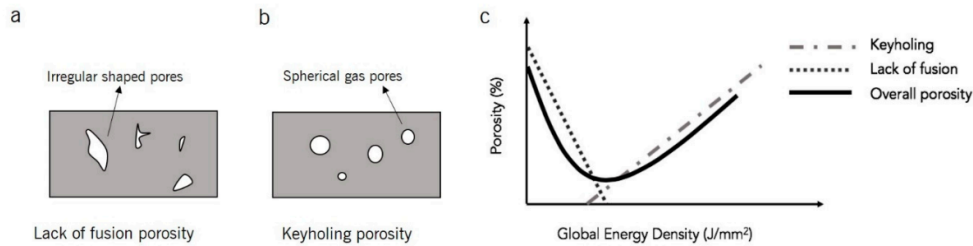


**Figura 2.8:** Effetto della LED sulla morfologia del cordone: vista trasversale e dall'alto [19].

Un ulteriore set di parametri è legato alla gestione della polvere; in particolare, è possibile regolare la portata di polvere, così come il flusso del *carrier gas*, che convoglia le particelle verso il bagno di fusione, e dello *shielding gas* che protegge il materiale dell'interazione con l'atmosfera.

Altri fattori determinanti sono l'*hatching distance*, definita come la distanza tra i centri di due linee di scansioni adiacenti, e l'altezza del layer. Una sovrapposizione tra tracce non ottimali o un'altezza del layer troppo grande, possono causare delaminazioni o porosità inter-strato, o, al contrario, l'apporto termico può risultare eccessivo, con conseguenti tensioni residue o distorsioni geometriche. Infine, rientrano tra i parametri di processo anche la temperatura della piastra e lo spot del laser.

Un'impostazione non ottimale dei parametri di processo, oltre ai difetti già menzionati, può portare alla formazione di porosità di forma e dimensioni variabili. Un apporto energetico insufficiente, può causare pori da mancata fusione (*lack of fusion*), tipicamente di forma irregolare. Al contrario, un eccesso di energia porta a pori di tipo *keyhole*, una cavità nel meltpool data dall'evaporazione del materiale, che una volta avvenuta la solidificazione rimane intrappolata sotto forma di porosità circolare [19, 11].



**Figura 2.9:** Rappresentazione schematica di, **a)** pori da lack of fusion, **b)** pori da keyholing, **c)** rappresentazione dei tipi di porosità in funzione della densità di energia globale [11].

## 2.4 Proprietà meccaniche

### Durezza

La durezza nei materiali prodotti tramite DED è fortemente influenzata dai parametri di processo e dalla storia termica indotta dalla deposizione strato su strato. Nello specifico, la potenza del laser e la velocità di scansione determinano quello che è l'apporto termico, da cui dipende la microstruttura. Un apporto termico elevato comporta un raffreddamento più lento, e favorisce quindi una microstruttura più grossolana, che ha durezza minore. Al contrario, processi caratterizzati da raffreddamento più rapido hanno come risultato grani più fini, associati a durezza maggiore.

I cicli termici ripetuti, hanno un secondo effetto sulla durezza che si manifesta nei materiali ferrosi: gli strati già solidificati vengono riscaldati durante la deposizione dei layer successivi, portando a fenomeni di rinvenimento che comportano un aumento della duttilità a discapito della durezza.

Nel caso di deposizioni multi-materiale, la durezza può presentare variazioni significative in prossimità dell'interfaccia, riconducibili a discontinuità di microstruttura, composizione chimica, e legame metallurgico tra i materiali coinvolti [18, 20].

## **Proprietà a trazione**

La letteratura riporta che i valori di resistenza a trazione e limite di snervamento dei componenti prodotti tramite DED, sono paragonabili a quelli ottenuti tramite processi convenzionali, purchè i parametri siano opportunamente ottimizzati.

Tuttavia, rispetto ai materiali tradizionali, i componenti DED presentano minore duttilità, evidenziata da valori più bassi di allungamento a rottura. Questo comportamento è attribuibile alla numerosità di difetti ancora presenti nel processo, quali porosità e cricche. Queste influenzano negativamente la risposta a trazione poiché agiscono come fattori di intensificazione delle tensioni, e riducono l'area resistente effettiva, favorendo l'innescò della frattura sotto carico.

Infine, è importante sottolineare che l'anisotropia intrinseca del processo, può determinare una dipendenza delle proprietà meccaniche dal carico applicato [18, 20].

## **Proprietà a fatica**

Questo aspetto rappresenta una criticità per applicazioni strutturali, in quanto risulta particolarmente sensibile ai difetti e allo stato tensionale residuo indotto dal processo. Diversi studi riportano che la resistenza a fatica dei componenti prodotti con tecnologia DED è inferiore rispetto ai componenti ottenuti per vie tradizionali, nonostante i valori comparabili di resistenza statica.

Le porosità, soprattutto se irregolari, così come i difetti superficiali e le discontinuità, sono uno dei punti di innescò delle cricche di fatica. Il tutto si aggrava a causa dei forti gradienti termici tipici del processo, che generano uno stato di trazione, il quale a sua volta favorisce la nucleazione e la propagazione di cricche di fatica.

Anche in questo caso il comportamento è anisotropo, nello specifico, le condizioni di carico perpendicolari alla direzione di deposizione risultano spesso più critiche a causa della maggiore probabilità di intercettare difetti allungati o interfacce deboli tra strati successivi [18, 20].

## 2.5 Materiali per la DED

La tecnica di deposizione di energia diretta consente la lavorazione di un'ampia gamma di materiali metallici, selezionati principalmente in funzione delle loro proprietà termofisiche, della saldabilità e della risposta ai cicli termici. Come riportato in letteratura, i materiali comunemente utilizzati per la DED includono superleghe a base nichel, leghe di titanio, acciai, e in misura minore, leghe di alluminio, materiali che risultano compatibili con la natura ad alto apporto energetico del processo.

Nel caso dei sistemi DED alimentati a polvere, un ruolo fondamentale nella qualità del componente è svolto dalla morfologia della polvere, che influenza direttamente la stabilità del flusso e l'efficienza di deposizione. Le polveri metalliche sono prodotte mediante il processo di atomizzazione, con l'obiettivo di avere particelle sferiche, granulometria controllata e buona scorrevolezza [11].

Di seguito è riportata una tabella riassuntiva per fornire una panoramica dei principali materiali processabili con questa tecnologia, includendo sia i materiali maggiormente consolidati, che quelli di crescente interesse.

<b>Materiale</b>	<b>Caratteristiche</b>	<b>Applicazioni</b>
Leghe di titanio (es. Ti-6Al-4V)	Buona saldabilità, elevato rapporto resistenza/peso, microstruttura sensibile ai cicli termici	Componenti aerospaziali e biomedicali
Superleghe a base di nichel (es. Inconel 625, 718)	Elevata resistenza meccanica e stabilità microstrutturale ad alta temperatura	Componenti per alte temperature
Acciai inossidabili	Buona stampabilità e stabilità durante la solidificazione	Strutture e componenti meccanici
Acciai da utensili	Elevata durezza, sensibilità a cricche e tensioni residue	Utensili e rivestimenti funzionali
Leghe di alluminio	Bassa densità, alta conducibilità termica e riflettività, finestra di processo ristretta	Componenti leggeri strutturali
Leghe di cobalto-cromo (Co-Cr)	Elevata resistenza all'usura e alla corrosione, buona biocompatibilità	Applicazioni biomedicali e rivestimenti resistenti all'usura
Leghe a base rame	Elevata conducibilità termica ed elettrica, alta riflettività laser, difficile lavorabilità	Scambiatori di calore e componenti funzionali
Materiali refrattari (es. tungsteno, molibdeno)	Elevato punto di fusione, bassa duttilità, elevata sensibilità a cricche	Applicazioni ad altissima temperatura
Compositi a matrice metallica (MMC)	Rinforzi ceramici in matrice metallica, elevata durezza e resistenza all'usura	Rivestimenti funzionali e superfici ad alte prestazioni

**Tabella 2.4:** Materiali comunemente e potenzialmente utilizzati nel processo DED, caratteristiche e applicazioni.

La scelta del materiale è strettamente connessa alla definizione dei parametri di processo; ogni materiale, infatti, ha una specifica finestra di lavorazione entro la quale è garantita una buona deposizione.

Questo concetto è efficacemente sintetizzato in figura 2.10 . La figura evidenzia chiaramente come al di fuori di tali finestre di processo si osservi un incremento dei difetti menzionati nel paragrafo precedente.

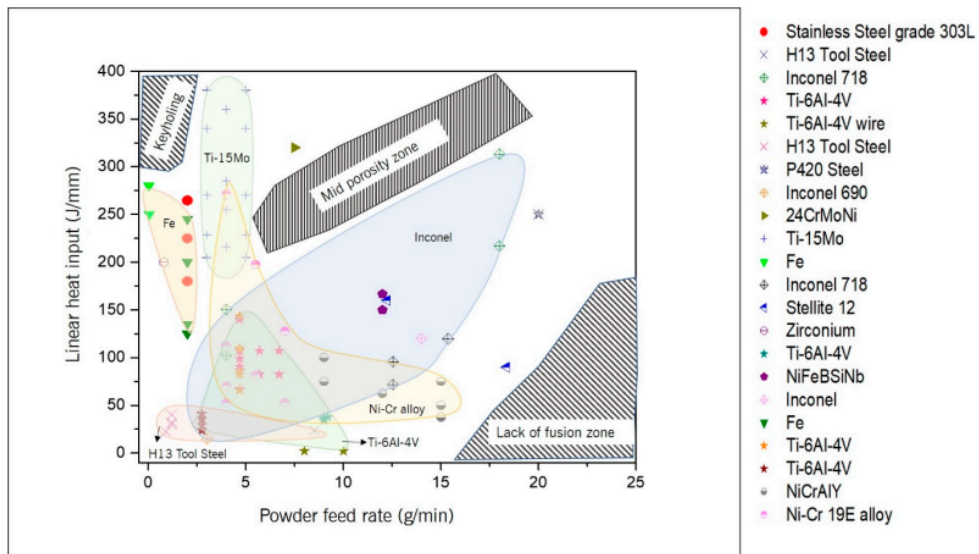


Figura 2.10: Finestre di processo ottimali per diversi tipi di materiali [11].

## Capitolo 3

# La stampa multi-materiale

Negli ultimi anni, l'evoluzione della ricerca sui materiali ha profondamente trasformato l'approccio alla progettazione e alla produzione di componenti ingegneristici. Le moderne applicazioni industriali richiedono materiali capaci di rispondere simultaneamente a requisiti strutturali e funzionali, superando il concetto di materiale tradizionale. In risposta a tali esigenze, l'attenzione della ricerca si è concentrata sullo sviluppo di tecnologie avanzate, con l'obiettivo di integrare proprietà meccaniche elevate con proprietà aggiuntive, quali riduzione del peso o adattabilità operativa.

In questo contesto si collocano, ad esempio, i materiali compositi, che combinano materiali differenti al fine di sfruttarne in modo vantaggioso le proprietà, risultando più performanti rispetto ai materiali monolitici. Tuttavia nei compositi la presenza di interfacce nette può comportare criticità, come concentrazione di tensioni o delaminazione. Per superare tali problematiche, la ricerca si è orientata verso strutture a gradiente, con proprietà modulate in modo continuo, garantendo un miglioramento globale del componente.

I metodi tradizionali per la produzione dei componenti a gradiente includono colata centrifuga e metallurgia delle polveri, tecniche spesso complesse e dispendiose in termini economici e di tempo, limitando inoltre la flessibilità geometrica e progettuale.

In questo scenario, l'Additive Manufacturing si è affermata come tecnologia abilitante, dando origine al **MMAM** (*Multi Material Additive Manufacturing*), che introduce la possibilità di combinare materiali differenti e di variare in modo controllato la composizione all'interno di un singolo componente, in modo da assegnare a ciascuna zona le proprietà più idonee per la funzione richiesta. Il MMAM rappresenta uno strumento progettuale evoluto, che non solo consente una risposta più efficiente ad esigenze applicative complesse, ma permette di ottenere ciò in un solo step produttivo e senza particolari attrezzature [21, 22].

### 3.1 Tecniche di AM compatibili

Nell'ottica del multi-materiale, le tecniche di Fabbricazione Additiva possono essere riclassificate in 3 categorie:

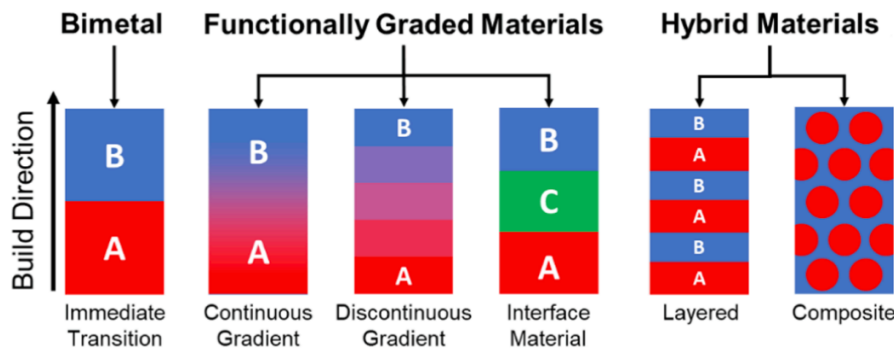
- **Tecnologie a letto di polvere:** includono processi quali LPBF o BJ, e consentono la lavorazione di un'ampia gamma di materiali tra metalli, polimeri e ceramici; tuttavia, l'utilizzo di un unico letto di polvere per strato e la difficoltà di gestire cambi di materiale localizzati senza contaminazione, rendono quasi impossibile la realizzazione di componenti multi-materiale, limitando l'impiego a polveri premiscelate o sequenze di deposizione separate [22, 23];
- **Tecnologie a resina liquida:** analogamente alla categoria precedente, la stampa multi-materiale non è possibile a causa dell'impiego di una sola vasca di resina [22, 23];
- **Tecnologie a deposizione/estrusione:** queste rappresentano la categoria più matura e versatile per i componenti multi-materiale, in quanto consentono il controllo diretto dell'alimentazione del materiale; tali tecniche prevedono infatti la deposizione selettiva del materiale attraverso ugelli e teste dedicate, e permettono quindi la variazione di composizione sia continua che discreta.

La DED costituisce uno dei principali approcci per il multi-materiale, nonché l'unico per i materiali metallici, grazie alla possibilità di utilizzare e controllare più sistemi di alimentazione; tale vantaggio la rende inoltre particolarmente adatta alla realizzazione di componenti a gradiente funzionale.

Anche la tecnologia FDM appartiene alla categoria, in quanto le teste di estrusione multiple consentono la deposizione simultanea o sequenziale di materiali differenti quali polimeri o compositi. Analogamente, con la tecnica del MJ, le micro-gocce possono essere erogate da più teste di stampa prima di essere solidificate dalla lampada UV, permettendo la combinazione di materiali con differenti proprietà meccaniche, estetiche e funzionali [22, 23].

## 3.2 Approcci di progettazione

La progettazione di componenti multi-materiale richiede un approccio diverso rispetto alla progettazione convenzionale, in quanto la distribuzione spaziale dei materiali, influisce direttamente sulle prestazioni meccaniche, termiche e funzionali del componente.



**Figura 3.1:** Strategie comuni per la fabbricazione multi-materiale con tecnologia DED [24].

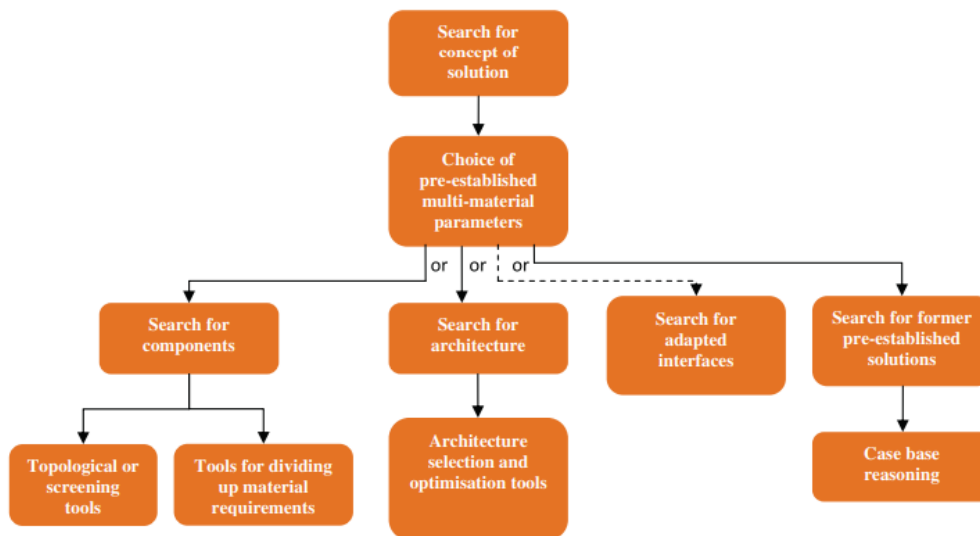
La strategia più semplice è quella della **transizione immediata**. Questo approccio ha il vantaggio di una progettazione semplice e di una netta separazione funzionale, risulta quindi adeguato in presenza di buona compatibilità metallurgica. Lo svantaggio di questa struttura è che le transizioni nette, in alcuni casi, possono generare discontinuità e forti tensioni residue, con probabilità di formare fasi fragili, di conseguenza, questa strategia si limita a pochi materiali.

Per superare le criticità date dalle strutture bimetalliche, l'approccio più comunemente impiegato è quello dei **materiali a gradiente funzionale (FGM)**, nei quali la composizione chimica e le proprietà variano progressivamente nello spazio. Gli FGM possono essere a gradiente continuo, discontinuo, o con un materiale d'interfaccia. Col metodo del gradiente continuo, la composizione varia strato dopo strato garantendo la massima uniformità e compatibilità termomeccanica; tuttavia la progettazione e il controllo sono più complicati, e la realizzazione più lunga e complessa. I gradienti discontinui introducono variazioni a gradino, e rappresentano un buon compromesso tra continuità e progettazione semplificata. Infine, qualora i materiali da combinare siano particolarmente dissimili, una soluzione efficace consiste nell'impiego di un materiale di interfaccia, che permette di evitare la formazione di fasi fragili, così come cricche e difetti, migliorando la qualità del legame interfacciale.

La terza strategia è quella dei **materiali ibridi**, che possono essere distinti in strutture a strati alternati, di semplice progettazione, ma che spesso presentano scarsa resistenza interfacciale, e compositi creati in-situ, caratterizzati dalla dispersione di una fase secondaria all'interno della matrice. Quest'ultimo approccio non è diffuso in quanto presenta ancora numerose sfide in termini di omogeneità della distribuzione del rinforzo, controllo microstrutturale e riproducibilità del processo.

Nel complesso, la scelta dell'approccio progettuale più idoneo dipende dal grado di dissimilarità tra i materiali e dai requisiti prestazionali.

Il flusso di design dei componenti a più materiali segue una logica simile a quella dell'AM convenzionale, ma si distingue per la centralità attribuita alla definizione e all'allocatione dei materiali all'interno del componente. Risulta quindi necessario un approccio integrato, che combina da un lato l'analisi dei requisiti, dall'altro la ricerca del materiale e della sua distribuzione; queste fasi sono strettamente dipendenti e sono spesso supportate da database, strumenti di ottimizzazione e metodologie *knowledge-based* [21, 24].



**Figura 3.2:** Flowchart per la ricerca di materiali e strumenti per la stampa multi-materiale proposta da Wagnier et al. [25].

### 3.3 Requisiti dei materiali

Facendo riferimento al MMAM per la tecnologia di Direct Energy Deposition, argomento del presente elaborato, i vincoli imposti per i materiali sono più stringenti rispetto alla tecnica DED convenzionale.

I ripetuti cicli termici e la formazione di un bagno di fusione condiviso, influenzano l'interfaccia, e di conseguenza le proprietà finali del componente, pertanto, la riuscita del processo dipende da una corretta valutazione dei requisiti dei materiali di partenza, che vengono sintetizzati in seguito.

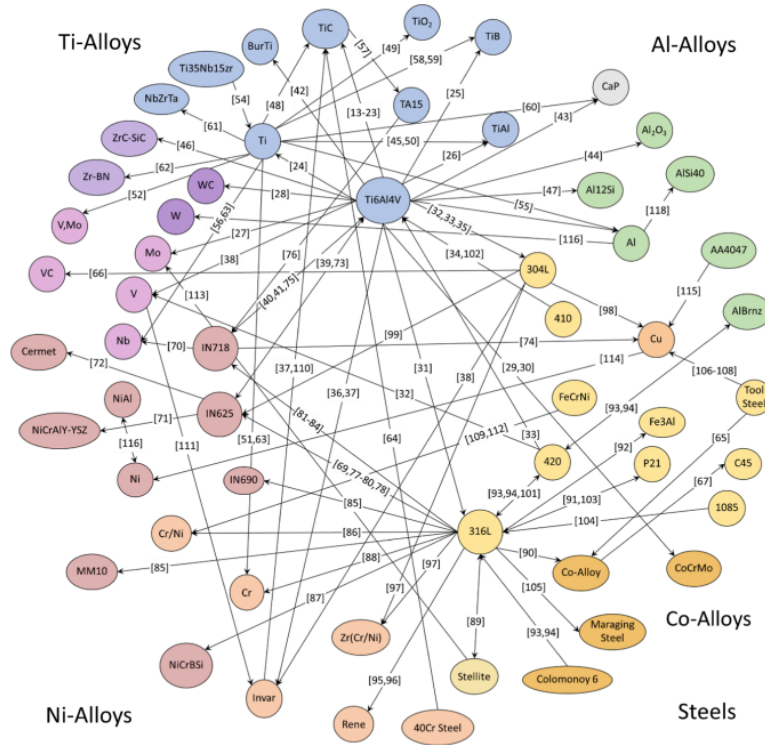
1. **Coefficienti di dilatazione termica (CTE) simili:** i materiali accoppiati dovrebbero presentare valori di CTE il più possibile comparabili, idealmente con differenze non superiori al 15%, al fine di limitare l'insorgenza di tensioni residue durante i continui riscaldamenti e raffreddamenti del processo [24, 23];
2. **Struttura cristallina compatibile:** è preferibile che i materiali presentino stessa struttura cristallina (ad esempio entrambi FCC) nel range di temperature impiegato, così da favorire continuità microstrutturale e ridurre il rischio di discontinuità di fase [24];
3. **Stabilità microstrutturale:** è auspicabile che i materiali selezionati mantengano la microstruttura inalterata durante i cicli termici; In alcuni materiali come gli acciai, il cambiamento microstrutturale ( da FCC a FCC e viceversa) è associato a variazioni di volume specifico, così come a differenze nella miscibilità e nella diffusione degli elementi; pertanto è opportuno impiegare materiali con trasformazioni limitate o quantomeno controllabili [24, 23];
4. **Differenze controllate nelle temperature di fusione:** le temperature di fusione dei rispettivi materiali dovrebbero non essere eccessivamente distanti, per evitare fenomeni di fusione incompleta o sovrariscaldamento selettivo [24, 23];
5. **Compatibilità termodinamica e assenza di fasi fragili:** si raccomanda che i materiali di partenza siano selezionati in modo da evitare, sulla base dei diagrammi di fase, la formazione di fasi fragili e composti intermetallici indesiderati nella zona a composizione mista, considerando anche le condizioni di raffreddamento rapido tipiche della DED [24, 25];

6. **Conducibilità termica confrontabile:** è preferibile avere valori di conducibilità termica simili, in quanto favoriscono una distribuzione più uniforme del calore, riducendo gradienti termici localizzati e instabilità del meltpool [24];
7. **Bagnabilità e miscibilità adeguate nel bagno di fusione:** i materiali dovrebbero presentare buona bagnabilità reciproca e un'adeguata miscibilità allo stato liquido, al fine di avere una diluizione controllata [23];
8. **Comportamento simile in solidificazione:** è auspicabile che i materiali presentino cinetiche e intervalli di solidificazione confrontabili, senza forti tendenze alla segregazione, per evitare disomogeneità composizionali o microstrutturali all'interfaccia [24];
9. **Proprietà meccaniche compatibili:** i materiali scelti possono presentare livelli di resistenza e duttilità differenti; tuttavia, è necessario che la variazione avvenga in modo graduale, altrimenti, all'interfaccia, il materiale più rigido si deformerà di meno del materiale più duttile, creando una zona di concentrazione delle tensioni [24, 25];
10. **Reattività chimica controllata:** i materiali dovrebbero avere una tendenza limitata a reagire con l'ambiente di processo e tra loro in modo incontrollato, evitando la formazione di ossidi, nitruri o altre fasi secondarie che possono degradare la qualità dell'interfaccia [23].

Alla luce dei requisiti di compatibilità termica, metallurgica e strutturale discussi in precedenza, la scelta dei materiali per il MMAM mediante DED, risulta fortemente vincolata e di conseguenza orientata verso specifiche classi di leghe metalliche.

I materiali maggiormente impiegati appartengono principalmente alle classi delle leghe di titanio, acciai, superleghe a base nichel, ma anche leghe di alluminio, rame e cobalto, spesso combinate tra loro per ottenere gradienti funzionali di proprietà meccaniche, termiche o di resistenza all'usura.

Come mostrato in figura combinazioni multimateriale, la letteratura riporta numerose combinazioni multi-materiale basate su un numero limitato di materiali "chiave" utilizzati come nodi centrali grazie alla buona stampabilità e compatibilità con altre leghe [24].



**Figura 3.3:** Rappresentazione grafica dello stato attuale delle ricerche condotte su strutture bimetalliche e FGM realizzati mediante DED [24].

### 3.4 Potenzialità applicative e benefici

La stampa multi-materiale effettuata tramite la tecnologia di Direct Energy Deposition, rappresenta ad oggi una delle soluzioni più avanzate, versatili e strategiche del panorama dell'Additive Manufacturing metallico, in quanto consente al materiale di diventare non più un vincolo, ma una variabile di progetto.

A differenza delle lavorazioni convenzionali, in cui le proprietà del pezzo sono il risultato di compromessi tra il materiale di partenza e le successive lavorazioni di assemblaggio o saldatura, con la DED è possibile modulare localmente composizione chimica, microstruttura e proprietà funzionali, realizzando componenti in cui ogni regione è ottimizzata in funzione delle reali condizioni d'esercizio talvolta complesse.

Il MMAM, però, non è limitato alla produzione di FGM o leghe in-situ, ma trova applicazioni consolidate anche nell'ambito di rivestimenti mirati, progettati per migliorare le proprietà superficiali, e allo stesso modo, è utilizzato per riparazioni ottimizzate, attraverso la deposizione di materiali compatibili con le zone usurate, ma di prestazioni superiori.

Oltre a tali vantaggi tecnologici, sono altrettanto rilevanti le motivazioni economiche, poichè la possibilità di integrare più materiali in un solo processo produttivo riduce drasticamente la necessità di assemblaggi, giunzioni e saldature, con conseguente diminuzione dei costi delle lavorazioni e delle attrezzature necessarie.

Parallelamente, la deposizione diretta multi-materiale permette di impiegare leghe ad alto costo solo dove strettamente necessario, combinandole con materiali più economici nelle zone meno sollecitate, ottimizzando il rapporto prestazioni/costo [24, 22, 26]. Si riportano nella seguente tabella alcune combinazioni di materiali analizzate in letteratura, evidenziando per ciascuna il tipo di combinazione adottata e i principali vantaggi associati.

Materiali	Combinazione	Vantaggi
Ti6Al4V + acciai/ altre leghe	Strutture bimetalliche, FGM	Alto rapporto resistenza/peso; buona resistenza alla corrosione; riduzione delle tensioni residue
Titanio puro + altre leghe	FGM, compositi	Gradiente continuo di proprietà; miglior compatibilità interfacciale
Ti6Al4V + TiC/ VC/ WC	Compositi in situ, coating	Elevata durezza; alta resistenza all'usura; migliori prestazioni tribologiche
Inconel 625 /718 + altri metalli	Strutture bimetalliche, FGM	Alta resistenza meccanica; resistenza a corrosione e ossidazione ad alta temperatura
Acciai inossidabili (316L, 304) + altre leghe	Strutture bimetalliche, FGM	Buona resistenza alla corrosione; riduzione dei costi complessivi
Rame + acciaio H13	Bimetallico, FGM, coating	Alta conducibilità termica; elevata resistenza all'usura
Leghe Fe + Ni	FGM, strati di transizione	Riduzione delle discontinuità microstrutturali; migliore adesione
Rame + altre leghe	Bimetallico, FGM	Gestione termica efficiente; elevata conducibilità
Leghe di alluminio + altre leghe	Bimetallico, FGM	Riduzione del peso; buon compromesso resistenza/leggerezza

**Tabella 3.1:** Principali combinazioni di materiali nella stampa multi-materiale via Directed Energy Deposition, tipologia e vantaggi [24].

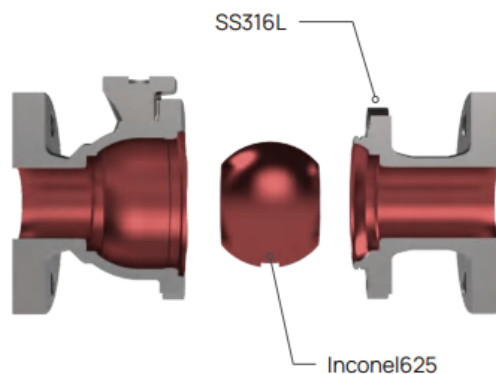
Sebbene ancora circoscritti, alcuni esempi dimostrano come la stampa tramite deposizione diretta a più materiali sia impiegata nell'industria grazie ai suoi vantaggi; nel seguito vengono riportati casi di applicazioni significativi

- **Ugelli multi-materiale:** nel settore aerospaziale, la DED è stata impiegata per produrre ugelli di razzi combinando materiali ad alta conducibilità termica, come rame o bronzo di alluminio, per le parti interne soggette a flussi termici estremi, e superleghe a base nichel nelle regioni esterne per garantire resistenza meccanica, ad alte temperature, e all'ossidazione [27];



**Figura 3.4:** Ugello di combustione a 3 tonnellate destinato alle prove di verifica di un sistema di propulsione, realizzato con struttura bimetallica [27].

- **Valvole per ambienti corrosivi:** la deposizione diretta è utilizzata per produrre valvole e componenti fluidodinamici, depositando superleghe resistenti alla corrosione nelle zone interne a contatto con fluidi aggressivi, ed acciai strutturali nelle zone esterne; questo approccio riduce i costi mantenendo le prestazioni costanti [27];



**Figura 3.5:** Valvola bimatereiale [27].

- **Riparazione di turbine:** un ulteriore esempio è rappresentato dalla riparazione di palette di turbina usurate; il materiale base delle palette è costituito da una lega a base nichel monocristallina, di eccellenti prestazioni ma estremamente costosa e difficile da riparare, di conseguenza per ridurre il rischio di cricatura, la riparazione è stata effettuata con l'Inconel 625, più lavorabile ed economico, accettando quindi una microstruttura differente ma che non compromette l'affidabilità in esercizio [28];

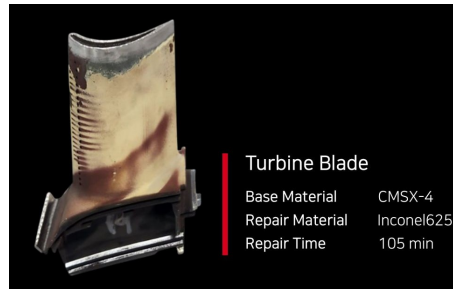


Figura 3.6: Paletta di turbina riparata tramite DED [28].

- **Rivestimenti per protesi:** il MMAM trova applicazione anche nel settore biomedico; in particolare InnsTek ha sviluppato una protesi d'anca con corpo strutturale in Ti-6Al-4V, utilizzato per le sue proprietà meccaniche, e rivestimento poroso in titanio puro, con elevata biocompatibilità e capacità di osteointegrazione [29];

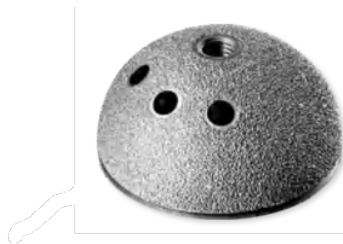


Figura 3.7: Protesi d'anca in Ti-6Al-4V con coating in CPTi [27].

# Capitolo 4

## Materiali e metodi

### 4.1 Materiali di partenza

Nel presente elaborato sono stati scelti come materiali di partenza l'acciaio **AISI 316L** e la superlega **INCONEL 718**, due leghe metalliche ampiamente utilizzate in ambito industriale e già oggetto di studio nel contesto dei materiali a composizione graduata.

L'acciaio inossidabile austenitico AISI 316L è una lega Fe-Cr-Ni-Mo a basso contenuto di carbonio, caratterizzata da un'elevata resistenza alla corrosione, buona duttilità e tenacità, nonché da un'ottima saldabilità. La presenza di molibdeno migliora la resistenza alla corrosione localizzata, mentre il basso tenore di carbonio limita la precipitazione di carburi. Nel contesto della fabbricazione additiva, il 316L è considerato uno dei materiali di riferimento per le lavorazioni DED grazie alla sua elevata stampabilità, bassa tendenza alla cricatura e capacità di reggere le tensioni meccaniche generate dai cicli termici.

L'Inconel 718 è una superlega a base nichel progettata per applicazioni che prevedono elevati carichi meccanici ad alta temperatura, grazie all'elevata resistenza a creep, ossidazione e corrosione, oltre che alle ottime prestazioni meccaniche. La resistenza della lega è dovuta ai meccanismi di rinforzo per precipitazione associati alla presenza di Nb, Al, e Ti. Tuttavia, nello scenario dell'additive manufacturing, l'IN718 è più complesso da processare: i rapidi cicli termici della DED favoriscono la segregazione interdendritica del Nb e la formazione della fase fragile *Laves*, che può compromettere le proprietà a fatica.

La combinazione 316L/IN718 consente di integrare in un unico componente proprietà complementari, combinando la duttilità, la buona resistenza alla corrosione e il costo relativamente contenuto dell'acciaio 316L, con l'elevata resistenza meccanica e la stabilità ad alte temperature dell'inconel [30, 31]. Questo approccio è stato adottato in applicazioni industriali avanzate, in particolare sotto forma di giunti dissimili, per realizzare componenti soggetti a forti gradienti termo meccanici [32]. In ambito additive, diversi studi hanno dimostrato come questa strategia permetta di limitare l'impiego della superlega alle sole regioni effettivamente sollecitate, riducendo peso e costo complessivo del componente rispetto a una realizzazione monomateriale in IN718, senza però penalizzare le prestazioni globali [33].

Dal punto di vista metallurgico, la compatibilità cristallografica delle due leghe, entrambe caratterizzate da matrice austenitica a struttura FCC, unita alla similarità nei coefficienti di dilatazione termica, rende la combinazione 316L/IN718 particolarmente adatta alla realizzazione di strutture multi-materiale mediante DED. Alcuni studi hanno dimostrato che queste caratteristiche consentono l'impiego del metodo della giunzione diretta, dunque senza strati intermedi, poiché i provini stampati presentano un buon legame metallurgico. Inoltre, grazie ad osservazioni EBSD, è stata evidenziata una continuità della crescita dei grani attraverso l'interfaccia [34].

Al contempo però, la letteratura concorda nel ritenere che le interfacce rappresentino le regioni meccanicamente più critiche nelle strutture multi-materiale 316L+IN718. In queste zone, la discontinuità composizionale può favorire fenomeni di diffusione degli elementi di lega, in particolare Fe e Ni, e la precipitazione di intermetallici fragile. Studi di integrità strutturale e di tenacità a frattura hanno inoltre mostrato che la natura dell'interfaccia e la sequenza di deposizione influenzano significativamente il comportamento meccanico locale, rendendo le zone di transizione potenziali siti di innesco di frattura [34].

Le polveri di partenza sono state fornite da *Mimete* e *Oerlikon*, le cui caratteristiche chimiche e granulometriche sono riportate nelle rispettive schede tecniche [35, 36], e riassunte nella Tabella 4.1.

Materiale	Dim. ( $\mu\text{m}$ )	Cr	Ni	Mn	Si	C	Mo	Ti	Nb	Fe
AISI 316L	$-106 \div +45$	18.0	12.0	1.33	0.82	0.02	2.3	-	-	bal.
Inconel 718	$50 \div 150$	18.6	52.97	0.02	0.05	0.04	2.97	0.90	4.99	bal.

**Tabella 4.1:** Polveri utilizzate nello studio: dimensioni e composizione (wt.%).

## 4.2 Produzione dei provini e strumentazione utilizzata

### 1. Progettazione dei provini

La progettazione dei provini è stata effettuata tramite il software CAD/CAM *Mastercam* [37]. In questa fase è stata definita la geometria dei campioni, adottando configurazione cubica 20x20x20 mm, semplice e ripetibile al fine di garantire una corretta confrontabilità dei dati sperimentali.

Il software consente di generare il percorso laser in modo altamente personalizzato, impostando numerosi parametri di processo tra cui potenza, velocità di scansione, strategia di scansione, overlap, altezza del layer etc. Una volta elaborati i percorsi di deposizione, il software produce il G-Code, il quale contiene tutte le informazioni necessarie alla macchina per eseguire il processo, incluse le traiettorie dell'utensile, i movimenti degli assi e la gestione sincronizzata dei parametri di processo.

```
32 G5
33 M61 ;LASER OFF
34 M1
35 G00 Z20.
36 X42. Y22.04
37 Z0.
38 M60 ;LASER ON
39 G7
40 G01 X42.01
41 X57.99
42 Y23.035
43 X42.01
44 Y24.03
45 X57.99
46 Y25.025
47 X42.01
48 Y26.02
```

Figura 4.1: Esempio di alcune righe di G-code.

### 2. Preparazione della polvere

La polvere metallica impiegata nel processo è stata prima fatta essiccare in forno per eliminare l'umidità residua e garantire condizioni di alimentazione stabili durante la deposizione. Una volta raffreddata, la polvere è stata caricata nel *powder feeder* di GTV [38], dotato di un sistema di dosaggio regolabile che permette di impostare con precisione la portata di polvere.



**Figura 4.2:** Preparazione e alimentazione delle polveri metalliche: (a) forno per l'essiccazione delle polveri [39]; (b) powder feeder GTV utilizzato per l'alimentazione del materiale [38].

### 3. Processo di stampa

La stampa dei provini è stata effettuata utilizzando la macchina CNC multiasse *Laserdyne 811* prodotta da Prima Power [40]. Questa macchina è stata progettata per lavorazioni laser industriali ad alta precisione, e supporta operazioni di saldatura, foratura, taglio, e, come in questo caso, deposizioni DED.

La macchina è configurabile con un numero di assi di movimento variabile, da un minimo di 3 fino a un massimo di 7, rendendo possibile l'esecuzione di traiettorie complesse e la gestione di componenti con geometrie tridimensionali articolate.

La zona di lavoro ha corse sugli assi principali rispettivamente di 1100 mm sull'asse X, 800 mm sull'asse Y, e 600 mm sull'asse Z. Questo spazio consente di stampare provini di dimensioni varie e di ospitare componenti medio/grandi nel caso di riparazioni.

Per il progetto di tesi è stata utilizzata una testa di deposizione con spot del laser da 2 mm, valore determinante per l'ampiezza del bagno di fusione e la dimensione del cordone depositato.



Figura 4.3: Sistema LaserDyne® 811 per Direct Energy Deposition [41].

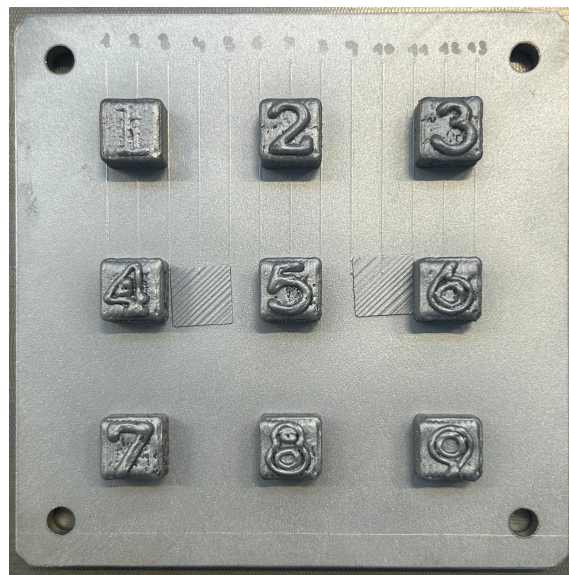


Figura 4.4: Provini stampati sulla piastra di deposizione.

## 4. Taglio dei provini

Al termine del processo di stampa i provini sono stati separati dalla piastra utilizzando una macchina *e-cut* [42] basata sul principio dell'elettroerosione a filo. In questa tecnologia, un filo di molibdeno di piccolo diametro viene fatto scorrere sulla piastra per asportare il pezzo dalla piastra senza contatto meccanico diretto. Questo tipo di taglio consente di ottenere superfici nette e prive di bave, mantenendo la geometria dimensionale del pezzo senza alterare lo stato metallurgico del materiale. La tecnologia di elettroerosione a filo risulta particolarmente adatta quando si lavora con componenti ad elevata durezza o con geometrie intricate.



**Figura 4.5:** Taglio dei provini: (a) sistema E-cut per la separazione dei campioni [42]; (b) provini ricavati dalla piastra dopo l'operazione di taglio.

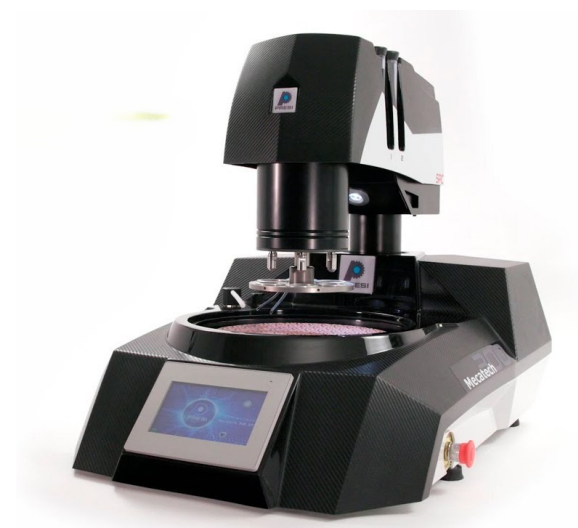
## 5. Analisi dimensionale

Subito dopo l'operazione di taglio, i provini sono stati sottoposti a un'analisi dimensionale al fine di verificare la corrispondenza tra le dimensioni nominali di progetto e quelle effettivamente ottenute dalla stampa. In particolare, è stata misurata con un calibro l'altezza dei provini, e in un caso specifico, anche la base.

Per ciascun lato del cubo sono state eseguite tre misurazioni in posizioni differenti, al fine di ridurre l'influenza di eventuali irregolarità locali. Per ogni misurazione effettuata è stato successivamente calcolato il valore medio, utilizzato come riferimento per la valutazione dimensionale dei provini.

## 6. Lucidatura preliminare

Prima dell'esecuzione delle prove di durezza, i provini sono stati sottoposti a una fase di preparazione superficiale mediante lucidatura. Questa, è stata eseguita mediante una macchina di lucidatura metallografica *PRESI* [43], utilizzando prima una carta abrasiva a grana 180, e successivamente una a grana 320. L'obiettivo di questa fase è stato quello di ottenere una superficie liscia e regolare, condizione necessaria per garantire la corretta esecuzione delle prove di durezza, e una buona qualità delle impronte effettuate dal durometro. Una preparazione superficiale adeguata consente infatti di limitare gli errori di misura legati a rugosità o difetti superficiali del campione.



**Figura 4.6:** Macchina lucidatrice utilizzata [43].

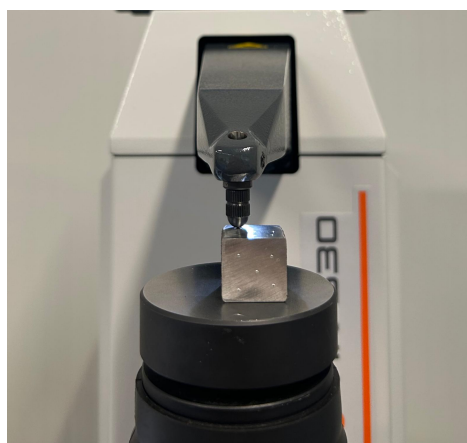
## 7. Prove di durezza

Le prove di durezza sono state eseguite utilizzando un durometro *Mitutoyo HR-530* [44], strumento idoneo all'esecuzione di prove Rockwell e Brinell su materiali metallici. Le misure sono state effettuate al fine di valutare l'uniformità delle proprietà meccaniche dei provini ed analizzare eventuali variazioni di durezza legate al processo di deposizione o alla composizione chimica.

Per i primi provini monomateriale, la durezza è stata misurata secondo le scale Rockwell B e Brinell, eseguite rispettivamente sulla faccia superiore e inferiore dei campioni. Su ciascuna faccia sono state eseguite cinque impronte equidistanti, e per ogni serie di misure è stato successivamente calcolato il valore medio di durezza.

Per i provini a composizione mista, al fine di ottenere dati direttamente confrontabili, la durezza è stata misurata esclusivamente secondo la scala Rockwell B, sia sulla faccia superiore che su quella inferiore. Inoltre, su tali provini, è stata eseguita una serie di misurazioni Rockwell B anche sulla sezione X-Z, effettuando nove impronte distribuite lungo la sezione trasversale. Questa configurazione ha permesso di analizzare l'andamento della durezza al variare della composizione del materiale, lungo la direzione di crescita.

Prima di ogni misura di durezza, è stato applicato il carico preliminare, necessario per verificare il corretto posizionamento dell'indentatore e l'eliminazione dei giochi meccanici del sistema. Nel caso della prova Rockwell B, una volta applicato il carico totale, il valore di durezza viene fornito direttamente dal durometro al termine della misura. Per la prova Brinnell, invece, dopo l'applicazione del carico e la rimozione dello stesso, l'impronta lasciata sulla superficie del campione è stata osservata mediante microscopio ottico. Il diametro dell'impronta è stato misurato e successivamente inserito nel durometro, il quale restituisce il valore di durezza Brinnell corrispondente.



**Figura 4.7:** Prova di durezza: (a) durometro utilizzato per la caratterizzazione meccanica dei campioni [44]; (b) esecuzione della prova sul provino metallico.

## 8. Sezione X-Z dei provini

Successivamente alle prove di durezza, i provini sono stati sezionati lungo il piano X-Z, al fine di ottenere una sezione trasversale rappresentativa della crescita del materiale durante il processo di deposizione. Il sezionamento è stato effettuato mediante taglio elettroerosivo a filo, con la macchina *e-cut*, la stessa impiegata per separare i provini dalla piastra. L'analisi della sezione X-Z è importante per i componenti realizzati mediante AM, in quanto consente di analizzare la morfologia dei cordoni, l'andamento del layer, e, nel caso di provini multi-materiale, le caratteristiche dell'interfaccia tra materiali differenti.

## 9. Inglobatura

Dopo il sezionamento, i provini sono stati sottoposti alla fase di inglobatura, necessaria per le successive operazioni, ma anche per garantire una corretta manipolazione dei campioni. L'inglobatura consente infatti di proteggere i bordi della sezione e di mantenere la planarità della superficie durante la lucidatura. I campioni sono stati inglobati in resina bicomponente, colata all'interno di appositi stampi, lasciando esposta la superficie da analizzare. Una volta completata la polimerizzazione della resina, i provini inglobati sono pronti alle successive fasi di lucidatura.

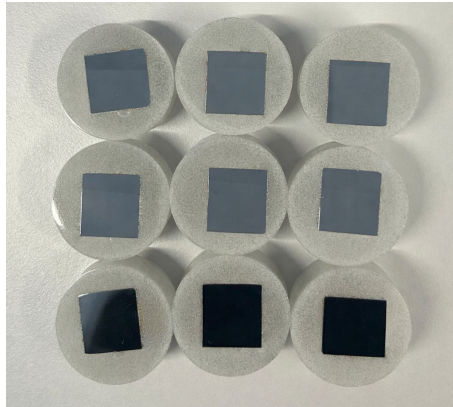
## 10. Lucidatura

I provini inglobati sono stati sottoposti a lucidatura metallografica al fine di ottenere una superficie idonea alle successive osservazioni al microscopio e all'attacco chimico. I provini inglobati sono stati inseriti nelle sedi del pistone della lucidatrice, che consente il trattamento simultaneo di più campioni garantendo uniformità di pressione e planarità della superficie lavorata.

Per lucidare sono state impiegate carte abrasive a grana progressivamente più fine, partendo alla 320 fino a grana 2400. Per ciascun passaggio sono stati opportunamente regolati il tempo di lavorazione, le velocità e i versi di rotazione del piatto e del pistone, e infine la pressione applicata, in modo da assicurare una rimozione graduale e controllata del materiale, e da eliminare i segni lasciati dallo step precedente.

Ultimata la fase di carteggiatura, la lucidatura finale è stata effettuata utilizzando panni di lucidatura con sospensione diamantata. In particolare, sono stati eseguiti due passaggi successivi con granulometria rispettivamente  $3\ \mu m$  e  $1\ \mu m$ , al fine di ridurre ulteriormente la rugosità superficiale e ottenere una superficie speculare. Anche in questa fase, i parametri sono stati opportunamente regolati per evitare la formazione di strisciature o deformazioni locali.

L'obiettivo di questa procedura è quello di ottenere una superficie priva di graffi, condizione fondamentale per una corretta osservazione della microstruttura, e per evidenziare i dettagli durante l'attacco chimico.



**Figura 4.8:** Provini sezionati, inglobati e lucidati.

## 11. Misurazione della densità

La valutazione della densità dei provini è stata effettuata mediante analisi di immagine a partire da osservazioni micrografiche. I campioni lucidati sono stati osservati e fotografati utilizzando un *Leica 2700 DM* [45], microscopio ottico per applicazioni metallografiche. Sono state acquisite immagini a diversi ingrandimenti, al fine di valutare la distribuzione dei pori, eventuale presenza di difetti di fusione e omogeneità del materiale depositato.

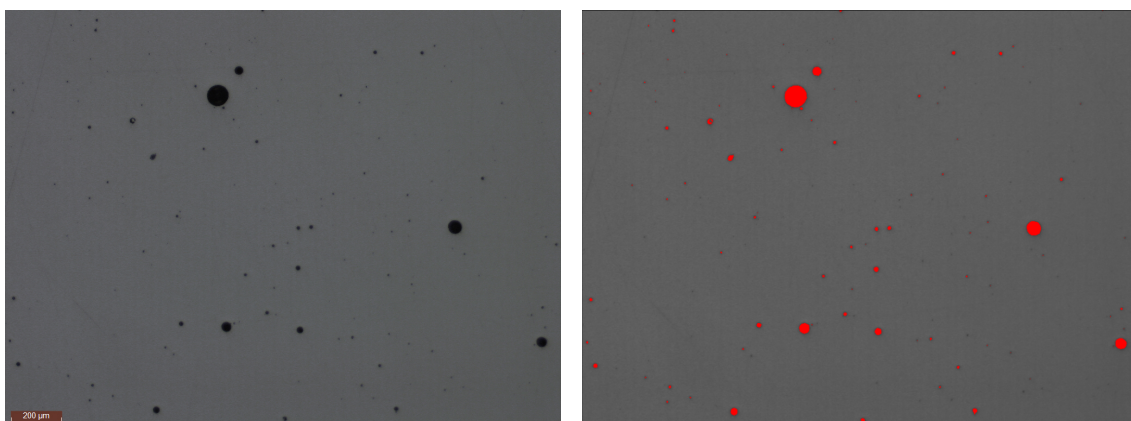


**Figura 4.9:** Microscopio ottico utilizzato per l'analisi microstrutturale [45]

Per l'analisi quantitativa della densità, sono state scattate cinque immagini rappresentative per ogni provino con ingrandimento 5x. Le immagini ottenute sono state successivamente elaborate mediante il software *imagej* [46], utilizzato per l'analisi digitale delle immagini.

Il software consente di distinguere le diverse tonalità presenti nell'immagine e di identificare le aree scure associate alla presenza di pori. Attraverso la sogliatura dell'immagine (*thresholding*), è stata calcolata la percentuale di area nera, assunta come indicativa della frazione volumetrica di porosità. A partire da questo valore è stato possibile stimare indirettamente la densità 2D del provino, facendo la media dei cinque risultati.

Tale metodologia ha permesso di ottenere una valutazione quantitativa e confrontabile della densità dei provini, fornendo informazioni utili sull'influenza dei parametri di processo e della composizione del materiale.



**Figura 4.10:** Analisi della porosità su sezione metallografica: (a) immagine originale acquisita al microscopio ottico; (b) immagine elaborata mediante ImageJ con individuazione e segmentazione dei pori evidenziati in rosso.

## 12. Attacco metallografico

L'ultimo passaggio della caratterizzazione è stata l'esecuzione dell'attacco chimico al fine di rendere visibile la microstruttura del materiale. Questo è stato effettuato utilizzando il reagente di Kalling, comunemente impiegato sia per l'analisi di acciai inossidabili che di leghe a base nichel. La procedura di attacco è stata effettuata applicando il reagente sulla superficie lucidata del campione per un tempo controllato, in modo da evitare fenomeni di sovra-attacco. Al termine dell'attacco, il campione è stato immediatamente risciacquato con acqua e alcool isopropilico, per arrestare la reazione chimica e rimuovere residui di reagente. Infine, la superficie è stata asciugata con aria calda.

L'attacco metallografico ha permesso di mettere in evidenza la microstruttura dei provini, consentendo l'osservazione dei cordoni di deposizione, dei confini di grano e delle eventuali differenze microstrutturali al variare dell'altezza. Questa fase è fondamentale per una corretta interpretazione delle immagini micrografiche, e per l'analisi degli effetti del processo DED.



**Figura 4.11:** Risultato dell'attacco acido su un provino in acciaio osservato sulla sezione x-z.

## 4.3 Procedura sperimentale

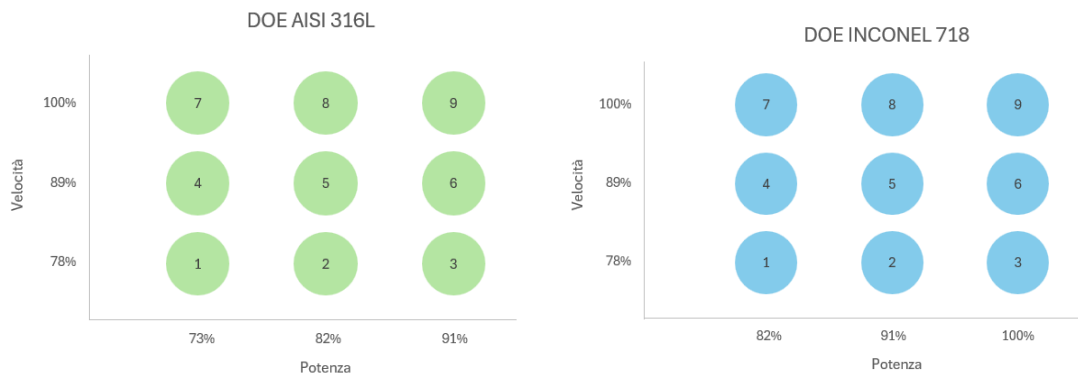
In questa sezione verranno descritte tutte le prove sperimentali eseguite, a partire dal design of experiment monomateriale, fino al provino conclusivo.

### 4.3.1 Design of Experiment

Il Design of Experiment (**DOE**) rappresenta uno strumento metodologico finalizzato allo studio sistematico dell'influenza dei principali parametri di processo sulla qualità dei provini realizzati. Nel contesto del progetto in esame, il DOE ha consentito di individuare le combinazioni idonee a garantire una deposizione stabile, una buona qualità geometrica e un'elevata densità del materiale depositato.

Nel presente lavoro sono stati condotti due DOE, uno per ciascun materiale considerato, con l'obiettivo di caratterizzare le singole leghe, e avere un punto di partenza con buone proprietà, per la successiva realizzazione dei provini multi-materiale.

Per ciascun DOE sono stati realizzati nove cubetti, ottenuti variando in modo controllato la **potenza del laser** e la **velocità di avanzamento**, selezionate in modo da esplorare un intervallo di diverse condizioni energetiche.



**Figura 4.12:** Impostazione dei due DOE.

Gli altri parametri di processo, quali la portata di polvere, il diametro del fascio laser e la distanza di lavoro, non sono stati oggetto dello studio, in quanto già validati dall'azienda e ritenuti idonei a garantire una deposizione stabile e riproducibile.

La progettazione della stampa dei provini e la definizione delle strategie di deposizione sono state eseguite tramite Mastercam. Il percorso utensile è stato impostato con un solo contour e un infill lineare per ogni layer.

DATI STAMPA GENERICI 316L		DATI STAMPA GENERICI IN718	
altezza del layer [mm]	0,5	altezza del layer [mm]	0,5
dimensione dei cubetti [mm]	20	dimensione dei cubetti [mm]	20
overlap [%]	50%-55%	overlap [%]	50%-55%
spot del laser [mm]	2	spot del laser [mm]	2
hatch distance [mm]	1	hatch distance [mm]	1
feed rate [%]	50%	feed rate [%]	50%
numero di contour	1	numero di contour	1
nozzle gas [lpm]	5	nozzle gas [lpm]	5
shielding gas [lpm]	5	shielding gas [lpm]	5
carrier gas 1 [lpm]	5	carrier gas 1 [lpm]	5
carrier gas 2 [lpm]	5	carrier gas 2 [lpm]	5
hopper	1	hopper	2
durata stampa	2h 55min	durata stampa	2h 55min
materiale [kg]	2	materiale [kg]	2

**Figura 4.13:** Dati stampa generici.

I cubetti sono stati depositati su una piastra rettangolare di dimensioni 180x180 mm, precedentemente fissata sul mandrino autocentrante della macchina.

Il G-code generato non è stato modificato, ad eccezione dell'inserimento di alcuni *optional stop* a scopo di sicurezza. Ciascun DOE ha richiesto un tempo complessivo di circa 3 ore, con un consumo di materiale pari a circa 2kg di acciaio e 2kg di Inconel.

### 4.3.2 Prove di flusso

Nel sistema di deposizione utilizzato, il controllo del powder feeder avviene attraverso l'impostazione della velocità di rotazione degli hopper, espressa in giri al minuto (rpm), mentre non è disponibile un controllo diretto sulla portata massica della polvere. Questa limitazione diventa particolarmente rilevante nel caso della stampa multi-materiale, in cui è fondamentale conoscere e mantenere una precisa percentuale in peso di ogni singolo materiale.

La composizione effettiva dello strato depositato, infatti, influisce direttamente sul comportamento del materiale durante l'interazione con la sorgente di energia, e sulle trasformazioni metallurgiche. A parità di potenza del laser, infatti, una variazione anche modesta della frazione in peso dei materiali, comporta una modifica nelle proprietà termo-fisiche del meltpool, e altera la quantità totale di materiale che partecipa alla fusione e alla solidificazione, influenzando i gradienti termici, la velocità di raffreddamento e tutto quello che ne deriva.

Dunque, nel caso di deposizione bimateriale, è necessario garantire la continuità della portata di polvere, indipendentemente dalla composizione dello strato. Ad esempio, uno strato realizzato con materiale A al 100%, e depositato con una portata di 10 g/min, deve avere la stessa portata complessiva di uno strato misto 50% A e 50% B, nel quale ciascun materiale viene alimentato a 5 g/min.

Per questo motivo sono state effettuate specifiche prove di flusso con l'obiettivo di determinare la relazione tra i valori di rpm impostati sul powder feeder, e la corrispondente portata massica reale della polvere, espressa in g/min. Le prove sono state condotte sia per l'acciaio inox, che per l'Inconel 718, mantenendo costante il flusso del carrier gas a 5 lpm, mentre la velocità di rotazione dell'hopper è stata variata su un ampio intervallo di valori.

Ciascuna prova è consistita nel far fluire la polvere per un tempo pari a 120 s, al termine del quale la polvere raccolta è stata pesata mediante una bilancia di precisione. Il peso netto ottenuto è stato quindi diviso per i minuti di flussaggio, in questo caso 2, ricavando la portata massica in g/min. La scelta di tale tempo di flussaggio è stata effettuata al fine di ridurre l'influenza dei transitori di avviamento e arresto del flusso, e di ottenere una misura rappresentativa delle condizioni a regime stazionario, analoghe a quelle presenti durante la deposizione reale.

Le prove sono state ripetute a diversi valori di rpm dallo 0% al 100% in ordine casuale al fine di ridurre l'influenza di eventuali effetti sistematici. L'incremento di rpm è stato di 0,3 per le prove con rpm prossimi allo 0, e di 0,5 per i valori successivi. La scelta di un passo ridotto nelle regioni a bassi rpm è stata motivata dalla necessità di individuare con precisione il punto di cut-off del powder feeder, ovvero il valore minimo di rpm sotto il quale il flusso di polvere risulta discontinuo e prossimo allo 0.

ACCIAIO 316L					
N. prova	feedrate (%)	carrier gas (lpm)	tempo (s)	net weight (%)	portata massica (%)
1	21%	5	120	19,3%	19,3%
2	100%	5	120	99,0%	99,0%
3	75%	5	120	75,7%	75,7%
4	30%	5	120	30,5%	30,5%
5	80%	5	120	80,9%	80,9%
6	40%	5	120	40,6%	40,6%
7	60%	5	120	60,9%	60,9%
8	18%	5	120	18,0%	18,0%
9	55%	5	120	56,0%	56,0%
10	90%	5	120	93,3%	93,3%
11	6%	5	120	5,5%	5,5%
12	85%	5	120	87,7%	87,7%
13	45%	5	120	46,3%	46,3%
14	3%	5	120	2,6%	2,6%
15	70%	5	120	72,0%	72,0%
16	95%	5	120	100,0%	100,0%
17	50%	5	120	52,8%	52,8%
18	65%	5	120	69,8%	69,8%
19	35%	5	120	38,3%	38,3%
20	12%	5	120	12,7%	12,7%
21	25%	5	120	27,3%	27,3%
22	15%	5	120	16,0%	16,0%
23	9%	5	120	9,4%	9,4%

Figura 4.14: Risultati prove di flusso acciaio 316L.

INCONEL 718					
N. prova	feedrate (%)	carrier gas (lpm)	tempo (s)	net weight (%)	portata massica (%)
1	21%	5	120	18,7%	18,7%
2	100%	5	120	100,0%	100,0%
3	30%	5	120	30,6%	30,6%
4	80%	5	120	81,5%	81,5%
5	40%	5	120	41,1%	41,1%
6	60%	5	120	61,7%	61,7%
7	18%	5	120	18,3%	18,3%
8	90%	5	120	91,2%	91,2%
9	6%	5	120	5,7%	5,7%
10	3%	5	120	2,8%	2,8%
11	70%	5	120	71,8%	71,8%
12	50%	5	120	51,5%	51,5%
13	12%	5	120	12,0%	12,0%
14	9%	5	120	8,9%	8,9%

Figura 4.15: Risultati prove di flusso Inconel 718.

A partire dai risultati sperimentali ottenuti dalle prove di flusso è stato possibile individuare una chiara correlazione tra la velocità di rotazione dell'hopper e la portata massica della polvere. I dati sperimentali mostrano un andamento pressoché lineare nell'intervallo di rpm analizzato, per entrambi i materiali. Sulla base di tale evidenza, è stata eseguita una regressione lineare dei dati per ricavare una relazione matematica che converte direttamente il valore di portata massica desiderato, con il valore di rpm da impostate sul powder feeder.

La regressione lineare ha portato alla definizione di due rette di conversione del tipo

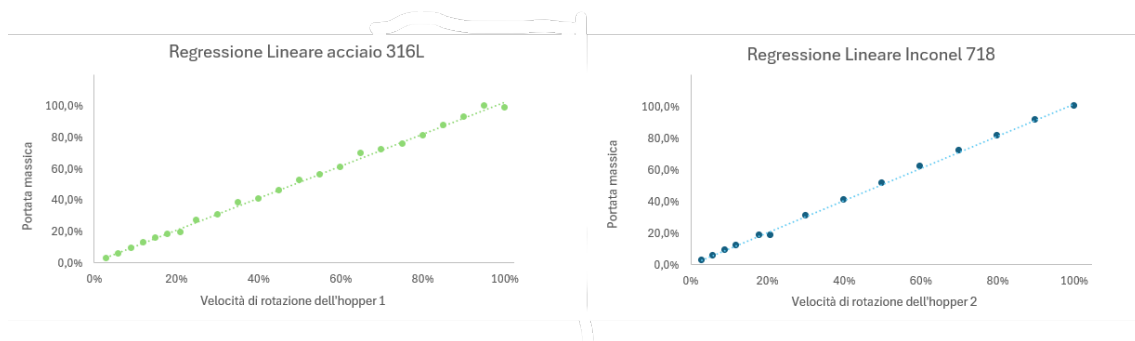
$$\text{rpm} = a \cdot \dot{m} + b$$

dove  $\dot{m}$  rappresenta la portata massica [g/min], mentre  $a$  e  $b$  sono i coefficienti della regressione, differenti per i due materiali.

Regressione lineare 316L		Regressione lineare IN718	
a	0,330694	a	0,328821238
b	0,0000	b	0,0300

**Figura 4.16:** Coefficienti delle regressioni lineari per 316L e IN718.

I valori ottenuti evidenziano una pendenza simile per i due materiali, indicando un comportamento comparabile del sistema di alimentazione, pur in presenza di differenze legate alle proprietà fisiche delle polveri.



**Figura 4.17:** Rappresentazione grafica delle regressioni lineari per 316L e IN718.

Le prove di flusso hanno permesso di costruire una tabella di conversione tra percentuale in peso dei materiali, portata massica, e valori di rpm corrispondenti per ciascun Hopper. Tale tabella rappresenta uno strumento fondamentale per gli step successivi.

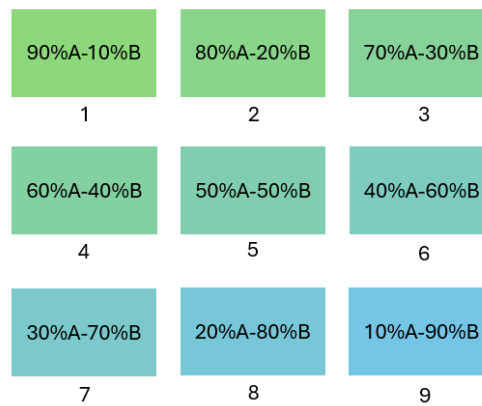
316L [%]	IN718 [%]	portata di 316L [%]	portata di IN718 [%]	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]
100%	0%	51,9%	0,0%	50,0%	0,0%
95%	5%	49,3%	2,5%	47,5%	2,8%
90%	10%	46,7%	5,1%	45,0%	5,3%
85%	15%	44,1%	7,6%	42,5%	7,8%
80%	20%	41,5%	10,1%	40,0%	10,2%
75%	25%	39,0%	12,7%	37,5%	12,7%
70%	30%	36,4%	15,2%	35,0%	15,2%
65%	35%	33,8%	17,7%	32,5%	17,7%
60%	40%	31,2%	20,3%	30,0%	20,2%
55%	45%	28,6%	22,8%	27,5%	22,7%
50%	50%	26,0%	25,3%	25,0%	25,2%
45%	55%	23,4%	27,9%	22,5%	27,6%
40%	60%	20,8%	30,4%	20,0%	30,1%
35%	65%	18,2%	32,9%	17,5%	32,6%
30%	70%	15,6%	35,5%	15,0%	35,1%
25%	75%	13,0%	38,0%	12,5%	37,6%
20%	80%	10,4%	40,5%	10,0%	40,1%
15%	85%	7,8%	43,0%	7,5%	42,6%
10%	90%	5,2%	45,6%	5,0%	45,0%
5%	95%	2,6%	48,1%	2,5%	47,5%
0%	100%	0,0%	50,6%	0,0%	50,0%

**Figura 4.18:** Tabella di conversione tra percentuale in peso, portata in massa e rpm.

### 4.3.3 Matrice di campioni monocomposizione

#### Impostazione generale e obiettivi

Per la terza prova sperimentale è stata impostata una matrice di nove campioni a composizione fissa, che ha compreso tutte le combinazioni tra il 90%A-10%B e il 10%A-90%B, dove A corrisponde all'acciaio AISI 316L, e B corrisponde all'Inconel 718. Con il termine *composizione fissa* si intende che per ciascun campione, la percentuale in peso dei due materiali rimane costante lungo l'intero volume del provino, e non varia all'interno dello stesso; varia bensì da provino a provino all'interno della matrice.



**Figura 4.19:** Rappresentazione schematica della matrice, dove A corrisponde all'acciaio, B corrisponde all'Inconel.

Questa impostazione consente di analizzare in modo isolato e sistematico il comportamento di ciascuna miscela, prima di procedere alla realizzazione di provini a gradiente funzionale (FGM), nei quali le diverse composizioni risultano sovrapposte lungo la direzione di crescita.

L'obiettivo principale di questa prova è stato quello di analizzare singolarmente le composizioni degli strati del provino FGM, e di separare l'effetto della composizione da quello della transizione tra materiali. In particolare, la matrice in questione è stata progettata per valutare l'omogeneità strutturale di ciascuna miscela, verificando l'assenza di segregazioni macroscopiche, discontinuità o difetti riconducibili a una miscelazione non uniforme delle polveri. La realizzazione di tale esperimento è stata volta anche a validare i parametri di processo individuati nei DOE preliminari, verificandone l'efficacia anche in presenza di composizioni miste. Infine, esso ha permesso di individuare eventuali composizioni non idonee, caratterizzate da difetti o risposte microstrutturali sfavorevoli, nonché di identificare le composizioni più promettenti da usare come riferimento per la progettazione delle prove successive.

## Impostazione delle portate e dei parametri di processo

Per ciascun campione, le portate dei due hopper e dei principali parametri di processo sono stati impostati in modo coerente e proporzionale alla composizione nominale prevista. Nello specifico, le portate di polvere dell'hopper 1 (dedicato al 316L) e dell'hopper 2 (dedicato all'IN718), sono state definite in rpm sulla base della tabella di conversione ottenuta a seguito delle prove di flusso. Tali valori sono quindi stati regolati secondo una legge di variazione progressiva complementare con un salto del 10% in peso: al diminuire della portata dell'hopper 1 corrisponde un incremento della portata dell'hopper 2. In questo modo, il bilancio di portata è rimasto costante, rendendo i campioni direttamente confrontabili tra loro.

Parallelamente alla regolazione delle portate anche i parametri di processo principali, ovvero la potenza del laser e la velocità di deposizione, sono stati impostati in modo progressivo. Quindi, all'aumentare della percentuale di Inconel718, caratterizzato da parametri di processo più elevati, si è reso necessario incrementare gradualmente sia la potenza che la velocità. Tale scelta è stata adottata per mantenere le condizioni di fusione comparabili tra i diversi provini, compensando le differenze di assorbimento energetico e di conducibilità termica tra i due materiali. I valori di potenza e velocità ottimali per i singoli materiali sono riportati in tabella 4.2

Materiali	P [%]	V [%]
AISI 316L	73	78
IN718	91	100

**Tabella 4.2:** Parametri di processo ottimali per i materiali considerati.

N. provino	composizione	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]
1	90%A -10%B	44,99%	5,27%	0,9*P_A+0,1*P_B= 75%	0,9*v_A+0,1*v_B= 80%
2	80%A -20%B	39,99%	10,24%	0,8*P_A+0,2*P_B= 76%	0,8*v_A+0,2*v_B= 82%
3	70%A -30%B	34,99%	15,21%	0,7*P_A+0,3*P_B= 78%	0,7*v_A+0,3*v_B= 84%
4	60%A -40%B	29,99%	20,18%	0,6*P_A+0,4*P_B= 80%	0,6*v_A+0,4*v_B= 87%
5	50%A -50%B	25,00%	25,15%	0,5*P_A+0,5*P_B= 82%	0,5*v_A+0,5*v_B= 89%
6	40%A -60%B	20,00%	30,13%	0,4*P_A+0,6*P_B= 84%	0,4*v_A+0,6*v_B= 91%
7	30%A -70%B	15,00%	35,10%	0,3*P_A+0,7*P_B= 85%	0,3*v_A+0,7*v_B= 93%
8	20%A -80%B	10,00%	40,07%	0,2*P_A+0,8*P_B= 87%	0,2*v_A+0,8*v_B= 96%
9	10%A -90%B	5,00%	45,04%	0,1*P_A+0,9*P_B= 89%	0,1*v_A+0,9*v_B= 98%

**Figura 4.20:** Valori relativi di portata in massa e parametri di processo per ciascun provino

## Modifica manuale del G-Code

Dal punto di vista della programmazione, è stato necessario intervenire manualmente sul G-Code generato da Mastercam, poiché il software consente l'attivazione di un solo hopper alla volta. Di conseguenza, ogni variazione di portata associata all'hopper 1, è stata accompagnata da una modifica manuale del codice, inserendo esplicitamente il comando di attivazione dell'hopper 2 e assegnando il valore di portata corrispondente alla composizione desiderata.

## Preparazione del sistema di alimentazione

Prima dell'avvio della stampa è stato effettuato il montaggio di un giunto a Y per la connessione dei due hopper al sistema di alimentazione della testa di deposizione, configurazione necessaria per consentire la confluenza dei flussi delle due polveri in un unico ugello. Successivamente, entrambi gli hopper sono stati caricati con 1kg di materiale ciascuno, ed è stata poi verificato il corretto funzionamento del giunto, accertando che il sistema fosse in grado di aspirare in modo completo ed uniforme entrambe le polveri, senza squilibri.



**Figura 4.21:** Configurazione del sistema di alimentazione multi-materiale.



**Figura 4.22:** Dettaglio del giunto a Y.

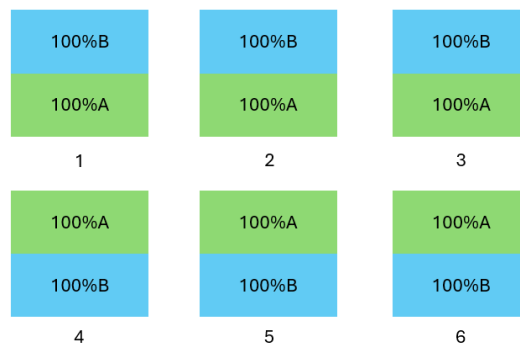
### 4.3.4 Interfaccia netta

La prova sperimentale dell'interfaccia netta rappresenta il caso più semplice di realizzazione di un componente multi-materiale mediante processo DED, poiché non richiede l'utilizzo di giunti, conversioni matematiche e zone di transizione di materiale, ma esclusivamente la conoscenza dei parametri di stampa dei due materiali coinvolti.

Gli obiettivi principali di questa stampa sono stati :

- Valutazione della compatibilità metallurgica tra acciaio 316L e Inconel718;
- Analisi della microstruttura all'interfaccia;
- Confronto del comportamento del provino bi-materiale con quelli a materiali singoli.

Nello specifico, sono stati realizzati complessivamente sei provini: tre con acciaio 316L depositato nella parte inferiore e Inconel718 nella parte superiore, e tre con configurazione inversa. La triplicazione dei provini è stata effettuata al fine di valutare la ripetibilità del processo, mentre l'inversione della sequenza di deposizione è stata introdotta per analizzare l'influenza del materiale di base sul comportamento dell'interfaccia e sulle caratteristiche del provino.



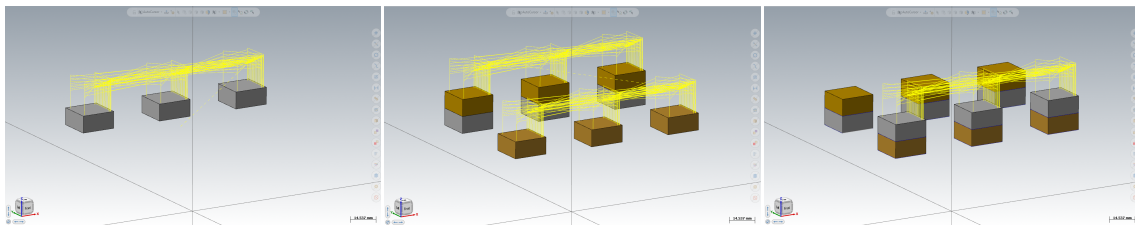
**Figura 4.23:** Rappresentazione grafica delle composizioni dei provini

PROVE	PRIMI 20 LAYER				ULTIMI 20 LAYER				
	N. provino	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]
1		50%	0%	73%	78%	0%	50%	91%	100%
2		50%	0%	73%	78%	0%	50%	91%	100%
3		50%	0%	73%	78%	0%	50%	91%	100%
4		0%	50%	91%	100%	50%	0%	73%	78%
5		0%	50%	91%	100%	50%	0%	73%	78%
6		0%	50%	91%	100%	50%	0%	73%	78%

**Figura 4.24:** Parametri di processo della prova.

Dal punto di vista operativo, la prova ha presentato alcune limitazioni legate all'architettura dell'impianto: non essendo possibile cambiare il tubo di alimentazione dell'hopper durante la stampa e non potendo utilizzare il giunto a Y (poiché lo spegnimento di un hopper comporterebbe il trasferimento della polvere non aspirata verso l'altro hopper), si è reso necessario suddividere la campagna di stampa in tre fasi distinte. In particolare, sono stati realizzati separatamente:

1. Base dei provini 1,2 e 3 in acciaio;
2. Base dei provini 4,5 e 6 in Inconel + parte superiore dei provini 1,2 e 3 in Inconel;
3. Parte superiore dei provini 4, 5 e 6 in acciaio.



Base 1-3 in acciaio

Inconel strato sup.e inf.

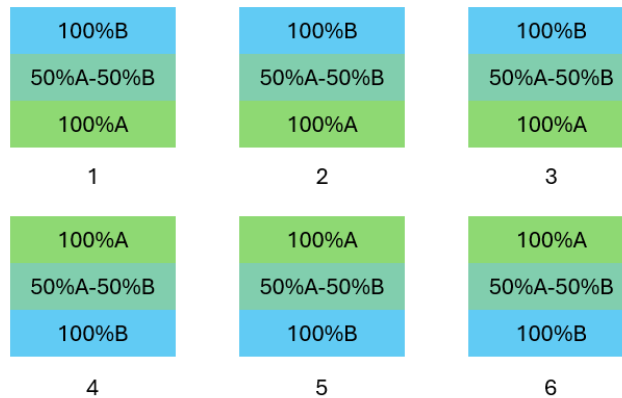
Sommità 4-6 in acciaio

**Figura 4.25:** Sequenza di costruzione dei provini con transizione netta di materiale.

Per la totalità della prova è stato utilizzato circa 1kg di polvere di 316L e 1kg di In718, mentre la durata complessiva è stata di circa 3 ore, comprese le interruzioni tra una stampa e l'altra. Questa configurazione ha permesso di isolare e studiare in modo diretto il comportamento dell'interfaccia netta tra i due materiali, fornendo un riferimento fondamentale per il confronto con soluzioni a gradiente.

### 4.3.5 Interfaccia con salto del 50%

Questa prova sperimentale ha previsto la realizzazione di sei provini a geometria cubica, progettati per investigare la transizione a gradiente. In particolare, tre provini sono stati realizzati con Inconel depositato su acciaio, mentre i tre restanti presentano la configurazione opposta, ovvero acciaio depositato su Inconel, al fine di valutare l'influenza del materiale di base sulla formazione dell'interfaccia. La differenza rispetto ai precedenti risiede nel fatto che i due materiali non sono direttamente collegati, ma sono separati da uno strato a composizione mista.



**Figura 4.26:** Rappresentazione grafica delle composizioni dei provini.

Tutti i campioni sono stati prodotti mantenendo invariata la strategia di deposizione e la geometria, variando esclusivamente la gestione dei parametri di processo nella zona di transizione. A differenza della matrice monocomposizione, in questo caso i parametri di processo nella zona mista non sono stati scalati in proporzione alle portate di materiale: la composizione si è mantenuta costante al 50% acciaio- 50% inconel, mentre potenza e velocità sono state intenzionalmente sbilanciate.

Nello specifico, sono state investigate tre configurazioni: una con potenza e velocità inferiori rispetto al valore medio, una configurazione centrata, e una con parametri superiori. È fondamentale sottolineare che, nella regione multi-materiale, la portata dei materiali rimane sempre equamente suddivisa tra i due hopper, mentre i parametri di processo variano in modo indipendente.

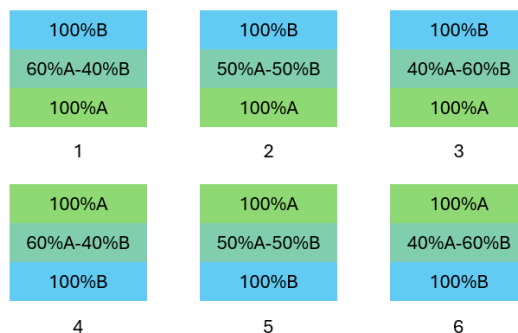


Figura 4.27: Rappresentazione grafica dei parametri di processo relativi dei provini.

LAYER 1-10					
N. provino	composizione	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]
1	100%A	50%	0%	73%	78%
2	100%A	50%	0%	73%	78%
3	100%A	50%	0%	73%	78%
4	100%B	0%	50%	91%	100%
5	100%B	0%	50%	91%	100%
6	100%B	0%	50%	91%	100%

LAYER 11-20					
N. provino	composizione	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]
1	50%A+50%B	25%	25,2%	0,6*P_A+ 0,4*P_B= 80%	0,6*v_A+ 0,4*v_B= 87%
2	50%A+50%B	25%	25,2%	0,5*P_A+ 0,5*P_B= 82%	0,5*v_A+ 0,5*v_B= 89%
3	50%A+50%B	25%	25,2%	0,4*P_A+ 0,6*P_B= 84%	0,4*v_A+ 0,6*v_B= 91%
4	50%A+50%B	25%	25,2%	0,6*P_A+ 0,4*P_B= 80%	0,6*v_A+ 0,4*v_B= 87%
5	50%A+50%B	25%	25,2%	0,5*P_A+ 0,5*P_B= 82%	0,5*v_A+ 0,5*v_B= 89%
6	50%A+50%B	25%	25,2%	0,4*P_A+ 0,6*P_B= 84%	0,4*v_A+ 0,6*v_B= 91%

LAYER 21-30					
N. provino	composizione	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]
1	100%B	0%	50%	91%	100%
2	100%B	0%	50%	91%	100%
3	100%B	0%	50%	91%	100%
4	100%A	50%	0%	73%	78%
5	100%A	50%	0%	73%	78%
6	100%A	50%	0%	73%	78%

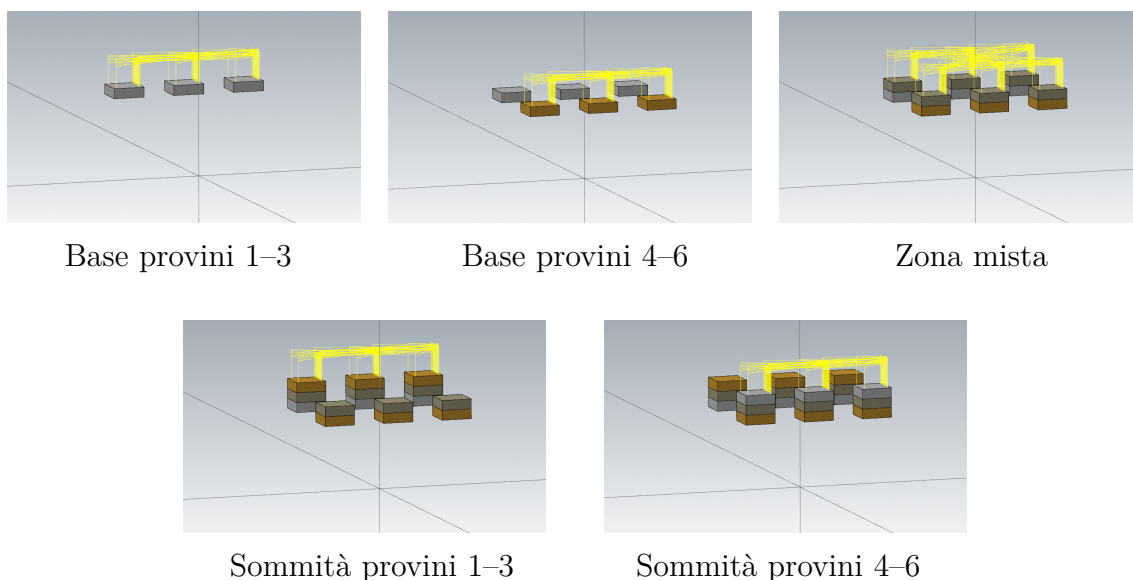
Figura 4.28: Parametri di processo della prova.

Gli obiettivi della prova possono essere così riassunti:

- Valutare l'effetto dell'introduzione di un gradiente multi-materiale, e analizzare se la presenza di tale gradiente contribuisca a migliorare il legame metallurgico all'interfaccia;
- Verificare un possibile miglioramento delle proprietà metallurgiche e meccaniche in presenza di un giunto tra i due materiali;
- Disaccoppiare l'effetto della composizione chimica da quello dei parametri di processo, per valutare se, a parità di bilancio di portata, la risposta del materiale può essere modulata agendo solo sui parametri.

Per le stesse ragioni già emerse nella precedente campagna sperimentale, legate ai limiti operativi del sistema, la stampa è stata suddivisa in 5 step distinti:

1. Base dei provini 1,2 e 3 in acciaio;
2. Base dei provini 4,5 e 6 in Inconel;
3. Strati centrali a composizione mista, stampati utilizzando il giunto a Y;
4. Parte superiore dei provini 1,2 e 3, in Inconel;
5. Parte superiore dei provini 4, 5 e 6 in acciaio.



**Figura 4.29:** Rappresentazione della sequenza di stampa.

Durante lo step multi-materiale, analogamente a quanto osservato in precedenza, è stato necessario modificare manualmente il G-Code, per permettere l'erogazione simultanea dei materiali. Le interruzioni introdotte tra uno step e l'altro hanno comportato un allungamento dei tempi complessivi di stampa, aspetto rilevante da considerare in una prospettiva applicativa, accanto alle prestazioni del materiale.

### 4.3.6 Interfaccia con salto del 20% e 10%

#### Descrizione generale della prova

L'esperimento oggetto del presente paragrafo rappresenta la configurazione definitiva dei provini multi-materiale, progettata a seguito di un'analisi critica dei risultati ottenuti negli step sperimentali precedenti. Quindi tutte le principali correzioni relative ai difetti di processo, alle criticità microstrutturali e alle discontinuità delle proprietà meccaniche osservate nelle prove precedenti sono state applicate nella progettazione di questi provini.

La strategia adottata ha previsto la realizzazione di gradienti composizionali tra acciaio e Inconel, con variazioni discrete della composizione rispettivamente del 20% e del 10%, al fine di confrontare gli effetti di una transizione più graduale rispetto ad una più brusca. Tale approccio permette una valutazione finale dell'influenza dell'ampiezza del gradiente sulla qualità metallurgica del giunto, sulla risposta meccanica e sulla stabilità del processo di deposizione.

#### Impostazione specifica dell'esperimento

La scelta dell'ordine di deposizione è ricaduta sulla configurazione **Inconel su acciaio**, e non viceversa, per motivazioni sia sperimentali che applicative. Nelle campagne precedenti, infatti, proprio questa configurazione aveva evidenziato le maggiori criticità, in particolare per quanto riguarda la riduzione della durezza nelle zone di transizione. Tuttavia, l'introduzione di un gradiente composizionale al 50% aveva mostrato un miglioramento, suggerendo che una transizione più articolata potesse ulteriormente incrementare le prestazioni. Pertanto, è stato deciso di verificarlo tramite tale prova.

Dal punto di vista applicativo, è stata ipotizzata una configurazione in cui l'acciaio funge da componente strutturale di base, mentre l'Inconel viene depositato nelle zone superiori, maggiormente soggette a fatica termomeccanica. In questo contesto, la durezza è considerata un indicatore diretto di una possibile migliore resistenza a trazione, rendendo coerente la scelta di migliorare la durezza nell'ordine di deposizione adottato.

Per ciascun valore di salto composizionale sono stati realizzati due provini distinti:

- Uno con **gradiente completo**, comprendente tutte le composizioni intermedie;
- Uno con **gradiente selettivo**, in cui sono state escluse le combinazioni che, nei provini monocomposizione, erano risultati più critici (in particolare 90%A-10%B, 80%A-20%B, 70%A-30%B).

Infine, la piastra di costruzione è stata preriscaldata al fine di ridurre il rischio di difetti di *lack of fusion* nella regione in acciaio, già osservati in precedenti prove.

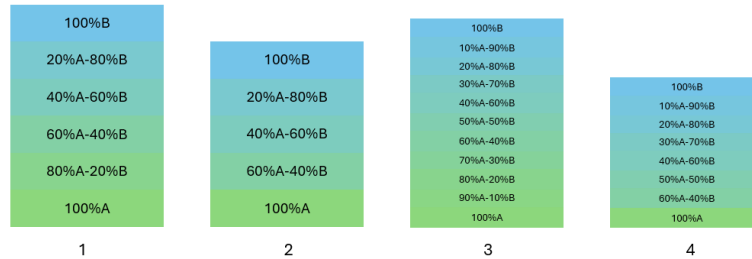


Figura 4.30: Rappresentazione grafica dei provini stampati.

Per quanto riguarda l'altezza dei provini, quelli caratterizzati da un salto del 20% presentano 10 layer per ciascuna composizione, risultando quindi complessivamente più alti, fino ad arrivare a 30 mm nel caso del provino 1. Nel caso dei provini 3 e 4, con salto del 10% è stato necessario ridurre l'altezza di ciascuna composizione a 5 layer, poiché un numero maggiore avrebbe portato a un'altezza complessiva incompatibile col diametro dello stampo di inglobatura, pari a 40 mm.

Dall'analisi dei risultati precedenti è emerso che i provini con le migliori proprietà erano quelli realizzati con parametri di processo sbilanciati verso quelli ottimali dell'Inconel. Di conseguenza, si è adottata la stessa strategia: a fronte di una determinata composizione definita in termini di portata di materiale (ad esempio 70%A-30%B), la potenza del laser e la velocità di scansione sono stati impostati come combinazioni pesate più vicine a quelle dell'Inconel (ad esempio equivalenti a una composizione 60%A-40%B), al fine di garantire un apporto energetico superiore e una migliore stabilità del bagno di fusione.

PROVINO 1					
layer	composizione	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]
da 1 a 10	100%A	50%	0%	P: A= 72,7%	v: A= 77,8%
da 11 a 20	80%A-20%B	30,99%	10,24%	0,7*P: A=0,3*P: B= 78,2%	0,8*v: A=0,2*v: B=82,2%
da 21 a 30	60%A-40%B	29,99%	20,18%	0,5*P: A=0,5*P: B= 81,8%	0,6*v: A=0,4*v: B= 86,7%
da 31 a 40	40%A-60%B	20,00%	30,13%	0,3*P: A=0,7*P: B= 85,5%	0,4*v: A=0,6*v: B= 91,1%
da 41 a 50	20%A-80%B	10,00%	40,07%	0,1*P: A=0,9*P: B= 89,1%	0,2*v: A=0,8*v: B= 95,6%
da 51 a 60	100%B	0%	50%	P: B= 90,9%	v: B=100%

PROVINO 2					
layer	composizione	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]
da 1 a 10	100%A	50%	0%	P: A= 72,7%	v: A= 77,8%
da 11 a 20	60%A-40%B	29,99%	20,18%	0,5*P: A=0,5*P: B= 81,8%	0,6*v: A=0,4*v: B= 86,7%
da 21 a 30	40%A-60%B	20,00%	30,13%	0,3*P: A=0,7*P: B= 85,5%	0,4*v: A=0,6*v: B= 91,1%
da 31 a 40	20%A-80%B	10,00%	40,07%	0,1*P: A=0,9*P: B= 89,1%	0,2*v: A=0,8*v: B= 95,6%
da 41 a 50	100%B	0%	50%	P: B= 90,9%	v: B=100%

PROVINO 3					
layer	composizione	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]
da 1 a 5	100%A	50%	0%	P: A= 72,7%	v: A= 77,8%
da 6 a 10	90%A-10%B	44,99%	5,27%	0,9*P: A=0,2*P: B= 76,4%	0,9*v: A=0,1*v: B= 80,0%
da 11 a 15	80%A-20%B	39,99%	10,24%	0,7*P: A=0,3*P: B= 78,2%	0,8*v: A=0,2*v: B= 82,2%
da 16 a 20	70%A-30%B	34,99%	15,21%	0,6*P: A=0,4*P: B= 80,0%	0,7*v: A=0,3*v: B= 84,4%
da 21 a 25	60%A-40%B	29,99%	20,18%	0,5*P: A=0,5*P: B= 81,8%	0,6*v: A=0,4*v: B= 86,7%
da 26 a 30	50%A-50%B	25,00%	25,15%	0,4*P: A=0,6*P: B= 83,6%	0,5*v: A=0,5*v: B= 88,9%
da 31 a 35	40%A-60%B	20,00%	30,13%	0,3*P: A=0,7*P: B= 85,5%	0,4*v: A=0,6*v: B= 91,1%
da 36 a 40	30%A-70%B	15,00%	35,10%	0,2*P: A=0,8*P: B= 87,3%	0,3*v: A=0,7*v: B= 93,3%
da 41 a 45	20%A-80%B	10,00%	40,07%	0,1*P: A=0,9*P: B= 89,1%	0,2*v: A=0,8*v: B= 95,6%
da 46 a 50	10%A-90%B	5,00%	45,04%	P: B= 90,9%	0,1*v: A=0,9*v: B= 97,8%
da 51 a 55	100%B	0%	50%	P: B= 90,9%	v: B=100%

PROVINO 4					
layer	composizione	n. di giri hopper 1 [%]	n. di giri hopper 2 [%]	potenza [%]	velocità [%]
da 1 a 5	100%A	50%	0%	P: A= 72,7%	v: A= 77,8%
da 6 a 10	60%A-40%B	29,99%	20,18%	0,5*P: A=0,5*P: B= 81,8%	0,6*v: A=0,4*v: B= 86,7%
da 11 a 15	50%A-50%B	25,00%	25,15%	0,4*P: A=0,6*P: B= 83,6%	0,5*v: A=0,5*v: B= 88,9%
da 16 a 20	40%A-60%B	20,00%	30,13%	0,3*P: A=0,7*P: B= 85,5%	0,4*v: A=0,6*v: B= 91,1%
da 21 a 25	30%A-70%B	15,00%	35,10%	0,2*P: A=0,8*P: B= 87,3%	0,3*v: A=0,7*v: B= 93,3%
da 26 a 30	20%A-80%B	10,00%	40,07%	0,1*P: A=0,9*P: B= 89,1%	0,2*v: A=0,8*v: B= 95,6%
da 31 a 35	10%A-90%B	5,00%	45,04%	P: B= 90,9%	0,1*v: A=0,9*v: B= 97,8%
da 36 a 40	100%B	0%	50%	P: B= 90,9%	v: B=100%

Figura 4.31: Parametri di processo utilizzati per la stampa.

## **Obiettivi**

L'obiettivo principale della prova è la valutazione dell'efficacia della strategia del gradiente composizionale ottimizzata nel migliorare le proprietà meccaniche e la qualità del collegamento tra acciaio e Inconel. Oltre a questo, la sperimentazione mira a:

- Verificare se le composizioni risultate critiche nei provini monocomposizione mantengano un comportamento sfavorevole anche quando inserite all'interno di un gradiente verticale;
- Valutare se l'esclusione di tali composizioni consenta comunque di ottenere provini con buone proprietà, pur introducendo salti composizionali più ampi;
- Confrontare le proprietà dei provini multi-materiale con quelle dei materiali di base, al fine di individuare eventuali miglioramenti sinergici.

## **Esecuzione della stampa**

La stampa è stata suddivisa in tre fasi operative:

1. Deposizione dei soli strati inferiori di acciaio;
2. Deposizione della regione multi-materiale, con gradiente composizionale;
3. deposizione degli strati superiori in Inconel.

L'intero processo di stampa si è svolto nell'arco di una mattinata e ha presentato diversi episodi di otturazione dell'ugello, che potrebbero aver causato alterazioni locali della portata effettiva dei materiali. Tali fenomeni sono da considerare nell'interpretazione dei risultati sperimentali.

# Capitolo 5

## Analisi dei risultati

### 5.1 Design of Experiment

#### Analisi dimensionale

L'analisi dimensionale dei provini prodotti nei due DOE evidenzia una buona ripetibilità del processo per entrambi i materiali. L'altezza nominale prevista dal modello era pari a 20 mm, ma tutti i provini mostrano un'altezza finale superiore, compresa tra 21,47 e 21,86 mm per l'acciaio 316L, e tra 20,14 e 21,41 mm per l'IN718.

L'incremento di altezza rispetto al valore teorico è attribuibile principalmente all'accumulo di materiale durante il processo, legato a una combinazione di fattori come l'efficienza di cattura della polvere, la sovrapposizione dei cordoni e la dilatazione termica durante la deposizione. Inoltre, la solidificazione rapida e la parziale rifusione degli strati precedenti possono portare a una crescita verticale leggermente superiore a quella prevista. Le variazioni osservate risultano comunque contenute e sistematiche, indicando una deposizione stabile.

Dal punto di vista estetico, i cubetti realizzati in 316L presentano bordi più netti e una geometria meglio definita, con un aspetto superficiale complessivamente più regolare. Al contrario, i provini in IN718 mostrano una maggiore tendenza all'ingrossamento dei bordi e della faccia superiore, oltre alla presenza di granelli di polvere parzialmente fusi e aderenti alla superficie. Questo comportamento è riconducibile alla maggiore viscosità del meltpool e alle differenti proprietà termofisiche della superlega.

## Analisi di durezza

I valori di durezza misurati risultano coerenti con la letteratura. Per il 316L la durezza Rockwell B si attesta mediamente intorno ai **83-84 HRB**, mentre la durezza Brinell varia tra i **170-179 HB**.

L’Inconel presenta valori di durezza superiori, con una durezza Rockwell B mediamente compresa tra i **93** e i **95 HRB**, e valori Brinell intorno ai **206-211 HB**. Le differenze nei valori di durezza tra i vari provini dei DOE risultano contenute e non determinanti ai fini della selezione dei migliori parametri di processo, suggerendo che la durezza sia meno sensibile, in questo caso, alle variazioni della LED rispetto ad altri indicatori.

## Analisi di della densità

La densità è stata assunta come parametro principale per la valutazione della qualità dei provini e per l’individuazione della migliore configurazione di processo, in quanto direttamente correlata alla presenza di porosità, e quindi alle prestazioni meccaniche e all’affidabilità strutturale del materiale.

Per il 316L tutti i DOE analizzati mostrano valori di densità elevati e compresi in un intervallo ristretto (circa 99,7-99,9%), indicando una buona finestra di processabilità. In questo contesto il provino 1 è risultato il migliore per l’acciaio, presentando il valore di densità più elevato.

RISULTATI 316L				
N. provino	altezza [mm]	densità [%]	durezza [HRB]	durezza [HB]
1	21,52	99,92	83,66	170,32
2	21,90	99,87	83,40	175,84
3	21,50	99,79	83,82	175,90
4	21,50	99,81	83,46	173,18
5	21,86	99,87	82,24	176,20
6	21,50	99,88	82,68	173,16
7	21,50	99,77	84,16	175,80
8	21,84	99,69	83,58	178,90
9	21,47	99,88	83,70	172,96

**Figura 5.1:** Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di porosità per il DOE sull’acciaio.

Diversamente, per l'IN718 si osserva una maggiore dispersione di valori di densità, con alcuni valori che mostrano una riduzione più marcata rispetto ai valori ottimali. Ciò indica una maggiore sensibilità del materiale ai parametri di processo. Sulla base di questo criterio, il provino 8 è stato individuato come migliore in quanto caratterizzato dal valore di densità più elevato.

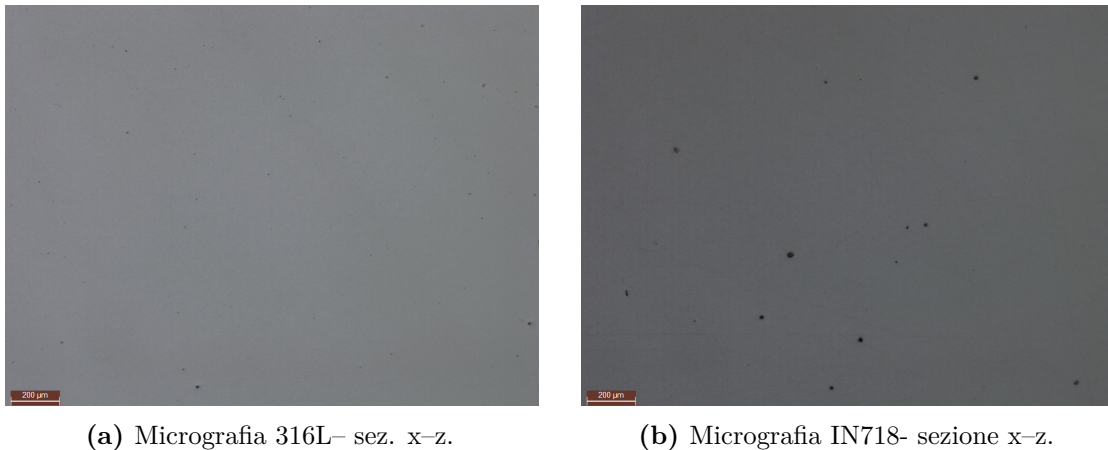
RISULTATI IN718				
N. provino	altezza [mm]	densità [%]	durezza [HRB]	durezza [HB]
1	20,86	99,61	94,88	206,76
2	20,14	99,76	93,54	206,10
3	21,41	99,57	94,68	209,42
4	20,82	99,62	93,34	208,32
5	21,14	99,80	92,64	211,04
6	21,24	99,80	94,78	209,16
7	20,79	99,54	95,20	206,94
8	21,06	99,83	95,02	205,98
9	21,07	99,79	95,38	207,60

**Figura 5.2:** Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di porosità per il DOE sull'Inconel.

## Analisi microstrutturale

Per quanto riguarda l'osservazione al microscopio, in entrambi i materiali si osserva una porosità complessivamente limitata, costituita prevalentemente da pori di piccole dimensioni e con morfologia pressoché sferica, indicativa di pori di origine gassosa. Tale caratteristica suggerisce una buona stabilità del bagno di fusione e un'adeguata dinamica di solidificazione.

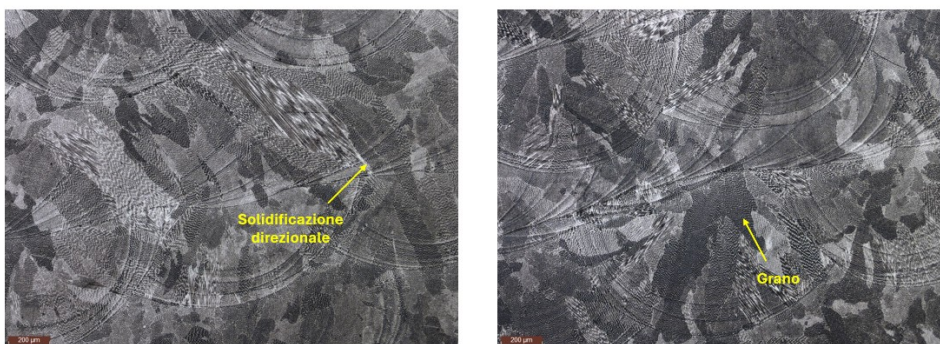
Nel caso del 316L, la porosità risulta particolarmente contenuta sia in termini di dimensione che di frequenza. Questo comportamento è attribuibile anche alla migliore qualità della polvere, caratterizzata da una maggiore sfericità e da una distribuzione granulometrica più controllata. Per l'IN718, pur rimanendo su livelli accettabili, si osservano pori leggermente più grandi, in accordo con i valori di densità inferiori riscontrati.



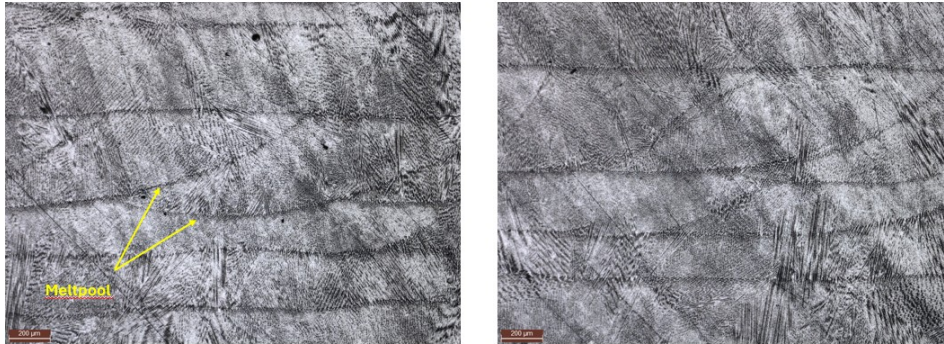
**Figura 5.3:** Confronto tra la porosità del 316L e dell'IN718 in sezione x-z a basso ingrandimento (zoom 5×).

L'attacco acido è stato utilizzato per evidenziare la microstruttura dei provini selezionati, mettendo in risalto le morfologie tipiche dei materiali processati tramite DED. In entrambi i casi, la microstruttura risulta analoga e coerente con una solidificazione direzionale, e le differenze di contrasto osservate nelle micrografie sono attribuibili principalmente alla diversa reattività dei materiali, legata alla composizione chimica, piuttosto che a differenze nella struttura cristallina.

A basso ingrandimento (zoom 5×), l'attacco acido evidenzia chiaramente i contorni dei meltpool e le tracce di deposizione, che appaiono come linee curve sovrapposte a contrasto differente, indicative della sequenza di deposizione. Tale diversa risposta all'attacco acido non indica fenomeni di ricristallizzazione, ma piuttosto riflette variazioni locali delle condizioni di solidificazione e della composizione chimica. La continuità della microstruttura attraverso più layer, senza interruzioni nette ai bordi delle meltpool, è indicativa di una crescita epitassiale.

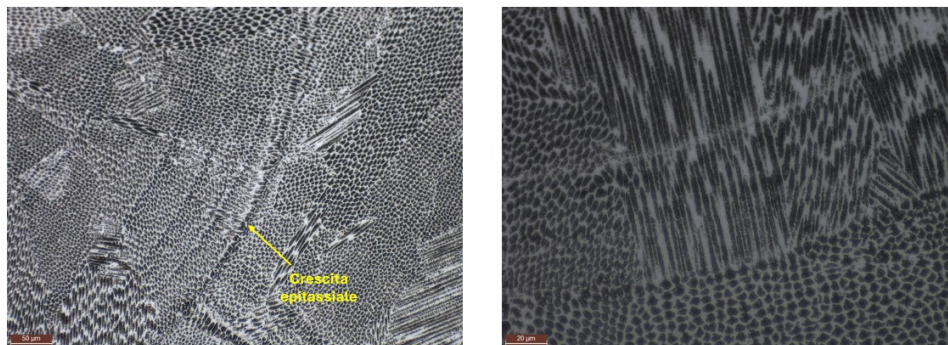


**Figura 5.4:** Attacco chimico su sez. x-z del provino in 316L (zoom 5×).

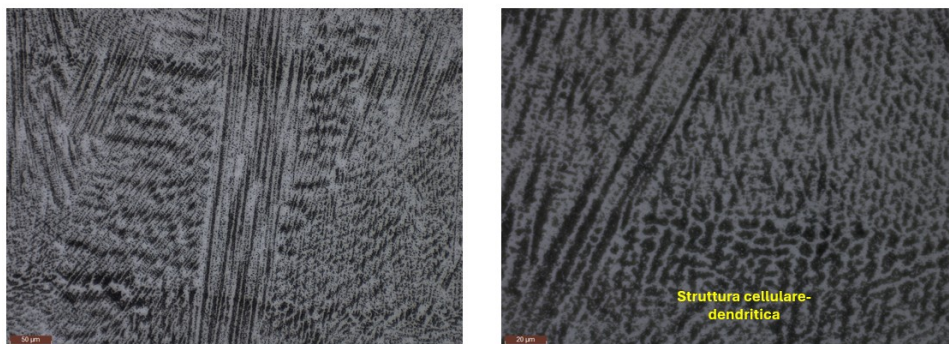


**Figura 5.5:** Attacco chimico su sez. x-z del provino in IN718 (zoom 5×).

A maggiore ingrandimento, (zoom 20×-50×), l'attacco acido consente di visualizzare le strutture cellulari e dendritiche fini. I dendriti, tipici delle microstrutture da AM, appaiono prevalentemente allungati e orientati secondo la direzione del gradiente termico. In alcune regioni, le strutture appaiono più corte o con morfologia apparentemente più equiassica, ma questa differenza è in realtà dovuta alla sezione di taglio del campione, rispetto alla direzione di crescita dendritica.



**Figura 5.6:** Attacco chimico su sez. x-z del provino in 316L (zoom 20×-50×).



**Figura 5.7:** Attacco chimico su sez. x-z del provino in IN718 (zoom 20×-50×).

## 5.2 Matrici di campioni monocomposizione

### Analisi dimensionale

L'analisi dimensionale dei campioni monocomposizione, mostra ancora una volta come l'altezza dei provini risulti superiore al valore nominale. Tuttavia, non si osservano trend significativi lungo la matrice, indicando che tale incremento è riconducibile a un effetto sistematico del processo piuttosto che a una variazione dei parametri di deposizione.

Per quanto riguarda la dimensione del lato, si osserva un incremento graduale lungo la matrice, con valori che variano indicativamente da 19,9 mm a 20,2mm.

Questo comportamento risulta coerente con quanto già osservato nelle precedenti analisi dei DOE, ed è attribuibile ad una combinazione di fattori: da un lato, l'accumulo di calore durante il processo favorisce un ampliamento del cordone di deposizione, con conseguente aumento della diffusione laterale del materiale; dall'altro lato, l'aumento progressivo della frazione di Inconel contribuisce in quanto il materiale ha già mostrato una geometria del cordone meno regolare rispetto all'acciaio. La maggiore instabilità geometrica del deposito in Inconel si traduce quindi in un incremento progressivo della dimensione del lato dei provini.

RISULTATI					
N.provino	altezza [mm]	lato [mm]	densità [%]	durezza [HRB]	durezza Brinnell
1	12,53	19,97	99,58	76,32	189,24
2	12,05	20,00	99,45	75,28	172,96
3	12,61	20,12	99,66	79,74	174,16
4	12,10	20,13	99,44	85,28	189,76
5	12,30	20,18	99,53	88,04	191,14
6	12,37	20,21	99,49	90,28	196,98
7	12,06	20,22	99,90	90,92	208,46
8	12,07	20,30	99,75	94,86	201,84
9	12,09	20,22	99,83	94,44	213,36

**Figura 5.8:** Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di porosità.

## Analisi di durezza

Sebbene l'analisi della durezza evidenzi un trend crescente dei valori lungo la matrice, i primi tre campioni presentano valori di durezza indicativamente compresi tra **75 e 77 HRB**, inferiori rispetto al valore di **84 HRB** per l'acciaio monomateriale. Tale scostamento suggerisce che nelle prime configurazioni il materiale non abbia ancora raggiunto uno stato metallurgico ottimale in termini di resistenza meccanica, oppure, è plausibile che siano presenti fenomeni che hanno influenzato la variazione della durezza.



**Figura 5.9:** Andamento della durezza in funzione del numero di provino. Il provino 0 è costituito esclusivamente da acciaio, mentre il 10 esclusivamente da Inconel.

## Analisi di della densità

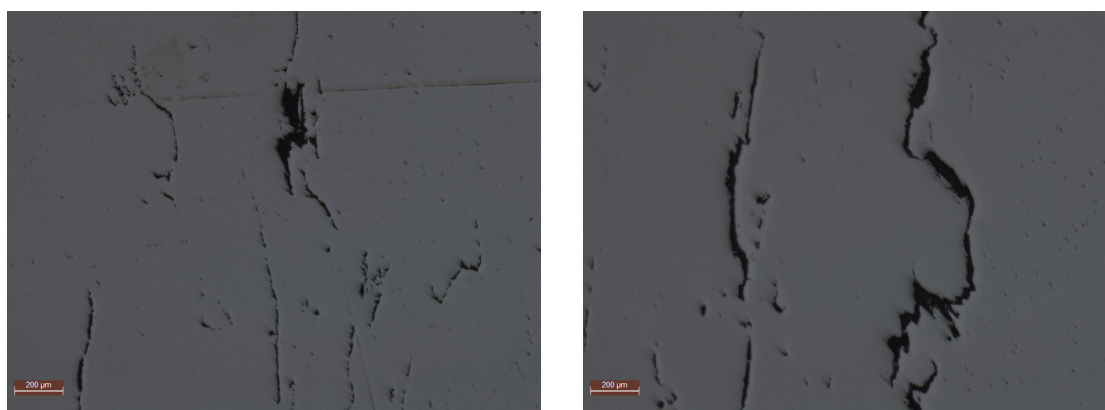
I valori di densità misurati lungo la matrice mostrano un andamento altalenante, senza un trend chiaramente definito. Tale risultato indica che il controllo del meltpool durante il processo non è stato ottimale per tutte le condizioni. Le fluttuazioni locali dell'apporto energetico, della velocità di deposizione e del flusso del materiale possono aver influenzato la stabilità del bagno di fusione generando variazioni nella densificazione e nella quantità di porosità residua. Nonostante ciò, i valori rimangono complessivamente elevati ( $>99\%$ ), indicando che tali instabilità non hanno compromesso in modo significativo la qualità globale dei campioni.



**Figura 5.10:** Andamento della densità in funzione del numero di provino. Il provino 0 è costituito esclusivamente da acciaio, mentre il 10 esclusivamente da Inconel.

## Analisi microstrutturale

In continuità con quanto emerso dall'analisi della durezza, l'osservazione microstrutturale dei campioni monocomposizione consente di chiarire l'origine delle diminuzioni di durezza riscontrate nei primi provini della matrice. In particolare, dalle micrografie ottiche si nota immediatamente la presenza di cricche nei provini 1,2 e 3, localizzate prevalentemente nella regione superiore centrale dei campioni. La presenza di tali discontinuità fornisce una spiegazione diretta dei valori di durezza inferiori misurati in questi provini, in quanto le cricche agiscono come concentratori di tensione locali e compromettono l'effettiva capacità del materiale di opporsi alla deformazione.



(a) Micrografia provino 1- sez. x-z.

(b) Micrografia provino 2- sezione x-z.

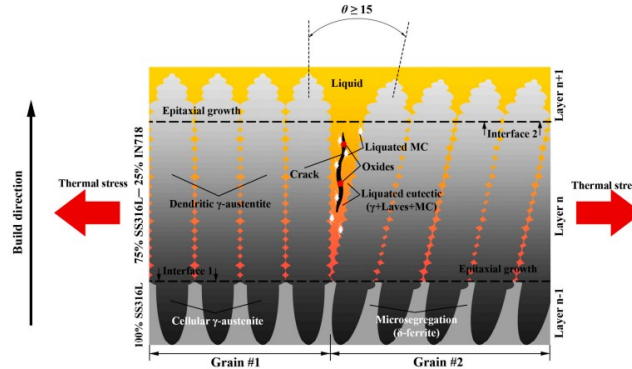
**Figura 5.11:** Esempi di cricche presenti nei provini 1,2 e 3(zoom 5×).

La localizzazione delle cricche nella parte superiore dei campioni è attribuibile alle condizioni termiche caratteristiche del processo DED. In questa regione, infatti, il materiale è soggetto ai cicli termici più intensi, con elevati gradienti di temperatura e tensioni termiche residue che si sviluppano durante il raffreddamento.

L'analisi della morfologia delle cricche, caratterizzate da andamento irregolare e prevalentemente intergranulare, consente di attribuire il meccanismo di formazione al fenomeno di **hot cracking**. Tale tipologia di cricca si forma quando il materiale è ancora ad alta temperatura, durante la solidificazione o immediatamente dopo. Il meccanismo alla base del fenomeno è legato al fatto che la solidificazione non avviene in modo uniforme: mentre i grani solidi si formano e crescono, lungo i bordi di grano possono rimanere film sottili di materiale ancora liquido, soprattutto in presenza di composizioni chimiche suscettibili.

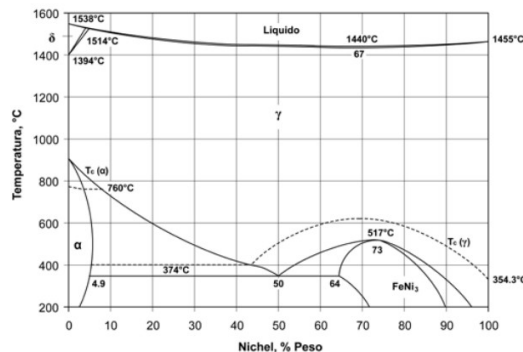
Nei materiali con composizioni intermedie di acciaio-Inconel, la presenza di elementi come Ni, Nb e Mo, favorisce fenomeni di segregazione durante la solidificazione. Queste segregazioni portano alla formazione di regioni interdendritiche arricchite

in elementi che abbassano localmente il punto di fusione; di conseguenza tali zone restano liquide più a lungo rispetto alla matrice circostante, e quando il materiale solido inizia a contrarsi durante il raffreddamento, queste sottili pellicole liquide non sono in grado di sopportare le tensioni indotte dalla contrazione termica e tendono ad aprirsi, dando origine alla cricca. Una volta completata la solidificazione, la cricca rimane "congelata" nella microstruttura.



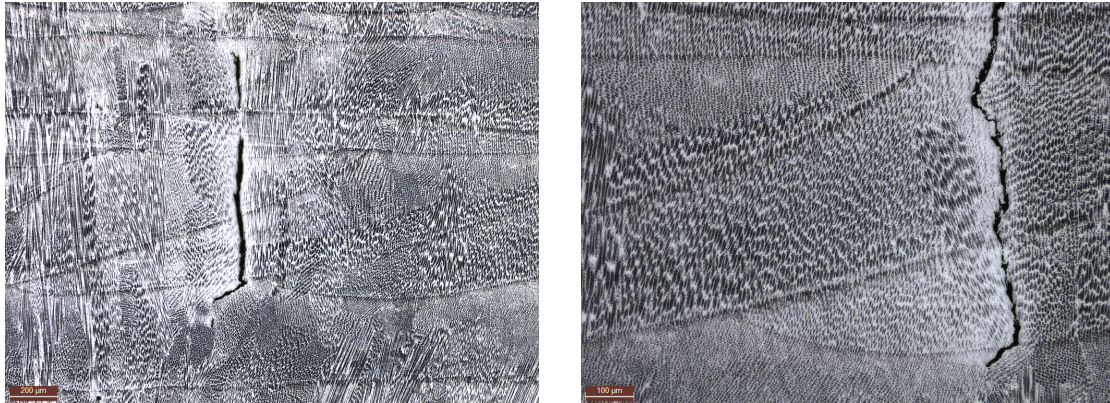
**Figura 5.12:** Schema illustrativo del fenomeno di hot cracking durante il processo DED [47].

Questo comportamento è coerente con il diagramma di stato Ferro-Nichel, che evidenzia come esistano specifiche regioni di composizione in cui possono formarsi fasi o costituenti eutettici a basso punto di fusione. In particolare, le composizioni corrispondenti circa al 10-30% di Inconel dei provini 1,2 e 3, ricadono in un intervallo in cui la matrice di ferro solidifica presto, mentre le zone interdendritiche restano liquide più a lungo e vi si concentrano elementi che segregando formano eutettici o fasi fragili, causando l'hot cracking. Negli altri provini questo non succede perché la solidificazione risulta più stabile e la continuità dei film liquidi viene meno, in accordo con l'assenza di cricche osservata sperimentalmente.



**Figura 5.13:** Diagramma di stato Fe-Ni [48].

A supporto di questa interpretazione, le immagini ottenute mediante attacco metallografico evidenziano una marcata eterogeneità microstrutturale in prossimità delle cricche. L'attacco mette in risalto la microstruttura dendritica tipica del processo DED, e mostra una maggiore reattività chimica nelle regioni interdendritiche, indicativa di segregazioni locali. In corrispondenza delle cricche l'attacco risulta più pronunciato, suggerendo la presenza di zone a composizione modificata, compatibili con il meccanismo di hot cracking descritto.



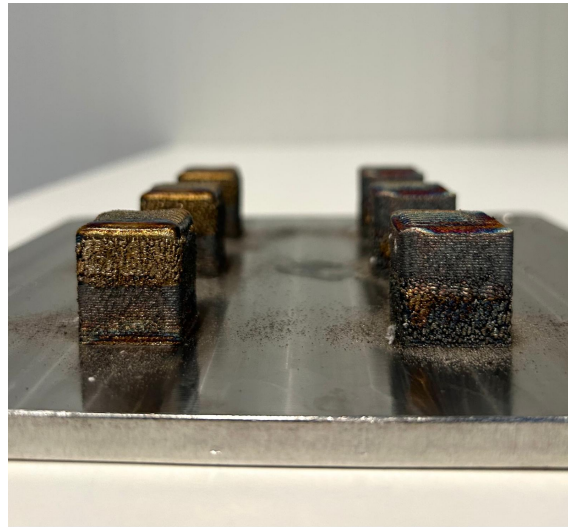
(a) Attacco chimico su provino 1 (zoom 5×).      (b) Attacco chimico su provino 1 (zoom 10×).

**Figura 5.14:** Esempi di attacco chimico sulle cricche presenti nei provini 1,2 e 3(sez. x-z).

## 5.3 Interfaccia netta

### Analisi dimensionale

I campioni presentano geometria regolare, buona sovrapposizione dei cordoni e assenza di deformazioni macroscopiche o discontinuità visibili.



**Figura 5.15:** Provini stampati: 1-3 con Inconel su acciaio; 4-6 con acciaio su Inconel.

Le altezze misurate risultano comprese tra **21,36 mm** e **21,83 mm**. I provini 1,2 e 3, mostrano valori pressoché coincidenti ( $\approx 21,8$  mm), con scostamenti minimi, indicativi di buona ripetibilità del processo.

I provini 4,5 e 6 invece, presentano altezze leggermente inferiori e una dispersione maggiore.

### Analisi di durezza

Le misurazioni della durezza HRB sono state eseguite sia sulle facce superiori e inferiori, che lungo la sezione x-z dei provini, con punti equidistanti dalla base alla sommità.

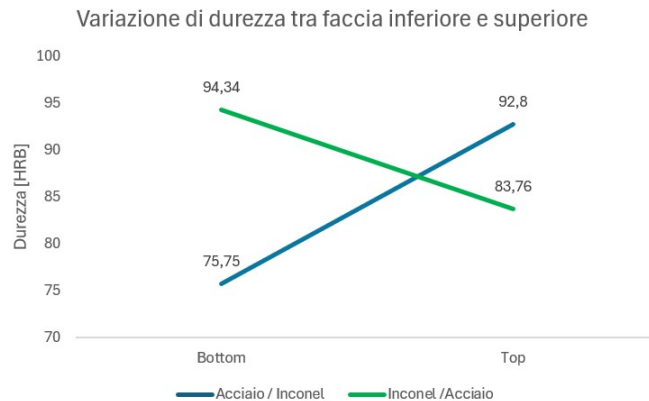
Per quanto riguarda i provini con acciaio sotto (1-3), la durezza aumenta progressivamente dalla zona inferiore verso quella superiore, passando da valori medi di circa **75,75 HRB** nel lato acciaio, fino a **92,8 HRB** sulla faccia in Inconel.

Tuttavia, confrontando tali valori con quelli ottenuti nei DOE a singoli materiali, si osserva una riduzione di durezza sia dell'acciaio che dell'Inconel.

Questa diminuzione può essere attribuita a più fattori:

1. Alterazione dei cicli termici, in quanto la deposizione del secondo materiale sottopone il primo a un ulteriore riscaldamento;
2. Possibile rinvenimento locale, soprattutto nel 316L, dovuto ai passaggi successivi nel bagno fuso.

Nel caso inverso (provini 4-6), la durezza diminuisce lungo la direzione di deposizione, passando da circa **94,34 HRB** nella faccia inferiore, a una media di **83,76 HRB** per l'acciaio. Tali valori risultano confrontabili con quelli dei rispettivi materiali singoli, senza evidenti riduzioni sistematiche. Ciò suggerisce che l'Inconel depositato come primo materiale mantenga inalterata la propria risposta meccanica. La maggiore stabilità può essere correlata alla diversa distribuzione del calore e alla minor conducibilità termica dell'IN718, nonché alla sua maggiore resistenza alle trasformazioni microstrutturali.

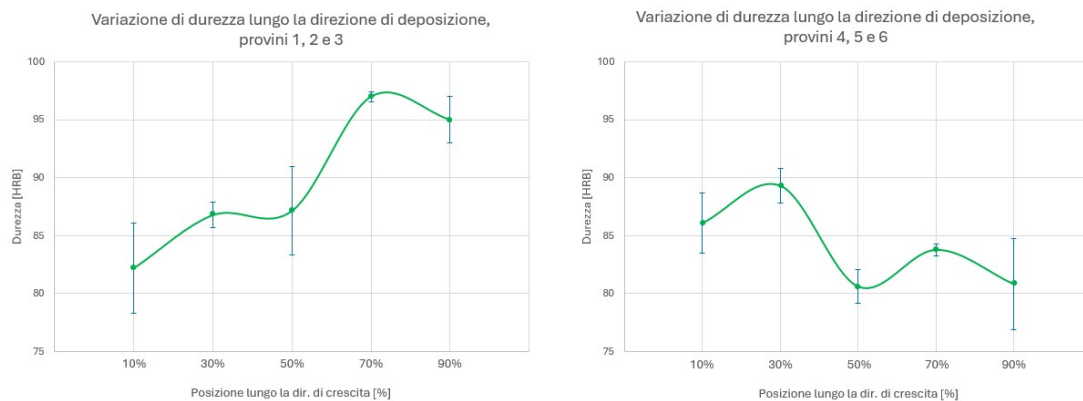


**Figura 5.16:** Variazione di durezza HRB nei provini a transizione netta tra la faccia inferiore e superiore.

In continuità con quanto osservato nel confronto tra faccia inferiore e superiore, l'analisi della durezza lungo la direzione di deposizione consente di valutare il gradiente meccanico generato dalla transizione tra i due materiali.

Per i provini 1-3 si osserva nuovamente un andamento crescente, con variazione progressiva e priva di discontinuità, indicando una transizione meccanica continua. La lieve dispersione in prossimità dell'interfaccia è probabilmente dovuta a fenomeni locali di diluizione e alla complessità del ciclo termico.

Nei provini 4-6 l'andamento risulta decrescente, coerentemente con quanto osservato in precedenza. Anche in questo caso, la variazione è graduale e non evidenzia zone critiche o anomalie.



**Figura 5.17:** Variazione di durezza HRB nei provini a transizione netta lungo la direzione di crescita

## Analisi di della densità

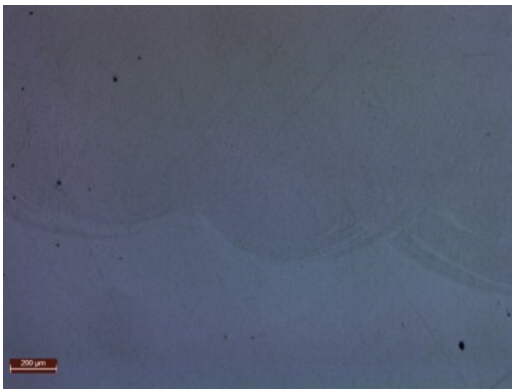
Per quanto riguarda le porosità presenti nei provini a transizione netta, si evidenziano valori estremamente bassi e molto omogenei. Tutti i campioni presentano densità comprese tra **99,88%** e **99,91%**, e non si osservano differenze sistematiche tra i provini, indicando che l'ordine di deposizione non influisce in modo significativo sulla qualità volumetrica del componente. L'assenza di variazioni suggerisce anche che il cambio netto di materiale non abbia introdotto instabilità nel bagno fuso né favorito la formazione di porosità o lack of fusion.

## Analisi microstrutturale

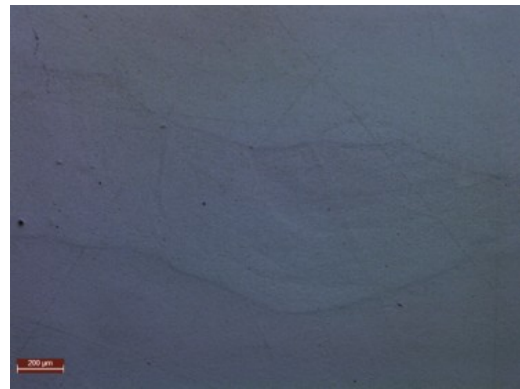
L'analisi metallografica dei provini ha permesso di valutare le caratteristiche microstrutturali e il comportamento all'interfaccia. Per quanto riguarda le porzioni a materiale singolo, la porzione in IN718 presenta una qualità di porosità leggermente superiore rispetto all'acciaio, in linea le analisi precedenti, mentre dal punto di vista della preparazione metallografica, ha mostrato una migliore qualità di lucidatura, con superficie omogenea e pochi solchi residui. Al contrario, l'acciaio 316L evidenzia una porosità inferiore ma durante la fase di lucidatura ha mantenuto la presenza di alcuni graffi superficiali, fenomeno attribuibile alla maggiore durezza dell'Inconel, il quale potrebbe aver rilasciato particelle sulla carta. Le particelle possono aver agito come abrasivo generando micro-solchi sulla superficie dell'acciaio.

Nei provini 1,2 e 3 si osserva un'interfaccia netta e ben definita, distinguibile morfologicamente ma priva di difetti evidenti. Non sono state rilevate cricche, vuoti o discontinuità lungo il confine tra i due materiali. La linea di separazione appare continua e compatta, suggerendo un legame metallurgico efficace. L'assenza di porosità concentrata all'interfaccia indica che il cambio di materiale non ha generato instabilità, e la transizione risulta strutturalmente sana.

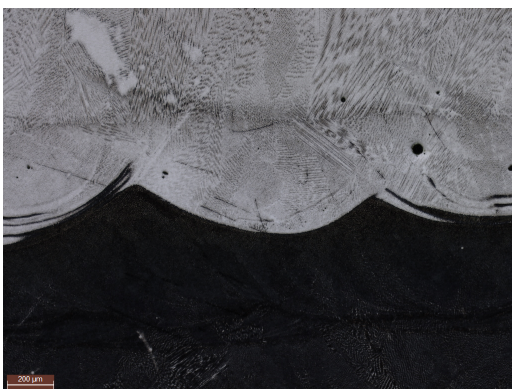
Nei provini 4,5 e 6, l'interfaccia appare meno netta rispetto al caso precedente. Si osserva infatti una zona di transizione più ampia, interpretabile come una regione di diffusione tra i due materiali. La differenza può essere ricondotta al diverso stato termico del substrato al momento della deposizione. È plausibile che la superlega, caratterizzata da minore conducibilità termica, mantenesse una temperatura più elevata al momento della deposizione dell'acciaio, e che tale condizione abbia favorito fenomeni di diffusione reciproca, generando una zona mescolata. Nonostante la sua presenza, nella regione mista non si evidenziano difetti, confermando comunque una buona compatibilità metallurgica.



(a) Transizione– provino 2.



(b) Transizione – provino 5 .



(c) Attacco acido alla zona di transizione  
– provino 2.



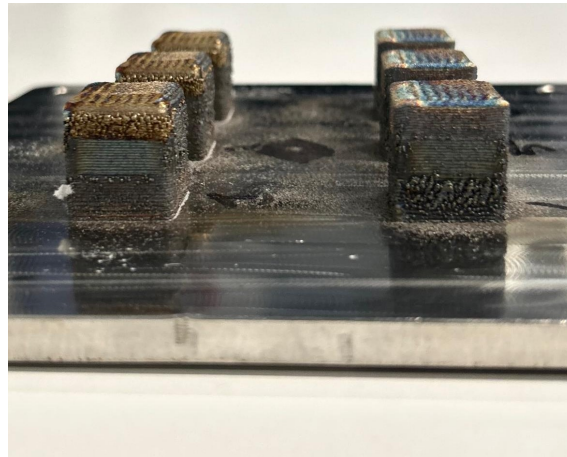
(d) Attacco acido alla zona di  
transizione – provino 5 .

**Figura 5.18:** Micrografie della configurazione a transizione netta (sez.x-z, zoom 5×): (a-b) interfaccia prima dell'attacco acido; (c-d) interfaccia dopo attacco acido.

## 5.4 Interfaccia con salto del 50%

### Analisi dimensionale

I campioni realizzati con gradiente a composizione 50%A-50%B, presentano geometria regolare e una buona continuità dei cordoni di deposizione.



**Figura 5.19:** Provini stampati con struttura a gradiente, con salto del 50%.

Le altezze misurate sono comprese tra **21,68 mm** e **22,07 mm** per i campioni 1-3, e tra **21,74 mm** e **21,92 mm** per i restanti. La dispersione dei valori è limitata, indicando anche in questo caso una buona stabilità del processo anche in presenza della modifica della strategia di deposizione.

### Analisi di durezza

Le prove di durezza HRB sono state eseguite sulle facce inferiore e superiore dei provini, e lungo la sezione verticale x-z, con punti di misura equidistanti, al fine di valutare sia il comportamento globale, sia l'eventuale presenza di gradienti meccanici localizzati.

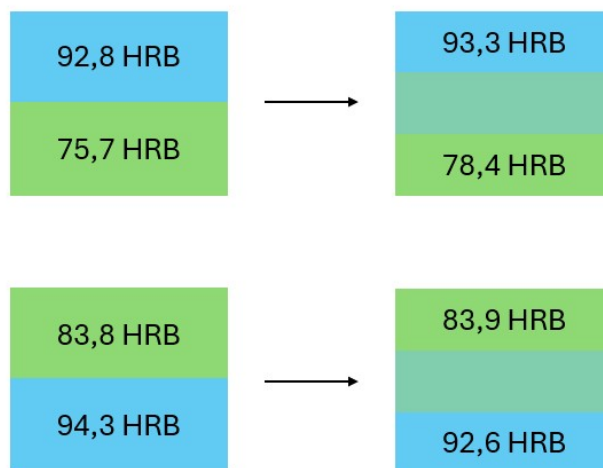
Per quanto riguarda le facce inferiore e superiore, nei provini 1-3, caratterizzati da 316L nella porzione inferiore, si osserva un incremento di durezza dalla base (**75,7–80 HRB**) alla sommità in Inconel (**92,8–93,7 HRB**).

L'aspetto più rilevante emerge dal confronto con la configurazione a transizione netta. In quel caso, l'acciaio depositato come primo materiale mostrava una riduzione di durezza rispetto al valore del DOE.

Nel caso attuale, invece, l'acciaio alla base non evidenzia più la stessa penalizzazione, in quanto i valori risultano leggermente superiori rispetto alla configurazione precedente. Ciò suggerisce che l'effetto di sovrapposizione termica sia stato mitigato.

Dal punto di vista fisico, l'alternanza parziale dei materiali comporta una distribuzione più uniforme dell'energia termica nel volume del provino. L'acciaio non è sottoposto a un riscaldamento prolungato e concentrato nella stessa regione, come avviene nella deposizione netta del secondo materiale, ma a cicli termici più frazionati. Questo può aver mitigato i fenomeni di rinvenimento eccessivo, portando a un lieve incremento di durezza.

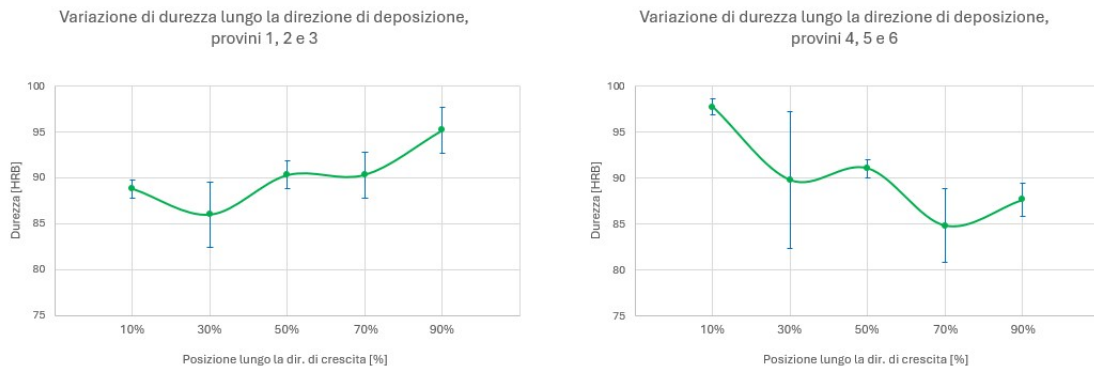
Per i provini 4-6, con IN718 alla base, si osserva l'andamento inverso: la durezza passa da circa **92,6-92,7 HRB** a **83,2-84,3 HRB** nella zona in acciaio.



**Figura 5.20:** Valori di durezza HRB nelle facce inferiori e superiori dei provini (salto 50%), confrontati con i risultati precedenti (transizione netta).

Nel complesso, il confronto top-bottom indica che la strategia attuale non compromette la risposta meccanica delle facce estreme del provino, e nel caso dell'acciaio depositato per primo, sembra attenuare gli effetti penalizzanti osservati in precedenza.

L'analisi di durezza lungo la direzione di crescita conferma quanto osservato nel confronto tra le facce: nei provini 1-3 si osserva un andamento crescente, e nei restanti andamento opposto. In entrambi i casi la variazione risulta graduale e priva di discontinuità brusche in corrispondenza della zona di transizione.



**Figura 5.21:** Variazione di durezza HRB nei provini a transizione con salto del 50% lungo la direzione di crescita.

## Analisi di della densità

I valori misurati con ImageJ risultano compresi tra **99,72%** e **99,87%**, evidenziando un'elevata compattezza del materiale. La dispersione dei risultati è contenuta e non si osservano differenze sistematiche tra le due configurazioni.

In continuità con quanto effettuato nelle analisi precedenti, la densità è stata utilizzata come parametro discriminante per l'individuazione dei provini migliori e dei set di parametri di processo più performanti. Dall'analisi complessiva dei valori ottenuti, i provini 3 e 5 risultano quelli caratterizzati da percentuali di densità più elevate: nel caso dei provini con acciaio alla base, il campione 3 è associato a parametri leggermente sbilanciati verso l'IN718, con potenze e velocità di scansione più elevate. Tale combinazione potrebbe aver favorito una maggiore stabilità del meltpool e una migliore compattazione. Per quanto riguarda invece i provini con Inconel alla base, il campione 5, ottenuto con parametri correttamente bilanciati, ha mostrato risultati più omogenei. Tuttavia, è opportuno sottolineare che le differenze tra i campioni sono minime, e tutti presentano valori di densità elevati e tra loro comparabili.

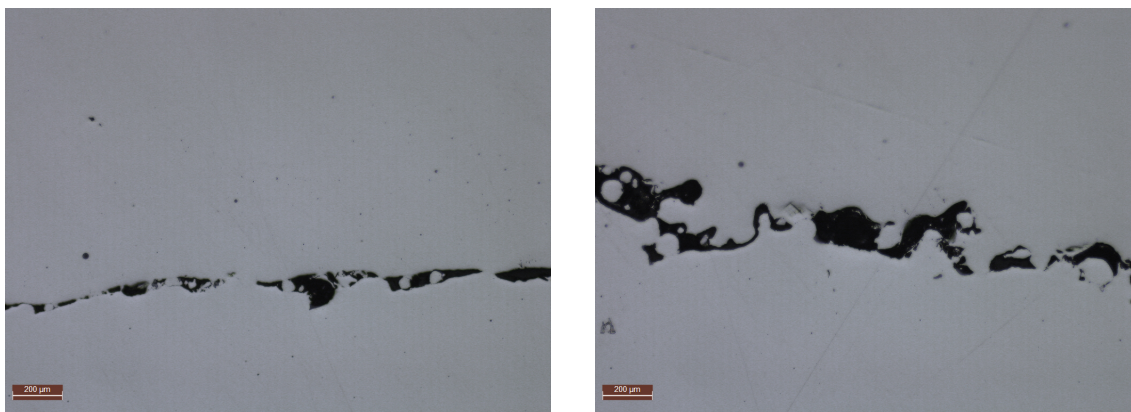
RISULTATI						
N. provino	BOTTOM	TOP	altezza [mm]	densità [%]	durezza [HRB] BOTTOM	durezza [HRB] TOP
1	Acciaio	Inconel	22,05	99,87	75,7	92,88
2	Acciaio	Inconel	21,68	99,75	80,78	93,26
3	Acciaio	Inconel	22,07	99,87	80,34	93,72
4	Inconel	Acciaio	21,92	99,8	92,68	84,32
5	Inconel	Acciaio	21,74	99,84	92,36	84,14
6	Inconel	Acciaio	21,92	99,72	92,7	83,2

**Figura 5.22:** Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di porosità.

## Analisi microstrutturale

L'osservazione al microscopio non consente, in prima analisi, di distinguere chiaramente le interfacce tra acciaio 316L e Inconel 718. I due materiali presentano infatti tonalità e risposta alla lucidatura molto simili, rendendo poco evidente il confine tra le regioni a diversa composizione.

Nei provini 1-3 (acciaio alla base) sono state tuttavia riscontrate alcune discontinuità riconducibili a fenomeni di *lack of fusion* nei primissimi strati di acciaio. Questi difetti risultano localizzati e non diffusi lungo l'intera altezza del campione.

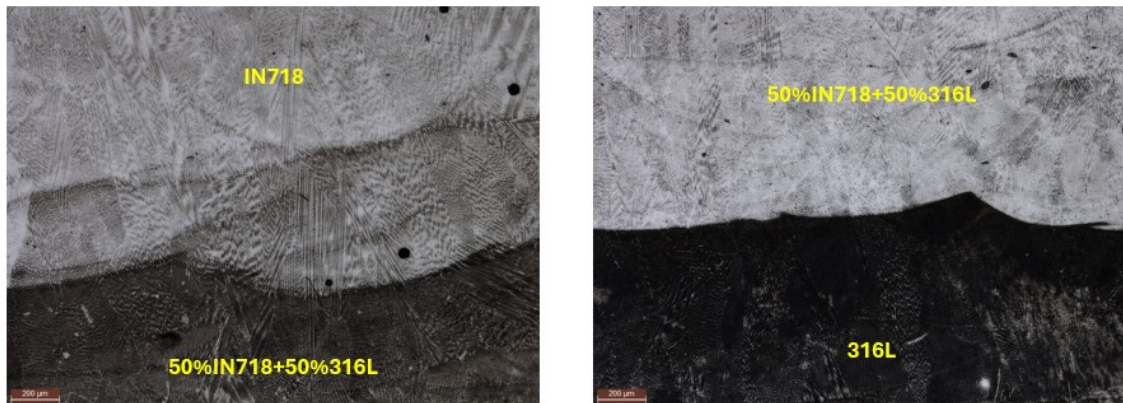


**Figura 5.23:** Presenza di fenomeni di *lack of fusion* nei primi strati di acciaio nei provini 2 e 3 (sezione x-z, zoom 5×).

La presenza di *lack of fusion* nei primi layer è una condizione generica che può presentarsi a causa delle condizioni termiche iniziali del processo. Nei primi strati, infatti, il substrato agisce come un efficace dissipatore di calore e il sistema non ha ancora raggiunto un regime termico stazionario; inoltre, il transitorio iniziale dell'erogazione della polvere può determinare un apporto di materiale non perfettamente stabile. La combinazione di questi fattori può ridurre localmente la profondità di fusione e favorire la formazione di porosità come quelle riscontrate nei provini.

L'esecuzione dell'attacco metallografico ha consentito di evidenziare in modo più chiaro le regioni di passaggio tra i due materiali. Dopo l'attacco, le interfacce risultano distinguibili grazie alla diversa risposta metallografica delle due leghe.

Nel caso dei provini con acciaio alla base, le transizioni rimangono ben definite, analogamente a quanto osservato nella configurazione a interfaccia netta.



**Figura 5.24:** Attacco chimico su interfaccia superiore e inferiore del provino 3 (sez. x-z, zoom 5×).

Al contrario, nei provini con acciaio depositato nella parte superiore si osserva nuovamente la presenza di una zona di interazione più estesa, interpretabile come una formazione spontanea di strati misti. Questo comportamento può essere ricondotto alla diversa distribuzione del calore a causa delle diverse proprietà termiche dell'IN718.



**Figura 5.25:** Attacco chimico su interfaccia superiore e inferiore del provino 5 (sez. x-z, zoom 5×).

Nel complesso, pur in presenza di limitati difetti di fusione, l'interfaccia tra i due materiali risulta metallurgicamente coerente e priva di difetti estesi, confermando la buona compatibilità tra 316L e IN718 anche nella configurazione a salto del 50%.

## 5.5 Interfaccia con salto del 20%-10%

### Analisi dimensionale

L'analisi dimensionale è stata condotta confrontando l'altezza nominale prevista in fase di progettazione con l'altezza effettivamente misurata.

Provino	Altezza nominale [mm]	Altezza effettiva [mm]
1	30,0	31,24
2	25,0	26,58
3	27,5	28,64
4	20,0	21,10

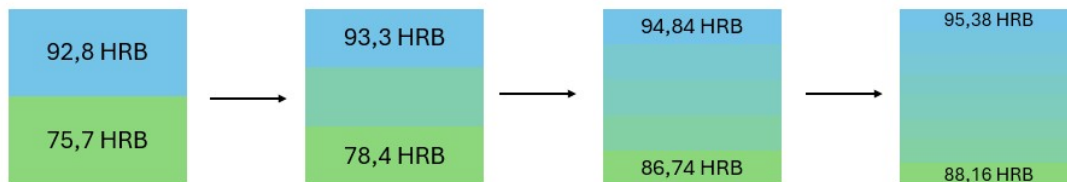
**Tabella 5.1:** Confronto tra altezze nominali ed effettive dei provini.

Tutti i provini presentano uno scostamento positivo rispetto al nominale, compreso tra +1,1 mm e +1,6 mm, fenomeno tipico del processo DED. I risultati complessivi mostrano che il gradiente di composizione risulta sostanzialmente ininfluenza sull'altezza finale dei provini, poichè gli scostamenti rispetto al valore nominale sono contenuti e comparabili per tutte le configurazioni analizzate.

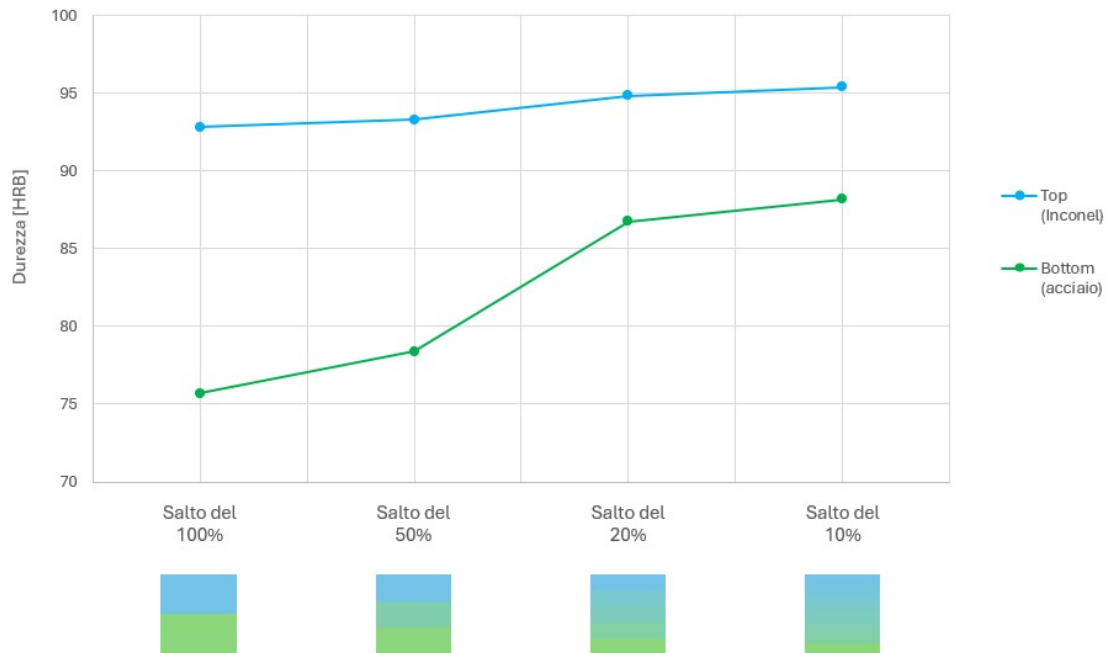
### Analisi di durezza

Al diminuire del salto compositivo, si nota un incremento della durezza in entrambe le facce. Per quanto riguarda l'Inconel, si è ottenuto un breve aumento, arrivando a un valore di **95,38 HRB**, paragonabile ai **95,02 HRB** dell'IN718 mono-materiale.

Per quanto riguarda l'acciaio, si osserva un incremento più marcato della durezza, fino a raggiungere un valore di **88,16 HRB**, superiore rispetto agli **83,66 HRB** del provino migliore del DOE per l'acciaio.



**Figura 5.26:** Confronto della durezza nelle facce inferiori e superiori dei provini al variare del salto compositivo.

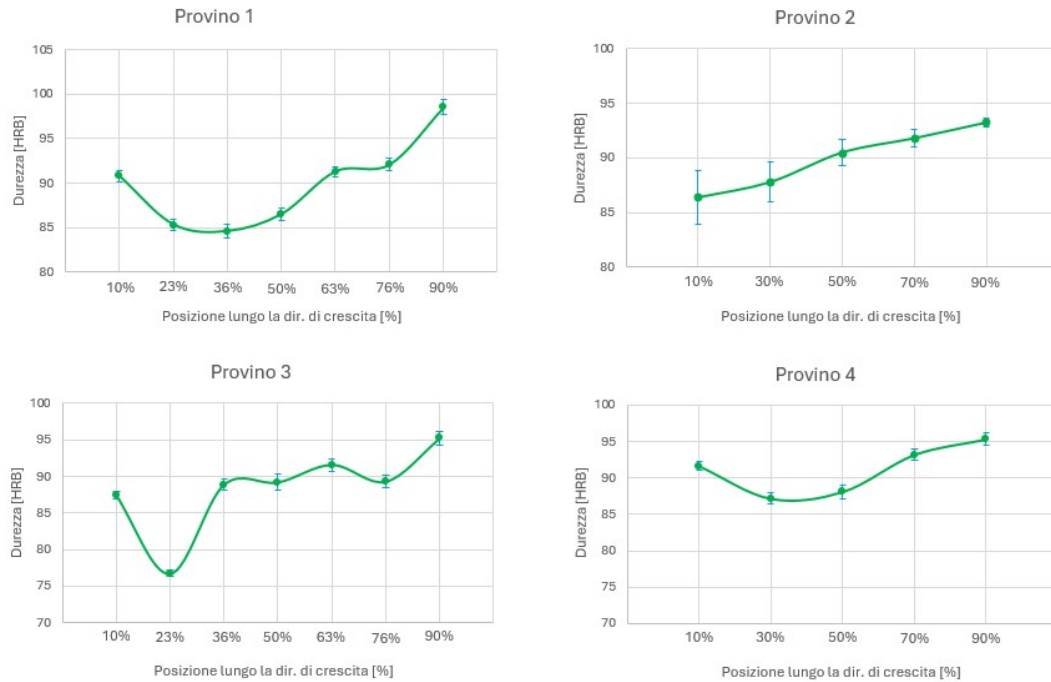


**Figura 5.27:** Andamento della durezza nelle facce superiori e inferiori al variare del salto compositivo.

L'incremento osservato può essere attribuito al miglioramento delle condizioni di solidificazione indotto dalla riduzione del salto compositivo. Nel caso dell'IN718, l'andamento è contenuto poiché la zona superiore del provino presenta già una microstruttura stabile e prossima a quella della condizione mono-materiale. Diversamente, l'acciaio risente in misura maggiore degli effetti del gradiente di composizione: nei salti più elevati il brusco cambiamento tra i due materiali genera forti gradienti termici, tensioni residue e possibili difetti intergranulari, con conseguente penalizzazione della durezza. Riducendo il salto al 10%, la solidificazione avviene in modo più regolare, con minore concentrazione di tensioni e più continuità metallurgica tra i layer; ciò si traduce in una microstruttura più omogenea e compatta e, di conseguenza, in un incremento della durezza, superiore persino al miglior campione mono-materiale.

Lungo la direzione di crescita, invece, l'andamento della durezza mostra un comportamento particolarmente interessante nei provini 1 e 3: in entrambi i casi si osserva un crollo della durezza attorno al 30% dell'altezza complessiva del campione.

Tale abbassamento coincide con la zona di hot cracking descritta nel paragrafo 5.2. In quella regione, il materiale si trova in uno stato semi-solido, caratterizzato dalla presenza di film liquidi intergranulari ricchi di elementi segregati, che riducono la coesione tra i dendriti primari. Le tensioni termiche sviluppate durante la solidificazione, in combinazione con la ridotta resistenza meccanica della zona semi-solido, favoriscono la nucleazione e la propagazione di cricche a caldo.

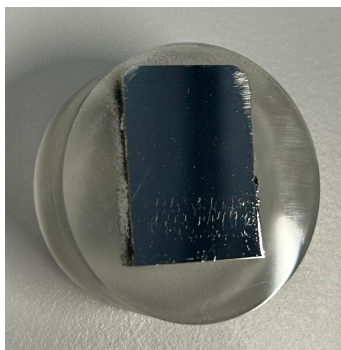


**Figura 5.28:** Andamento della durezza lungo la direzione di crescita dei provini.

Nei provini 2 e 4, invece, tale comportamento non si osserva perchè le composizioni critiche soggette all'hot cracking sono state volutamente escluse, al fine di verificare se, anche in assenza di un gradiente compositivo completo, fosse comunque possibile ottenere proprietà meccaniche soddisfacenti.

I risultati mostrano che tale approccio consente effettivamente di ridurre l'insorgenza delle cricche, e al contempo di mantenere valori di durezza più stabili lungo l'altezza del provino.

La presenza di tali cricche è confermata anche dall'osservazione macroscopica: in figura 5.29 si distinguono chiaramente le cricche verticali corrispondenti alla regione a circa il 20-40% dell'altezza. La perdita di continuità strutturale ha influenzato la misura locale di durezza.



**Figura 5.29:** Provino 1 inglobato e lucidato, con cricche a caldo nella regione inferiore.

## Analisi di della densità

Tutti i campioni presentano valori di densità elevati (>99%), indice di una buona qualità di processo in termini di fusione e coalescenza dei layer. Tuttavia, emergono differenze legate alla presenza delle composizioni critiche.

Sebbene i difetti non incidano in modo drastico sul valore globale di densità (trattandosi di fenomeni localizzati e non volumetricamente predominanti), i provini 1 e 3 presentano valori di densità leggermente minori.

RISULTATI				
N. provino	altezza [mm]	densità [%]	durezza [HRB] BOTTOM	durezza [HRB] TOP
1	31,24	99,56	86,48	94,28
2	26,58	99,73	86,74	94,84
3	28,64	99,4	87,16	95,12
4	21,1	99,6	88,16	95,38

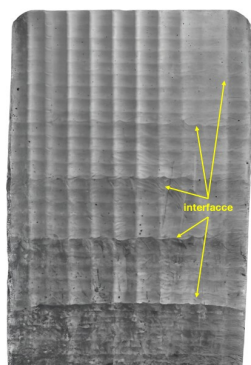
**Figura 5.30:** Risultati delle analisi dimensionale, di durezza e di densità.

## Analisi microstrutturale

L'analisi microstrutturale, condotta mediante attacco metallografico, ha permesso di distinguere chiaramente le regioni dei provini: zona inferiore in acciaio, zone di transizione, e zona superiore in Inconel. Il diverso contrasto ottenuto con l'attacco mette in evidenza le variazioni compositive lungo la direzione di crescita.

Nei provini 1 e 3, a gradiente completo, le zone di transizione risultano ben riconoscibili; tuttavia, in corrispondenza delle percentuali intermedie si osservano micro-cricche riconducibili ai fenomeni di hot cracking.

Nei provini 2 e 4, l'eliminazione delle composizioni critiche presenta in basso una zona di transizione più evidente, ma superata questa la variazione di composizione risulta più uniforme, distinguendo appena le interfacce.



**Figura 5.31:** Micrografia ricostituita mediante tecnica di stitching della sez. x-z dei provini 1 e 2 dopo attacco chimico.



**Figura 5.32:** Micrografia ricostituita mediante tecnica di stitching della sez. x-z dei provini 3 e 4 dopo attacco chimico.

In conclusione il provino 4 rappresenta il punto finale della procedura sperimentale in quanto configura la soluzione più performante dal punto di vista della continuità strutturale e della durezza. In questa configurazione sono state infatti applicate tutte le correzioni emerse dalle analisi dei casi precedenti. L'obiettivo era quello di sviluppare una soluzione progettuale capace di garantire una transizione bi-metallica efficiente dal punto di vista metallurgico e meccanico. I risultati ottenuti dimostrano che tale approccio consente di raggiungere l'obiettivo, rendendo il provino 4 la configurazione di partenza per possibili sviluppi futuri in ottica di applicazioni industriali in cui è richiesta tenacità alla base e resistenza ad alte temperature all'estremità, oltre che all'ottimizzazione dei costi rispetto a un componente interamente in Inconel.

# Capitolo 6

## Conclusioni

### 6.1 Sintesi dei risultati principali

Il presente lavoro ha consentito di dimostrare la fattibilità tecnica, la stabilità di processo e la validità metallurgica della stampa multi-materiale 316L-IN718 mediante tecnologia DED, fornendo evidenze sperimentali concrete su un sistema noto in letteratura ma ancora critico dal punto di vista applicativo.

I risultati dei DOE mono-materiale hanno permesso di individuare finestre di processo stabili per entrambi i materiali, caratterizzate da elevata densità, porosità limitata e durezza coerente con i valori attesi. Questo passaggio è stato fondamentale per costruire una base solida su cui sviluppare le configurazioni bi-materiale, dimostrando che la qualità del singolo materiale è un prerequisito essenziale per la qualità dell'interfaccia.

L'analisi delle diverse strategie di deposizione ha evidenziato come:

- La **transizione netta** abbia già un legame metallurgico, dimostrando che la giunzione è tecnicamente realizzabile. Pur mostrando un decremento della durezza, tale soluzione risulta adeguata per applicazioni in cui non siano richieste elevate prestazioni meccaniche, ma siano invece prioritari semplicità di realizzazione, affidabilità del processo e capacità di deformazione (solitamente inversamente proporzionale alla durezza), come ad esempio rivestimenti anti-corrosione o componenti per scambiatori di calore.
- L'introduzione del **gradiente composizionale** abbia portato a un miglioramento strutturale misurabile: al diminuire del salto di composizione si osserva una riduzione del salto di durezza e una maggiore continuità meccanica.

Nel provino finale si raggiungono **88,16 HRB** lato acciaio, e **95,38 HRB** lato Inconel, dimostrando che è possibile mantenere prestazioni meccaniche elevate anche in configurazioni multi-materiale, adatte a componenti soggetti a carichi termo-meccanici, tipici del settore aerospaziale.

- Sia stato possibile identificare un **limite inferiore di Inconel**, al di sotto del quale si osservano diminuzioni marcate della durezza, instabilità del meltpool e comparsa di micro-cricche riconducibili a fenomeni di hot cracking, che compromettono l'integrità strutturale. Per questo motivo, le composizioni con il 10-30% di IN718 non sono idonee dal punto di vista progettuale, e devono essere evitate nella realizzazione di componenti multi-materiale.
- Il controllo combinato di composizione e parametri di processo permette una reale **modulazione delle proprietà meccaniche**, rendendo la durezza, la duttilità, e le proprietà a trazione, delle variabili progettuali e non una semplice conseguenza del materiale impiegato. Questo approccio apre la strada alla realizzazione di componenti con proprietà adattate alle specifiche condizioni d'esercizio in ogni punto.
- La combinazione dei due materiali consente di **ottimizzare il compromesso costo-prestazioni**, riducendo la frazione in peso della superlega, e quindi il costo, senza penalizzare la durezza finale, che rimane comparabile a quella dell'IN718 mono-materiale. Tale risultato assume particolare importanza in ambito industriale, dove il contenimento dei costi del materiale costituisce un fattore strategico.

Nel complesso, il valore del presente lavoro di ricerca risiede nell'aver validato in modo quantitativo e sperimentale la progettazione multi-materiale 316L-IN718 mediante tecnologia DED, individuando limiti operativi, soglie composizionali critiche e strategie di deposizione ottimali, e fornendo così dei criteri tecnici concretamente trasferibili in ambito industriale per la progettazione consapevole dell'interfaccia.

## 6.2 Limiti dello studio

Nonostante i risultati ottenuti siano solidi e coerenti, lo studio presenta alcuni limiti di natura tecnologica, sperimentale e metodologica che devono essere considerati nell'interpretazione dei dati.

In primo luogo, l'attrezzatura a disposizione ha consentito la realizzazione dei provini, ma con alcune limitazioni legate al sistema di alimentazione delle polveri. In particolare, nel giunto a Y che convoglia le polveri verso la testa di deposizione, l'utilizzo di un solo hopper generava un comportamento indesiderato del flusso: quando uno dei due hopper era attivo e l'altro fermo, parte della polvere aspirata tendeva a rifluire nel condotto inattivo anziché essere completamente convogliata verso l'alto, in direzione della testa. Questo fenomeno di rigetto nel ramo inattivo comprometteva la stabilità e l'efficienza del flusso di polvere, rendendo necessario separare i programmi di deposizione tra configurazioni mono-materiale e multi-materiale. In pratica, il cambio composizionale non poteva essere gestito in modo continuo all'interno dello stesso ciclo, ma richiedeva un g-code dedicato per ogni parte del provino, limitando la flessibilità del processo e introducendo una discontinuità operativa nella transizione.

Un ulteriore limite è emerso nella fase di preparazione metallografica e caratterizzazione microstrutturale. La differenza di durezza tra 316L e IN718 ha generato criticità durante la lucidatura: le particelle più dure dell'Inconel rimaste sulla carta abrasiva, tendevano a graffiare la matrice in acciaio inox, compromettendo localmente la qualità della lucidatura e rendendo più complessa l'interpretazione delle microstrutture. Analogamente, durante l'attacco chimico si è osservata una risposta differenziata dei due materiali: la porzione in 316L risultava più sensibile all'attacco, con fenomeni di sovra-incisione, mentre la zona in Inconel mostrava una reattività limitata, rendendo difficoltosa l'osservazione della microstruttura. Tali aspetti hanno penalizzato la qualità dell'analisi ottica dopo attacco metallografico, soprattutto all'interfaccia.

Dal punto di vista meccanico, la caratterizzazione si è concentrata esclusivamente sulla prova di durezza, senza includere prove di trazione statica, a fatica, di resilienza o comportamento a creep, che sarebbero particolarmente rilevanti per applicazioni ad alta temperatura tipiche della combinazione 316L-IN718.

Va inoltre considerato che i provini realizzati, di geometria semplice, non riproducono completamente le condizioni termo-meccaniche e i vincoli presenti in componenti industriali complessi. L'accumulo di calore, la distribuzione delle tensioni residue e la stabilità del gradiente potrebbero variare in presenza di geometrie più articolate o sezioni di spessore differente.

Infine, la variabilità intrinseca del processo DED, legata alla stabilità del meltpool e alla gestione della polvere, può aver influito localmente sulla composizione effettiva nelle regioni di transizione, rappresentando un fattore che meriterebbe un monitoraggio più avanzato.

Tali limiti non compromettono la validità dei risultati ottenuti, ma evidenziano la necessità di ulteriori sviluppi tecnologici e approfondimenti sperimentali.

### 6.3 Possibili sviluppi futuri

I risultati ottenuti nel presente lavoro aprono diverse prospettive di approfondimento sia dal punto di vista scientifico sia in ottica applicativa e industriale.

Un primo sviluppo riguarda l'ottimizzazione del sistema di alimentazione multi-materiale. L'implementazione di un sistema di miscelazione controllata in continuo, in grado di evitare fenomeni di riflusso, e garantire una transizione di composizione stabile senza necessità di programmi separati, consentirebbe di migliorare la precisione del gradiente e la ripetibilità del processo. L'integrazione di sistemi di controllo in-situ del flusso di polvere e del meltpool permetterebbe inoltre di monitorare in tempo reale non solo la stabilità del bagno fuso e l'effettivo apporto energetico, ma anche la quantità effettiva di ciascun materiale erogato durante la deposizione. La possibilità di misurare e regolare dinamicamente la frazione di 316L o di IN718 consentirebbe un controllo più preciso del gradiente, migliorando l'accuratezza della transizione e la ripetibilità del processo multi-materiale.

Per quanto riguarda la caratterizzazione, risulta di particolare interesse approfondire sia l'analisi microstrutturale che quella meccanica del sistema studiato. Dal punto di vista metallurgico, l'impiego di tecniche avanzate quali EBSD ad alta risoluzione, analisi ESD e mappature chimiche più estese nella zona di transizione consentirebbe di quantificare con maggiore precisione i fenomeni di microsegregazione, la distribuzione delle fasi intermetalliche e il ruolo della texture cristallografica nei meccanismi di cricatura osservati. Parallelamente, sul piano meccanico, sarebbe opportuno estendere la caratterizzazione includendo prove di trazione statica e a fatica, resilienza e comportamento a creep. In questo contesto, lo studio della resistenza a fatica dell'interfaccia a gradiente rappresenterebbe un passaggio fondamentale per una piena validazione industriale del sistema 316L-IN718.

Un possibile sviluppo riguarda l'introduzione di trattamenti termici post-processo specifici per il sistema in esame. In particolare, lo studio di cicli di solubilizzazione e invecchiamento potrebbe consentire la precipitazione delle fasi di rinforzo nella porzione in Inconel.

Tuttavia, la progettazione del trattamento termico dovrà necessariamente considerare la natura bimetallica del componente: il ciclo adottato dovrà essere compatibile anche con il 316L, evitando fenomeni indesiderati come crescita eccessiva del grano, sensibilizzazione o degradazione delle proprietà meccaniche.

Un ulteriore sviluppo naturale consiste nella realizzazione di componenti con geometrie più complesse e condizioni di vincolo realistiche, al fine di valutare aspetti come tensioni residue o distribuzione del calore. L'integrazione di modellazione numerica termo-meccanica potrebbe supportare la progettazione ottimizzata di gradienti compositivi in funzione dei campi di sollecitazione previsti in esercizio.

Infine, il lavoro apre la possibilità di estendere l'approccio metodologico adottato ad altri sistemi multi-materiale acciaio-superleghe, contribuendo alla definizione di linee guida generali per la progettazione di FGM tramite DED.

In conclusione, il presente studio dimostra che la progettazione multi-materiale 316L-IN178 mediante tecnologia DED non è soltanto tecnicamente realizzabile, ma può essere governata in modo consapevole attraverso la definizione di soglie composizionali critiche, parametri energetici ottimizzati e strategie di gradiente mirate, ponendo le basi per una transizione dalla sperimentazione di laboratorio all'ingegnerizzazione industriale di componenti funzionalmente graduati ad alte prestazioni.

# Bibliografia

- [1] *Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies (ASTM F2792-12a)*. (Withdrawn 2015). West Conshohocken, PA: ASTM International, 2012 (cit. a p. 1).
- [2] Ian Gibson, David Rosen, Brent Stucker e Mahyar Khorasani. *Additive Manufacturing Technologies*. 3rd. Cham, Switzerland: Springer Nature Switzerland AG, 2021. ISBN: 978-3-030-56126-0. DOI: 10.1007/978-3-030-56127-7. URL: <https://doi.org/10.1007/978-3-030-56127-7> (cit. alle pp. 1, 4, 14).
- [3] Mohsen Attaran. «The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing». In: *Business Horizons* 60.5 (2017), pp. 677–688. DOI: 10.1016/j.bushor.2017.05.011. URL: <https://doi.org/10.1016/j.bushor.2017.05.011> (cit. alle pp. 2, 15).
- [4] 3D Systems. *La nostra storia*. Consultato: 15 ottobre 2025. 2025. URL: <https://it.3dsystems.com/our-story> (cit. a p. 2).
- [5] *Appunti del corso di Tecniche di Fabbricazione Additiva*. Corso di Ingegneria, Politecnico di Torino, Ing. Prof Luca Iuliano. 2024 (cit. alle pp. 2, 3, 5–7, 12–14, 16).
- [6] Md Nazmul Hasan Dipu. «An overview of additive manufacturing technology: generic steps, fundamental categories, advantages, disadvantages, and applications». In: *Next Research* (2025). DOI: 10.1016/j.nexres.2025.100909 (cit. alle pp. 4, 10–14).
- [7] Nunzia A. *Cos'è il bridging nella stampa 3D e come evitarlo?* Consultato il 23 ottobre 2025. 2023. URL: <https://www.3dnatives.com/it/bridging-stampa-3d-220320239/> (cit. a p. 6).
- [8] A. Mazurchevici, D. Nedelcu e R. Popa. «Additive Manufacturing of Composite Materials by FDM Technology: A Review». In: *Indian Journal of Engineering* (2020) (cit. a p. 9).

- [9] V. V. Bhandarkar, H. Y. Shahare, A. P. Mall e P. Tandon. «An overview of traditional and advanced methods to detect part defects in additive manufacturing processes». In: *Journal of Intelligent Manufacturing* 36 (2025). Published online: 2 September 2024, pp. 4411–4446. DOI: 10.1007/s10845-024-02483-3 (cit. alle pp. 10–14).
- [10] Sushant Negi, Suresh Dhiman e Rajesh Kumar Sharma. «Basics, Applications and Future of Additive Manufacturing Technologies: A Review». In: *Journal of Manufacturing Technology Research* 5.1/2 (2023). ISSN: 1943-8095 (cit. alle pp. 15–17).
- [11] Adrita Dass e Atieh Moridi. «State of the Art in Directed Energy Deposition: From Additive Manufacturing to Materials Design». In: *Metals* 9.6 (2019), p. 704. DOI: 10.3390/met9060704 (cit. alle pp. 18, 24–26, 28, 29).
- [12] Dong-Gyu Ahn. «Directed Energy Deposition (DED) Process: State of the Art». In: *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology* 8 (2021), pp. 703–742. DOI: 10.1007/s40684-020-00302-7 (cit. alle pp. 18–20).
- [13] David Svetlizky, Mitun Das, Baolong Zheng, Alexandra L. Vyatskikh, Susmita Bose, Amit Bandyopadhyay, Julie M. Schoenung, Enrique J. Lavernia e Noam Eliaz. «Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications». In: *Materials Today* 49 (ott. 2021). Highlighted Paper (cit. alle pp. 21, 22).
- [14] Competence Industry MANUFACTURING 4.0. *Lame Previero – Caso studio di riparazione additiva tramite DED*. <https://cim.eu/casi-studio/lame-previero/>. Visitato il 18 dicembre 2025. 2025 (cit. a p. 21).
- [15] Paul Gradl. *Principles of Directed Energy Deposition for Aerospace Applications*. Presentation, Seminar for W.M. Keck Center for 3D Innovation, Marshall Space Flight Center. Virtual seminar; Document ID: 20220002267; Acquisition Source: Marshall Space Flight Center; Subject Category: Metals and Metallic Materials; Sponsors: The University of Texas at El Paso; Public distribution. Feb. 2022 (cit. a p. 22).
- [16] Scott M. Thompson, Linkan Bian, Nima Shamsaei e Aref Yadollahi. «An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics». In: *Additive Manufacturing* 8 (2015), pp. 36–62. DOI: 10.1016/j.addma.2015.07.001 (cit. a p. 23).
- [17] Thale R. Smith, Joshua D. Sugar, Chris San Marchi e Julie M. Schoenung. «Microstructural development in DED stainless steels: applying welding models to elucidate the impact of processing and alloy composition». In: *Journal of Materials Science* 56 (gen. 2021), pp. 762–780. DOI: 10.1007/s10853-020-05232-y (cit. a p. 23).

- 
- [18] Gabriele Piscopo, Eleonora Atzeni, Abdollah Saboori e Alessandro Salmi. «An Overview of the Process Mechanisms in the Laser Powder Directed Energy Deposition». In: *Applied Sciences* 13.1 (gen. 2023), p. 117. DOI: 10.3390/app13010117 (cit. alle pp. 24, 27).
- [19] *Appunti del corso di Materiali per la Fabbricazione Additiva*. Corso di Ingegneria, Politecnico di Torino, Prof.ssa Mariangela Lombardi. 2024 (cit. alle pp. 25, 26).
- [20] Nima Shamsaei, Aref Yadollahi, Linkan Bian e Scott M. Thompson. «An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control». In: *Additive Manufacturing* 8 (2015), pp. 12–35. DOI: 10.1016/j.addma.2015.07.002 (cit. a p. 27).
- [21] Lei Yan, Yitao Chen e Frank Liou. «Additive manufacturing of functionally graded metallic materials using laser metal deposition». In: *Additive Manufacturing* 31 (2020), p. 100901. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100901 (cit. alle pp. 30, 33).
- [22] Quanjin Ma, Donghua Zhao, Sivasubramanian Palanisamy, Santosh Kumar Sahu, Yiheng Song, Nabilah Afifah Mohd Radzuan, A. Praveen Kumar, Muhammad Rizal Muhammad Asyraf e Mohd Ruzaimi Mat Rejab. «Recent progress in additive manufacturing with multimaterial and multifunction: process, structure, challenges, and opportunities». In: *Additive Manufacturing of Smart Multifunctional Materials and Structures*. Elsevier, 2026. DOI: 10.1016/B978-0-443-33500-6.00010-8 (cit. alle pp. 30, 31, 37).
- [23] Aamer Nazir, Ozkan Gokcekaya, Kazi Md Masum Billah, Onur Ertugrul, Jingchao Jiang, Jiayu Sun e Sajjad Hussain. «Multi-material additive manufacturing: A systematic review of design, properties, applications, challenges, and 3D printing of materials and cellular metamaterials». In: *Materials & Design* 226 (2023), p. 111661. DOI: 10.1016/j.matdes.2023.111661 (cit. alle pp. 31, 34, 35).
- [24] D. R. Feenstra, R. Banerjee, H. L. Fraser, A. Huang, A. Molotnikov e N. Birbilis. «Critical review of the state of the art in multi-material fabrication via directed energy deposition». In: *Additive Manufacturing* 38 (2021), p. 101650. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101650 (cit. alle pp. 32–37).
- [25] H. Wargnier, F. X. Kromm, M. Danis e Y. Bréchet. «Proposal for a multi-material design procedure». In: *Materials & Design* 60 (2014), pp. 428–438 (cit. alle pp. 33–35).
- [26] Valmik Bhavar, Prakash Kattire, Sandeep Thakare, Sachin Patil e R. K. P. Singh. «A Review on Functionally Gradient Materials (FGMs) and Their Applications». In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 229.1 (2017), p. 012021. DOI: 10.1088/1757-899X/229/1/012021 (cit. a p. 37).

- [27] InssTek Inc. *Applications of Metal 3D Printing Using Directed Energy Deposition*. Application Book. Version 1.0.0. Daejeon, South Korea, 2023. URL: <https://www.insstek.com> (cit. alle pp. 38, 39).
- [28] InssTek Inc. *Repair for Power Plant Applications: Turbine Blade/Vane Repair Using Directed Energy Deposition*. Case Study, InssTek Inc. DED Multimaterial Case Study. Base material: CMSX-4; repair material: Inconel 625; repair time: 105 min per blade, 300 min per vane. InssTek Inc., 2022. URL: <https://www.insstek.com/casestudy/case/77> (cit. a p. 39).
- [29] 3D ADEPT Media. *InssTek develops an Artificial Joint using Metal 3D Printing*. Online article. InssTek used Metal Porous Coating (MPC) technology, un processo DED, per realizzare strutture porose su componenti protesici in Ti e CoCr; FDA approval ottenuta. 3D ADEPT Media, 2022. URL: <https://3dadept.com/insstek-develops-an-artificial-joint-using-metal-3d-printing/> (cit. a p. 39).
- [30] Dongjiang Wu, Xiaokang Liang, Qian Li e Lijia Jiang. «Laser Rapid Manufacturing of Stainless Steel 316L/Inconel 718 Functionally Graded Materials: Microstructure Evolution and Mechanical Properties». In: *International Journal of Optics* 2010 (2010), p. 802385. DOI: 10.1155/2010/802385 (cit. a p. 41).
- [31] Yi Su, Bo Chen, Caiwang Tan, Xiaoguo Song e Jicai Feng. «Influence of composition gradient variation on the microstructure and mechanical properties of 316L/Inconel 718 functionally graded material fabricated by laser additive manufacturing». In: *Journal of Materials Processing Technology* 283 (2020), p. 116702. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116702 (cit. a p. 41).
- [32] Kristýna Halmešová, Zuzana Trojanová, Martina Koukolíková, Martin Brázda, Jan Džugan e W. C. Huang. «Effect of laser power on thermal properties of multimaterial structure Inconel 718 and stainless steel 316L processed by directed energy deposition». In: *Journal of Alloys and Compounds* 927 (2022), p. 167082. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.167082 (cit. a p. 41).
- [33] Reza Ghanavati, Homam Naffakh-Moosavy, Mahmoud Moradi e Mohsen Eshraghi. «Printability and microstructure of directed energy deposited SS316L-IN718 multi-material: numerical modeling and experimental analysis». In: *Scientific Reports* 12 (2022), p. 16600. DOI: 10.1038/s41598-022-21077-8 (cit. a p. 41).
- [34] Daniel Melzer, Jan Džugan, Martina Koukolíková, Sylwia Rzepa e Jaroslav Vavřík. «Structural integrity and mechanical properties of the functionally graded material based on 316L/IN718 processed by DED technology». In: *Materials Science and Engineering A* 811 (2021), p. 141038. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141038 (cit. a p. 41).
- [35] MIMETE Srl (FOMAS Group). *MIMETE® V 718 – Nickel-Chromium Alloy Powder for Additive Manufacturing*. Technical datasheet. Biassono (MB), Italy. 2023 (cit. a p. 41).

- [36] Oerlikon Metco. *MetcoAdd™ 316L – Type 316L Austenitic Stainless Steel Powders for Additive Manufacturing*. Technical datasheet DSM-0272.2. Oerlikon Metco, Switzerland. 2022 (cit. a p. 41).
- [37] Mastercam. *Official website – CAD/CAM software for manufacturing*. <https://www.mastercam.com>. Ultimo accesso: gennaio 2026. 2026 (cit. a p. 42).
- [38] GTV Verschleißschutz GmbH. *Powder Feeder Systems*. [https://www.gtv-mbh.de/\\_Resources/Persistent/1/9/d/9/19d919782531545b2a53246d4df231eeb8e9d868/GTV\\_Pulverfoerderer-en.pdf](https://www.gtv-mbh.de/_Resources/Persistent/1/9/d/9/19d919782531545b2a53246d4df231eeb8e9d868/GTV_Pulverfoerderer-en.pdf). Ultimo accesso: gennaio 2026. 2026 (cit. alle pp. 42, 43).
- [39] Shanghai Bluepard Instruments Co., Ltd. *Prodotto Bluepard2/96*. Scheda tecnica di prodotto su Shanghai Bluepard Instruments Co., Ltd. Shanghai Bluepard Instruments Co., Ltd. 2026. URL: <http://www.bluepard.com/bluepard2/96.html> (cit. a p. 43).
- [40] Prima Power. *LASERDYNE® 811 – Sistema di taglio laser 3D*. <https://www.primapower.com/it/tecnologie/taglio-laser-3d/laserdyner/laserdyner-811>. Ultimo accesso: gennaio 2026. 2026 (cit. a p. 43).
- [41] *LASERDYNE® 811: fleksibel 3D-laser til præcis skæring, boring og svejsning*. Annuncio su Metal-Supply.dk riguardante il sistema laser 3D LASERDYNE® 811 per applicazioni di taglio, foratura e saldatura di precisione. Metal Supply ApS. 2026. URL: [https://www.metal-supply.dk/announcement/view/868789/laserdyne811\\_fleksibel\\_3dlaser\\_til\\_praecis\\_skaering\\_boring\\_og\\_svejsning](https://www.metal-supply.dk/announcement/view/868789/laserdyne811_fleksibel_3dlaser_til_praecis_skaering_boring_og_svejsning) (cit. a p. 44).
- [42] Genesi Group. *E.cut – Sistemi di taglio a filo elettroerosivo*. <https://www.genesigroup.com/ecut/>. Ultimo accesso: gennaio 2026. 2026 (cit. a p. 45).
- [43] PRESI. *Macchina di lucidatura metallografica*. <https://www.directindustry.it/prod/presi/product-87039-2381480.html>. Ultimo accesso: gennaio 2026. 2026 (cit. a p. 46).
- [44] Mitutoyo Corporation. *HR-530 Hardness Tester – Technical Datasheet*. [https://www.mitutoyo.com/webfoo/wp-content/uploads/HR-530\\_2255.pdf](https://www.mitutoyo.com/webfoo/wp-content/uploads/HR-530_2255.pdf). Ultimo accesso: gennaio 2026. 2026 (cit. alle pp. 46, 47).
- [45] Leica Microsystems. *Leica DM2700 M – Microscopio ottico per applicazioni metallografiche*. <https://www.leica-microsystems.com/it/prodotti/microscopi-ottici/p/leica-dm2700-m/>. Ultimo accesso: gennaio 2026. 2026 (cit. a p. 49).
- [46] National Institutes of Health. *ImageJ – Image Processing and Analysis in Java*. <https://imagej.net/ij/>. Ultimo accesso: gennaio 2026. 2026 (cit. a p. 50).

- [47] Reza Ghanavati, Homam Naffakh-Moosavy, Mahmoud Moradi, Federico Mazzucato, Anna Valente, Sara Bagherifard e Abdollah Saboori. «Design optimization for defect-free AISI 316L/IN718 functionally graded materials produced by laser additive manufacturing». In: *Additive Manufacturing XX* (2023), pp. XXXX–XXXX. DOI: 10.1016/j.addma.2023.XXXXXX (cit. a p. 77).
- [48] Fa-Fe. *Gli acciai inossidabili*. Rapp. tecn. PDF disponibile online. Fa-Fe - Formazione e Informazione Tecnologica nei Materiali, 2013. URL: [https://www.fa-fe.com/files/pdf/libri\\_articoli/it/2\\_Gli\\_acciai\\_inossidabili.pdf](https://www.fa-fe.com/files/pdf/libri_articoli/it/2_Gli_acciai_inossidabili.pdf) (cit. a p. 77).