

## SULL'UTILIZZO DELL'ENERGIA CINETICA PER PRODUZIONE ADDITIVA: PRIMI RISULTATI DI PROVE DI FATICA E CONFRONTO CON LAVORAZIONI SLM

S. Bagherifard<sup>a</sup>, J. Kondas<sup>b</sup>, M. Riccio<sup>c</sup>, , M. Guagliano<sup>a</sup>

<sup>a</sup> Politecnico di Milano, Dip.To Meccanica, Via La Masa 1, 20156, Milan, Italia

<sup>b</sup> Impact Innovations GmbH, Bürgermeister-Steinberger-Ring 1, 84431 Haun, Germany

<sup>c</sup> Beamat SpA, Strada Prinzera, 17, 43045 Fornovo di Taro PR, Italia

### Sommario

Il cold spray (CS) è una tecnica di rivestimento a freddo in cui la deposizione delle polveri avviene grazie all'impatto ad alta velocità delle particelle contro un substrato e alla conseguente elevata deformazione plastica, con l'instaurarsi delle condizioni di instabilità adiabatica di taglio.

Nel presente lavoro sono stati considerati provini in In718 prodotti con CS e con SLM, sottoposti a diversi trattamenti termici, a valle della lavorazione dei provini. La caratterizzazione dei provini ha compreso l'analisi microstrutturale, la misura degli sforzi residui e della porosità, mentre le prove meccaniche hanno previsto prove di trazione statiche e di fatica assiale. I risultati mostrano caratteristiche e resistenza comparabili a quelle dei provini SLM, suggerendo che il CS, grazie alla minore temperatura del processo e al ridotto impegno energetico, possa divenire una tecnologia additiva alternativa o complementare rispetto alle più consolidate tecnologie laser.

### Abstract

Cold spray (CS) is a cold coating technique where powder deposition occurs due to the high impact velocity of the particles against a substrate and the resulting high plastic deformation with the generation of adiabatic shear instability conditions. In this paper, series of In718 specimens produced with the cold-spray and SLM have been considered and subjected to various thermal treatments, after machining the specimens. The characterization of the specimens includes microstructural analysis, residual stress measurement, porosity; static tensile and axial fatigue tests were done for the mechanical characterization. The results show comparable characteristics and resistance to those of SLM specimens, suggesting that CS, due to lower process temperature and reduced energy consumption, can be an alternative or complementary additive technology compared to well-established laser technologies.

**Parole chiave:** cold spray, SLM, additive manufacturing, fatica, Inconel 718.

### 1. INTRODUZIONE

Il *Cold Gas Dynamic Spray*, o semplicemente Cold Spray (CS), è una tecnica di deposizione cinetica di polveri, che si caratterizza per la sua flessibilità e per la ampiezza delle possibili applicazioni.

Nel CS l'adesione delle polveri viene ottenuta accelerando le particelle, grazie a un gas in pressione pre-riscaldato, attraverso un condotto convergente/divergente, come illustrato schematicamente in Figura 1, fino a velocità supersoniche e superiori a un valore "critico", funzione dei materiali e delle condizioni di processo, al di sopra del quale, a causa dell'instabilità adiabatica al taglio che si manifesta durante l'impatto, le particelle aderiscono alla superficie impattata senza rimbalzare [1]. La deposizione avviene, quindi, allo stato solido, a temperature molto inferiori al punto di fusione dei

materiali di interesse [2, 3]. Inoltre, l'energia che attiva il processo non è di origine termica ma cinetica, il che implica un minor consumo energetico e la possibilità di utilizzarlo anche con materiali sensibili alla temperatura e, quindi, inadatti a processi che coinvolgono valori di temperatura elevati.

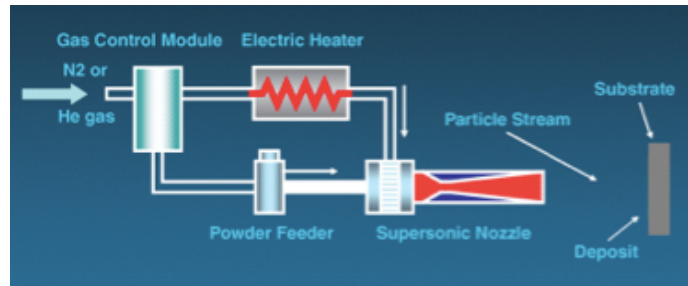


Figura 1. Rappresentazione schematica di un impianto per CS.

Il principale utilizzo del cold spray, ad oggi, riguarda i rivestimenti superficiali; dalla protezione rispetto alla corrosione al restauro o alla riparazione, soprattutto in ambito aeronautico in presenza di danneggiamento localizzato fino ai rivestimenti compositi e biocompatibili [4]. Tuttavia, l'assenza di limiti, almeno teorici, relative allo spessore massimo del rivestimento da realizzare con questa tecnica rende plausibile l'applicazione del processo come tecnologia additiva (AM, additive manufacturing) per la fabbricazione di pezzi tridimensionali metallici. In tale ambito, il CS può offrire numerosi vantaggi rispetto ad altri processi di natura termica, quali SLM, DMD ed EBM. Tali vantaggi possono essere sintetizzati nei seguenti punti:

- i) può essere utilizzato con materiali sensibili alla temperatura e all'ossigeno, in quanto il processo non prevede apporto di calore, contrariamente a tecniche di base AM basate su laser [5];
- ii) l'induzione di sollecitazioni residue minime o di compressione, contrariamente a quanto accade nelle comuni tecniche AM, in cui le tensioni residue sono, generalmente, di trazione;
- iii) la possibilità di ottenere un'ampia gamma di depositi multimateriale e/o con modulazione funzionale ("functionally graded"), quando le tecniche AM comunemente utilizzate hanno dei limiti in termini di conducibilità termica ed espansione termica di polveri dissimili;
- iv) tassi di deposizione elevati ( $300-400 \text{ cm}^3/\text{h}$  [6] e in alcuni casi fino a  $1500 \text{ cm}^3/\text{h}$ );
- v) limiti dimensionali molto meno marcati rispetto alle tecniche comuni a letto a polvere con limitata area di lavoro in ambiente controllato (vuoto / gas inerte). Infatti, la presenza di un legame a stato solido in CS, elimina la necessità di un'atmosfera protettiva, quindi, di fatto, non vengono imposti limiti dimensionali alla parte depositata.

Al contrario, il principale vantaggio delle tecniche AM basate sull'utilizzo del laser è l'accuratezza geometrica finale dell'ordine di decimi di mm rispetto al mm, tolleranza tipica del CS [7]. Nella tecnica SLM, la dimensione puntuale, definita prevalentemente dal diametro del fascio laser e dal formato polvere, offre la possibilità di ottenere forme personalizzate anche complesse, mentre nel caso del CS la forma e la geometria degli ugelli sono i principali parametri di definizione e danno una minor precisione dimensionale, almeno con la tecnologia corrente [8] (la definizione di ugelli ottimizzati può migliorare in modo significativo la risoluzione spaziale fino alla dimensione dello spruzzo da 1 mm [9]). Si può quindi affermare che l'applicazione caratteristica del CS come tecnica AM è la produzione di oggetti con dimensioni rilevanti e geometria generica; non solo, le attuali conoscenze sul CS permettono di affermare gli oggetti ottenuti con questa tecnica presentano un'adeguata lavorabilità con processi di lavorazioni standard, quali fresatura e tornitura, il che rende il CS attraente pensando alle lavorazioni di finitura [8].

Nel complesso, questi aspetti hanno messo in evidenza l'elevato potenziale di CS per essere utilizzato come tecnica AM per la fabbricazione di componenti di elevate dimensioni. Alcuni recenti risultati riguardano l'applicazione della tecnologia CS come tecnica AM per la fabbricazione di nichel-alluminio [9, 10], alluminio puro [11-13], zinco [14] e leghe di Ti [6,15]. Ciononostante, sono ancora molto limitati i dati sulle caratteristiche microstrutturali e meccaniche degli oggetti ottenuti con questa tecnologia. Ancor più limitati sono i dati relativi ad applicazioni strutturali del cold spray.

Tuttavia, una possibile applicazione del CS come tecnica AM passa attraverso la sua applicazione ad elementi portanti, in grado, cioè, di sopportare carichi applicati nelle condizioni di esercizio previste senza rompersi. Risulta quindi di primaria importanza caratterizzare il comportamento meccanico dei pezzi ottenuti con il CS sia staticamente che in presenza di carichi ciclici affinché sia possibile introdurre il CS come tecnica di fabbricazione additiva nei diversi settori industriali.

In questo studio si considera l'Inconel 718, una super lega austenitica Ni-Cr-Fe, comunemente utilizzata in aeronautica e applicazioni energetiche. Tale materiale è un materiale poco adatto all'applicazione del CS, a causa della sua elevata durezza e della limitata duttilità. È comunemente usato in varie applicazioni aerospaziali ed energetiche per via delle sue eccellenti caratteristiche di resistenza al creep e alla corrosione ad alta temperatura. A causa della sua modesta lavorabilità alle macchine utensili e al suo elevato costo, è un materiale che ben si presta ad una utilizzazione in ambito AM, in modo da ridurre tempo di fabbricazione e i costi legati allo sfrido. Diversi sono gli studi condotti sulla scelta dei parametri di processo (tra cui potenza laser, velocità e direzione di scansione laser, distanza di sporgenza ecc.) e sulla caratterizzazione microstrutturale e strutturale delle leghe Inconel fabbricate con SLM [18-23]. Zhang et al. [24] hanno studiato l'effetto di vari trattamenti termici per aumentare la resistenza e la durezza dei campioni Inconel 718 fabbricati SLM, pur diminuendo significativamente la duttilità. Liu et al. [19] hanno studiato l'effetto del percorso di scansione laser sulle caratteristiche meccaniche e microstrutturali dei campioni Inconel 718 fabbricati con tecnica a laser solido (LSF). Amato et al. [25], hanno investigato l'effetto di diversi post-trattamenti, tra cui l'HIP (Hot Isostatic Pressing) e la ricottura (1160°C per 4 ore) sulla microstruttura dei campioni Inconel 718 fabbricati con SLM: i risultati mostrano, a temperatura ambiente, caratteristiche meccaniche statiche comparabili dei campioni SLM con le proprietà del materiale base. Per quanto riguarda lo stato tensionale residuo, le misure eseguite evidenziano sollecitazioni residue più elevate nelle regioni dove si sovrappongono le tracce; questa distribuzione irregolare influenza la ricristallizzazione dei grani ad alte temperature [26]. Malgrado un numero abbastanza ampio di studi eseguiti sulla microstruttura e sulla resistenza statica dei campioni Inconel 718 fabbricati da SLM, non ci sono dati tanto disponibili relativi alla resistenza a fatica. Gli studi disponibili riguardano acciai inossidabili [27, 28], leghe di alluminio [29] e leghe di titanio [30], mentre, almeno per quella che è la conoscenza degli autori, non sono stati effettuati ricerche relative alla resistenza a fatica su Inconel 718. Gli unici dati disponibili in letteratura sono lo studio condotto da Kanagarajah et al. [31] che ha effettuato a fatica oligociclica su Inconel 939 a temperatura ambiente e 750 °C. I risultati di questo studio hanno mostrato che i campioni SLM presentano una migliore resistenza a fatica oligociclica a temperatura ambiente, mentre questa scende drasticamente a 750 °C, presumibilmente a causa della rapida formazione di precipitati. È stato inoltre riportato che l'invecchiamento riduce la resistenza a fatica a basso numero di cicli dei campioni SLM rispetto al materiale base sia a temperatura ambiente che ad alta temperatura. Per quanto riguarda il CS, sono stati eseguiti alcuni studi su rivestimenti superficiali di Inconel 718 [32-35].

Il comportamento a fatica di depositi tridimensionali di Inconel 718, invece, è un argomento che ancora non è stato investigato. Anche nel caso di campioni fabbricati SLM, la maggior parte degli studi disponibili si concentra principalmente sulla resistenza statica delle parti fabbricate. Di fatto sono ancora pochi gli studi sulle caratteristiche a fatica dei campioni AM prodotti con SLM, e non sono note ricerche sulla resistenza a fatica delle leghe Inconel. Tuttavia, la crescente domanda di pezzi AM di alta qualità indica la necessità di estendere gli studi al comportamento a fatica.

Il presente studio, che segue un precedente lavoro in cui si è mostrato e validato il potenziale del CS come tecnica di AM [36], considera provini in Inconel 718 ottenuti sia con CS che per SLM, condizioni di ottenimento (as-built) e dopo trattamento termico. Dopo una completa caratterizzazione microstrutturale, si investigano le proprietà statiche e a fatica delle diverse serie di provini e se ne confrontano i risultati, estendendo il confronto, ai fini di una più completa valutazione delle potenzialità del CS come tecnologia additiva, a dati di letteratura relative al materiale base.

## 2. MATERIALE E PREPARAZIONE DEI PROVINI

### 2.1. Materiale

Sono state utilizzate polveri di Inconel 718 per la fabbricazione dei campioni CS e SLM, fornite da Praxair Surface Technologies (USA) e H.C. Starck (USA). Le polveri utilizzate hanno, rispettivamente, una distribuzione dimensionale delle particelle di 10-32 µm e di 15-45 µm. Entrambe

le polveri hanno forma quasi sferica. La polvere utilizzata per i campioni CS (Fig.2 (a)) ha mostrato una morfologia superficiale più liscia. I particolari di Fig.2 mostrano la sezione trasversale delle singole particelle dopo attacco chimico con la tipica microstruttura dendritica delle polveri ottenute per atomizzazione.

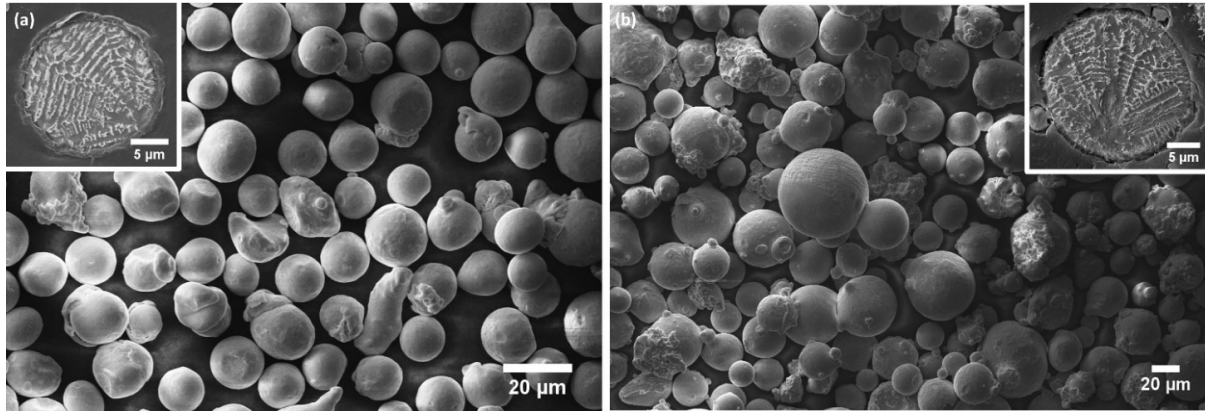


Figura 1. Micrografie SEM delle polveri di Inconel 718. I riquadri mostrano le sezioni di una singola particella usata per la realizzazione dei provini CS (a) e SLM (b).

## 2.2 Preparazione dei provini CS

Le polveri di Inconel 718 sono state spruzzate su basi di alluminio con un impianto Impact Innovation 5/11 (massima pressione 60 bar). Il gas utilizzato è azoto, preriscaldato alla temperatura di 1000°C a una pressione di 55 bar. La deposizione è stata eseguita a una velocità di 500 m/s, l'avanzamento per ogni passata è stato posto pari a 1 mm, mentre la distanza dell'ugello rispetto alla base è di 25mm.

I provini sono stati finiti, a valle del processo, con lavorazione di fresatura e, infine, separate dalla base.

I provini di trazione sono stati preparati in accordo con la geometria suggerita dalla ASTM E8/E8M-15a, mentre i provini di fatica sono stati lavorati seguendo quanto previsto dalla norma ASTM E466 - 15 per le prove di fatica con cicli di ampiezza costante.

Tenendo presente quanto già ricavato da precedenti studi eseguiti [36], secondo i quali la direzione di spruzzatura non ha un rilevante effetto sulla microstruttura, sulla porosità, sulla microdurezza e sulla resistenza a trazione, in questo lavoro sono stati considerati solo provini lavorati in modo che l'asse del provino coincidesse con la direzione di avanzamento della spruzzatura.

## 2.3 Preparazione dei provini SLM

I provini sono stati realizzati utilizzando un sistema SLM® 280HL (SLM Solution Group AG) con 2x400W Yttrium laser che lavorano in parallelo in una camera di dimensioni 280x280x350 mm<sup>3</sup>. Durante il processo la camera è stata riempita con gas argon per ridurre il contenuto di ossigeno a percentuali minori del 0.2%. La fluensa del laser, sulla base dei principali parametri di processo come la potenza del fascio laser (P), la velocità di scansione (v), la distanza (h) e lo spessore dello strato (t) è stata definita come descritto nella Eq.1:

$$F = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \left[ \frac{J}{\text{mm}^3} \right]$$

50 μm con una fluensa di 61.31 J/mm<sup>3</sup> e una distanza di 0.17 mm.

E' noto che ruotare la direzione di deposizione tra strati successivi riduce l'anisotropia delle caratteristiche del pezzo; la strategia di deposizione adottata prevede, quindi, una rotazione di 33° tra strati successivi. I provini sono stati ottenuti riscaldando la base fino a 200°. Tutti i provini sono stati preparati con tolleranze di 0.5mm e, in seguito, lavorati in accordo con quanto previsto dalla norma ASTM E8.

## 2.4. Trattamenti termici

Per omogeneizzare i provini e migliorare il comportamento meccanico, i provini sono stati trattati termicamente con diversi trattamenti. Per i campioni CS i trattamenti termici sono stati scelti per favorire l'adesione metallurgica grazie all'effetto di sinterizzazione [34]. La sinterizzazione convenzionale viene normalmente eseguita a temperature intorno a 2/3 della temperatura di fusione assoluta del materiale, ossia 1260-1335 °C per l'Inconel 718 [33]. Di conseguenza, 1050 °C e 1200 °C sono i valori scelti come temperature di picco dei due trattamenti termici HTA e HTB, eseguiti su campioni CS e SLM, come descritto nella Tabella 1. Per i campioni SLM, i due trattamenti precedentemente riportati danno luogo a una resistenza a trazione molto simile; di conseguenza, solo la serie HTB è stata considerata per ulteriori analisi. In seguito, due altri trattamenti di indurimento per precipitazione (precipitation hardening, HTC e HTD) sono stati applicati ai campioni SLM. Il trattamento HTC è stato applicato seguendo le istruzioni di AMS5662 (specifiche del materiale aerospaziale leghe di nichel) [37] per Inconel 718 fuso e forgiato. Il trattamento HTD, invece, è da considerarsi come trattamento di distensione degli sforzi residui: in questo caso i provini SLM sono stati sottoposti (soluzione) per una durata di 5h.

Tabella 1 – Trattamenti termici eseguiti.

HTA	1050°C per 3 h in atmosfera di argon
HTB	1200°C per q h in atmosfera di argon
HTC	Massima temperatura 980°C seguendo un ciclo di riscaldamento/mantenimento/raffreddamento di 24h suggerito in [37] .
HTD	980°C per 1.5 h

## 2.5. Caratterizzazione microstrutturale e meccanica

L'analisi microstrutturale è stata eseguita su una sezione trasversale di campioni, impregnata in resina e lavorata con carte abrasive (SiC) fino a P2500, e, poi, finita con sospensioni di diamanti di dimensioni fino a 1 µm. Dopo l'attacco chimico, in una soluzione con 10 parti di HCl (37%) e 3 parti di H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, i campioni sono stati osservati con un microscopio ottico. Le misurazioni della porosità sono state effettuate analizzando le micrografie SEM eseguite in modalità BSI (Backscattered Imaging Electronics) su tre aree scelte casualmente su ciascun campione e usando il software ImageJ [38]. La misura della densità è stata eseguita con un kit (DDK) che utilizza il principio di galleggiamento di Archimede (Precisa 100A-300M, Torino, IT). In questo modo è possibile determinare anche la porosità, attraverso il confronto della densità misurata con quella del materiale base. La microdurezza è stata misurata con il tester FM-700 (Future-Tech, JP) con indentatore Vickers (forza applicata 300 gf, tempo di permanenza 15 s). Gli sforzi residui sono stati misurati con un diffrattometro portatile AST X-Stress 3000 (radiazione CrK $\alpha$  ( $\lambda_{K\alpha} = 2.2898\text{\AA}$ ), metodo  $\sin^2\psi$ , angolo di diffrazione utilizzato 128°, 11 angoli )  $\psi$  utilizzati per ogni misura).

Al fine di ottenere il tensore degli sforzi e, quindi, gli sforzi principali, per ogni punto si è eseguita la misura lungo 3 direzioni (0°, 45°, 90°).

L'esecuzione delle misure in profondità ha richiesto l'asportazione del materiale superficiale per via elettrolitica (soluzione: acido acetico 94%, acido perclorico 6%). Le misure, attraverso il valore l'ampiezza del picco a metà della sua altezza (FWHM), hanno permesso di valutare la distorsione dei grani cristallini e le microdeformazioni.

Le prove di trazione sono state eseguite seguendo le specifiche ASTM E8, con una macchina di prova universale MTS ad una velocità di spostamento di 2 mm / min. Le prove di fatica assiale ad ampiezza costante (rapporto di ciclo R=0.1) a temperatura ambiente sono stati eseguiti su macchina universale MTS sulle serie CS-HTA, CS-HTB, SLM-HTB e SLM-HTC, seguendo la procedura descritta in ASTM E466-15. Ogni serie era composta da 11 provini. Le prove hanno seguito la procedura up-and-down (staircase) di Dixon e Massey [39] con una variazione di 30 MPa. Tra una prova e la seguente. Il numero di cicli utilizzato per considerare run-out i provini è di 2.000.000.

L'elaborazione dei risultati è stata fatta sia seguendo l'approccio ISO 12107 sia il metodo Hodge-Rosenblatt [40]. L'analisi frattografica dei provini rotti a fatica è stata eseguita usando un SEM Zeiss-Evo 50.

### 3. RISULTATI

#### 3.1. Caratterizzazione microstrutturale

Le osservazioni al microscopio ottico della sezione trasversale dei campioni CS (Fig. 3a-c) evidenziano la sovrapposizione di particelle altamente deformate come caratteristiche del CS. La Figura 3a mostra una struttura dendritica all'interno di ogni particella. Tale struttura tende a svanire dopo i trattamenti termici (Fig. 3 b e 3c), sviluppando una microstruttura più uniforme e omogenea.

Le Figure 2d e 2e rappresentano la microstruttura del campione SLM “as-built” su sezioni trasversali parallele e perpendicolari alla direzione di costruzione rispettivamente. La struttura dendritica si accresce, in genere, lungo la direzione di costruzione, per lo più attraversando pochi strati di fusione. L'aspetto generale della sezione parallela al piano di scansione, Fig. 3e, mostra una struttura cellulare e dendritica organizzata in modo da evidenziare la direzione di più tracce laser con rotazione di 33 ° tra i livelli adiacenti. Le Fig. 3f-h mostrano una sezione perpendicolare alla sezione trasversale di costruzione dei campioni SLM dopo diversi trattamenti termici. In tutti e tre i casi, le tracce di scansione laser quasi scompaiono dopo il trattamento termico; tuttavia, ogni trattamento termico ha provocato una struttura granulare diversa non uniforme. Un'apparente ricristallizzazione può essere osservata attraverso la sezione trasversale del campione HTB, che presenta granelli molto grossolani. Dopo il trattamento HTB, la struttura dendritica è completamente sparita e sostituita da non uniforme distribuzione di grani cristallini fini e di dimensioni maggiori. I campioni SLM-HTC, invece, hanno una distribuzione più uniforme della dimensione del grano con tracce visive di struttura dendritica; la distribuzione di granulometria nei campioni SLM-HTD è più simile a quella di SLM-HTB ma con bordi di grano apparentemente meno definiti.

#### 3.2. Porosità

Le analisi BSI-SEM delle sezioni trasversali lucidate, mostrate in Fig. 4, sono state utilizzate per le valutazioni della porosità. I campioni di CS sono generalmente più porosi rispetto alla serie SLM, anche se la porosità della serie CS tendono a diminuire dopo i trattamenti termici. Questa osservazione è confermata anche da misure di porosità volumetrica eseguite da DDK. Le Figure 4d-g rappresentano le sezioni trasversali laterali lucide del campione SLM prima e dopo i trattamenti. Nel complesso, nei campioni SLM sono stati osservati elevata densità e pochi pori e, più di tutti, inclusioni.

L'analisi chimica delle inclusioni ha evidenziato che Al e Ti sono gli elementi principali. I dati medi ottenuti dall'analisi delle immagini su tre diverse aree per ogni serie di campioni e le misure DDK per tre campioni per serie sono presentati in Figura 4h. Sia l'analisi delle immagini che i dati DDK mostrano una tendenza simile che conferma l'effetto positivo dei trattamenti termici nella riduzione della porosità dei campioni CS e, sia pur in maniera inferiore, nei campioni SLM. Va notato che nessuna porosità è stata osservata alle immagini BSI-SEM delle polveri utilizzate (dettagli di Fig. 1).

#### 3.3. Microdurezza

I risultati di microdurezza mostrano una distribuzione uniforme in tutta la sezione trasversale di tutti i campioni, Figura 4i (che riporta i dati medi di misure eseguite su 3 provini). Il campione CS ha mostrato i valori più elevati a causa dell'indurimento legato all'impatto delle polveri sul substrato e sugli strati già depositati; tuttavia, la microdurezza è notevolmente ridotta da entrambi i trattamenti termici, senza notevole differenza tra HTA e HTB. I campioni SLM, invece, presentano un notevole aumento (>40%) dopo i trattamenti termici HTB e HTC. Il trattamento HTD dà luogo a un incremento inferiore. È da notare che i valori riportati in letteratura per il materiale base (fuso o lavorato) varia da 230 a 380 HV [37, 41].

#### 3.4. Sforzi residui

Le misure XRD effettuate in superficie e in profondità hanno fornito le sollecitazioni residue e la tendenza del parametro FWHM, come mostrato in Figura 5. Le misure non mostrano quasi nessuna sollecitazione residua nel campione CS; tuttavia, sforzi residui di compressione sono stati misurati sui campioni CS dopo la lavorazione, prima e dopo i trattamenti termici. Nel caso dei provini SLM, il campione “as-built” ha mostrato apprezzabili valori di trazione.

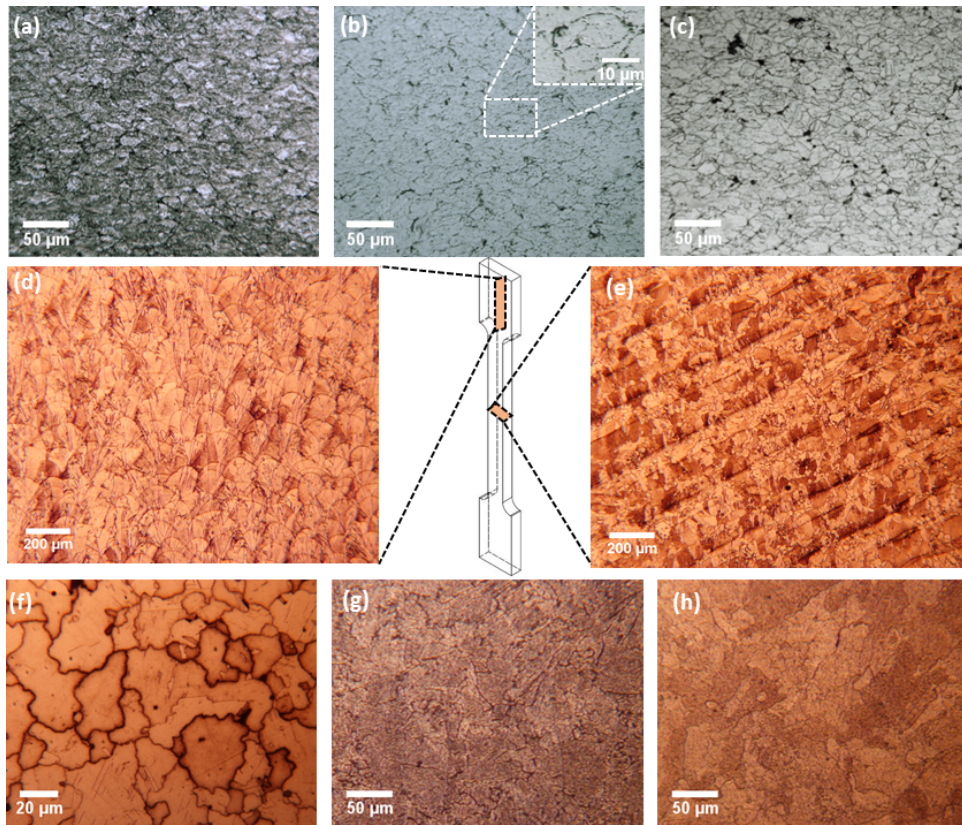


Figura 3. Micrografie ottiche delle sezioni trasversali dei provini dopo attacco chimico: (a) CS (b) CS-HTA (c) CS-HTB (d) SLM-as built parallelo alla direzione di costruzione (e) SLM-as built perpendicolare alla direzione di costruzione (f) SLM-HTB (g) SLM-HTC (h) SLM-HTD.

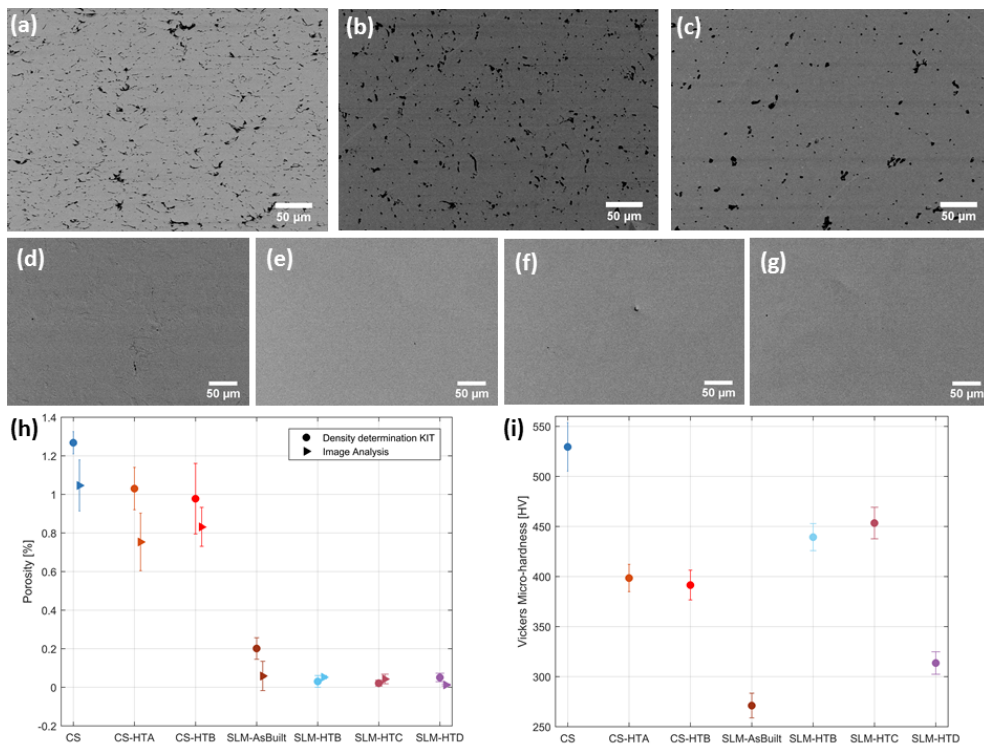


Figura 4. Immagini BSI-SEM delle sezioni trasversali per la misura della porosità: (a) CS (b) CS-HTA (c) CS-HTB (d) SLM-as built (e) SLM-HTB (f) SLM-HTC (g) SLM-HTD (h) Misura di porosità nei campioni CS e SLM da analisi delle immagini e DDK, (i) Misura di microdurezza sulle sezioni trasversali dei provini.

I campioni SLM-HTC e SLM-HTD presentano sforzi residui di compressione trascurabili, mentre il trattamento HTB consente di ottenere valori di compressione più importanti, anche se molto superficiali (fino a 0.08 mm di profondità).

Il trend del parametro FWHM, che può essere considerato come indice comparativo di incrudimento, dimensione del grano e microstrain, sono presentati separatamente per le serie CS e SLM nelle Figure 5c e 5d rispettivamente. Nel caso di campioni CS, il FWHM presenta valori simili per i campioni spruzzati e lavorati e descrive chiaramente l'effetto di rilassamento legato ai trattamenti termici applicati sui campioni CS. I valori di FWHM, tra loro molto simili, misurati sui campioni CS-HTA e CS-HTB, ben si combinano con i dati di microdurezza per queste due serie (Figura 4i). I campioni SLM presentano generalmente un basso parametro FWHM rispetto alla serie CS.

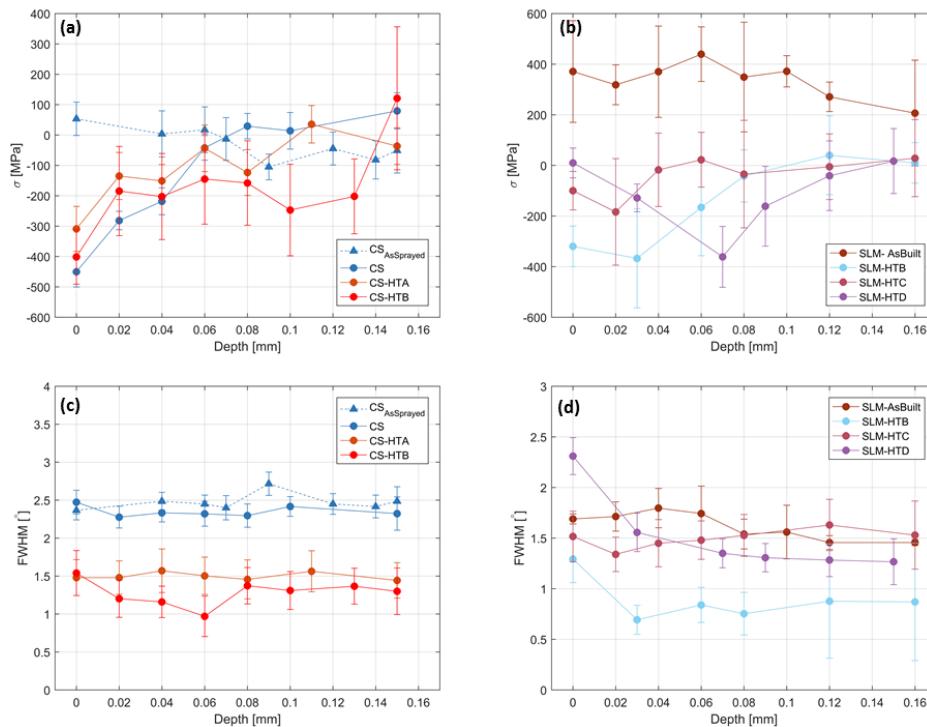


Figura 5. Andamento degli sforzi residui e del FWHM in profondità per i provini CS (a and c) e SLM (b and d).

### 3.5. Resistenza a trazione

Le prove a trazione indicano che i campioni CS hanno un comportamento caratterizzato da bassa resistenza e duttilità quasi nulla prima del trattamento termico (Figura 6a). I trattamenti termici rendono il comportamento dei provini CS molto duttile (campioni CS-HTA e CS-HTB). La resistenza alla trazione e la duttilità dei campioni CS sono significativamente migliorati dai trattamenti termici. I campioni SLM senza trattamento termico mostrano una duttilità piuttosto elevata, mentre, unitamente alla serie SLM-HTD, presenta la resistenza più bassa tra tutte le serie. La resistenza dei campioni SLM risulta notevolmente migliorata dopo HTA, HTB e HTC, a scapito della perdita della duttilità. Secondo i dati presentati nella Tabella 2, i valori ottenuti per le serie SLM, SLM-HTA, SLM-HTB e CS-HTB sono paragonabili ai dati disponibili per il materiale base in una vasta gamma di trattamenti termici e condizioni di invecchiamento [18, 42- 45].

### 3.6. Fatica assiale

In Figura 6b sono illustrati i risultati delle prove di fatica assiale, unitamente ad alcuni dati reperiti in bibliografia [46-48], relativi a differenti condizioni di sforzo, fornitura e trattamento termico e resi confrontabili dopo elaborazione eseguita costruendo il diagramma di Goodman, utilizzando i dati riportati negli studi sopra citati. Si può osservare che la resistenza dei provini CS-HTB è analoga a quella dei provini SLM-HTB.

A valle delle prove di fatica sono state eseguite delle analisi delle superfici di frattura. Queste confermano la natura prettamente fragile delle rotture dei provini CS “as-built”, così come le caratteristiche di duttilità dei provini SLM “as-built”[36], già evidenziate nelle prove di trazione.



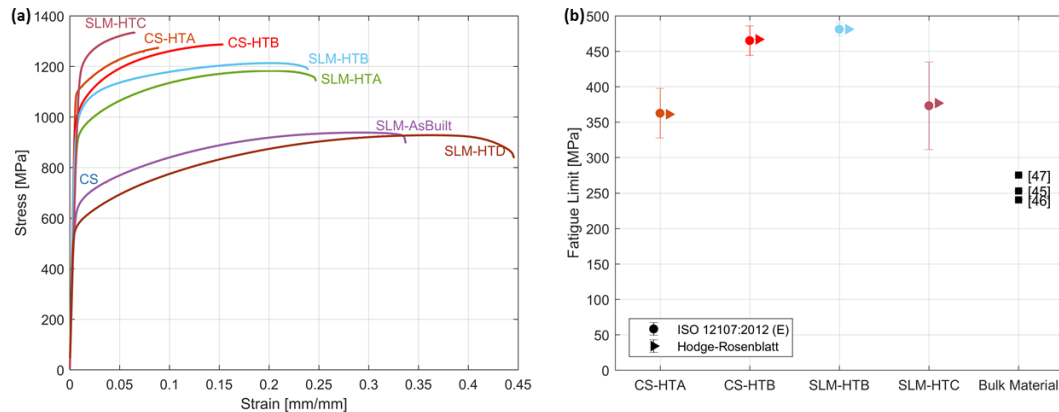


Figure 6. (a) Diagrammi sforzi/deformazione dei provini CS e SLM nelle diverse condizioni considerate. (b) Resistenza a fatica (2 milioni di cicli) dei provini CS e SLM e confronto con dati di letteratura.

Più interessante è l'analisi delle superfici di frattura dei provini trattati termicamente. I provini CS, dopo entrambi i trattamenti termici, presentano un meccanismo di rottura fragile/duttile combinato, con aree che evidenziano un completo distacco delle particelle (Figura 7a) e aree caratterizzate dai micro-vuoti (dimples), che descrivono una modalità di cedimento duttile (Fig. 6b).

La frazione dell'area totale di frattura con “dimples” aumenta dopo il trattamento con HTB rispetto all'HTA.

Viceversa, la superficie di frattura dei campioni SLM-HTB, in alternativa, si presenta in maniera uniforme come duttile, evidenziando questo meccanismo come dominante. I punti di innesco della cricca di fatica sono generalmente in prossimità superficie del campione (Fig. 6 (c)). Uno sguardo più approfondito della superficie di frattura conferma una modalità di propagazione transgranulare. I campioni SLM-HTC, invece, indicano la presenza di diversi pori, cricche o mancata fusione di polveri, nonostante la modalità di guasto duttile transgranulare globale che caratterizza la superficie di frattura.

## 5. Conclusioni

Le caratteristiche e il comportamento meccanico di provini di Inconel 718 ottenuti con tecnologie additive basate su differenti principi (CS e SLM) sono state determinate sperimentalmente e tra loro confrontate. Il Cold Spray ha determinato una struttura omogenea mantenendo la microstruttura originale delle polveri, il che può rappresentare un vantaggio rispetto alle lavorazioni SLM. I trattamenti termici sui provini CS eseguiti hanno favorito l'adesione metallurgica tra le particelle e hanno dato luogo ad una notevole coesione e duttilità.

Nel presente studio, per la prima volta si confrontano i risultati di prove di fatica condotti su provini ottenuti con CS e SLM, evidenziando, in entrambi i casi, una resistenza a fatica soddisfacente e almeno comparabile a quella del materiale base.

Focalizzando l'attenzione sul cold spray e sulla sua applicazione in ambito di additive manufacturing, a causa del notevole incrudimento legato alla fisica stessa del processo e la conseguente bassa duttilità, un fattore chiave è la definizione del trattamento termico ottimale, capace di ridurre le carenze comportamentali discusse nel lavoro.

D'altro canto, il cold spray possiede i requisiti per superare i limiti che oggi caratterizzano le tecnologie basate sull'utilizzo del laser, in primo luogo legati alle dimensioni dei pezzi, alle alte temperature di lavoro e ai bassi tassi di deposizione.

I risultati di questo studio completano il promettente quadro ora evidenziato e mettono in luce la potenzialità del processo per la produzione additive di pezzi, anche di grandi dimensioni e costruiti con materiali sensibili alla temperature, con valenza strutturale, sollecitati anche da carichi variabili nel tempo.

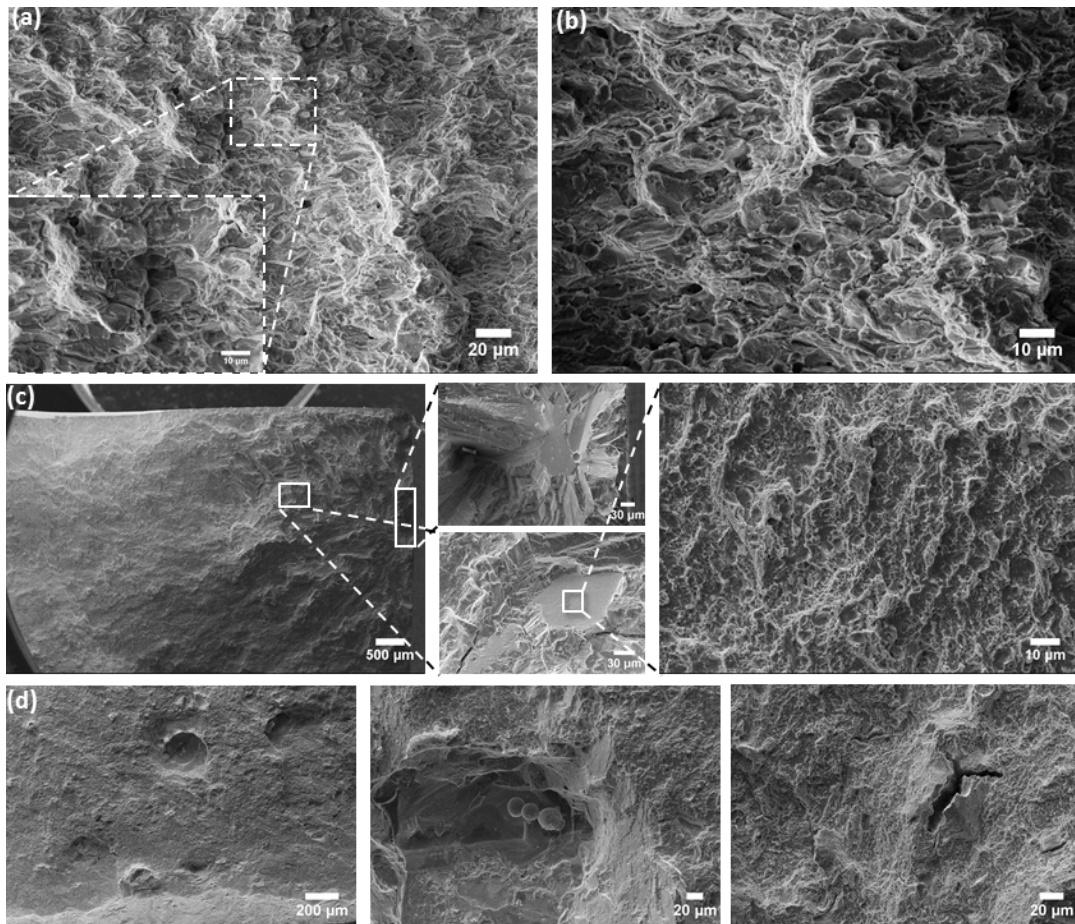


Figure 7. Osservazioni frattografiche dei campioni provati a fatica: (a) CS-HTA, (b) CS-HTB, (c) SLM-HTB (d) SLM-HTC

#### RINGRAZIAMENTI

Si ringrazia la Beamit SpA e la Impact Innovations GmbH per la fabbricazione, rispettivamente, dei provini SLM e CS.

#### BIBLIOGRAFIA

1. Ghelichi, R., et al., *Numerical simulation of cold spray coating*. Surface and Coatings Technology, 2011. **205**(23): p. 5294-5301.
2. Ghelichi, R. and M. Guagliano, *Coating by the Cold Spray Process: a state of the art*. Fracture and Structural Integrity, 2009(8): p. 30-44.
3. Champagne, V. and D. Helfritsch, *The unique abilities of cold spray deposition*. International Materials Reviews, 2016. **61**(7): p. 437-455.
4. Champagne, V.K., *The cold spray materials deposition process: Fundamentals and applications*. 2007: Elsevier.
5. Ghelichi, R., et al., *Fatigue strength of Al alloy cold sprayed with nanocrystalline powders*. International Journal of Fatigue, 2014. **65**: p. 51-57.
6. Tan, A.W.-Y., et al., *Potential of cold spray as additive manufacturing for Ti6Al4V*. 2016.
7. Lynch, M.E., et al., *Design and topology/shape structural optimisation for additively manufactured cold sprayed components: This paper presents an additively manufactured cold spray component which is shape optimised to achieve 60% reduction in stress and 20% reduction in weight*. Virtual and Physical Prototyping, 2013. **8**(3): p. 213-231.
8. Sova, A., et al., *Potential of cold gas dynamic spray as additive manufacturing technology*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013. **69**(9-12): p. 2269-2278.
9. Sova, A., et al., *Preliminary study on deposition of aluminium and copper powders by cold spray micronozzle using helium*. Surface and Coatings Technology, 2013. **220**: p. 98-101.
10. Champagne, V., et al., *The Development of Nickel-Aluminum Reactive Material by Cold Spray Process*. Army Research Laboratory Technical Report ARL-TR-5189, 2010.

11. Cormier, Y., et al., *Net shape fins for compact heat exchanger produced by cold spray*. Journal of thermal spray technology, 2013. **22**(7): p. 1210-1221.
12. Morgan, R.H., et al., *Cold Gas Dynamic Manufacturing – A new approach to Near-Net Shape Metal Component Fabrication*. MRS Proceedings, 2002. **758**.
13. P. Vo, M.M. *Layer-by-layer buildup strategy for cold spray additive manufacturing*. in *International Thermal Spray Conference and Exposition (ITSC)*. 2017. Düsseldorf / Germany.
14. Cadney, S., et al., *Cold gas dynamic spraying as a method for freeforming and joining materials*. Surface and Coatings Technology, 2008. **202**(12): p. 2801-2806.
15. MacDonald, D., et al., *Cold Spraying of Armstrong Process Titanium Powder for Additive Manufacturing*. Journal of Thermal Spray Technology, 2016: p. 1-12.
16. Thomas, A., et al., *High temperature deformation of Inconel 718*. Journal of materials processing technology, 2006. **177**(1): p. 469-472.
17. Sundararaman, M., P. Mukhopadhyay, and S. Banerjee, *Precipitation of the  $\delta$ -Ni<sub>3</sub>Nb phase in two nickel base superalloys*. Metallurgical transactions A, 1988. **19**(3): p. 453-465.
18. Wang, Y., et al., *Selective Laser Melting of Graphene-Reinforced Inconel 718 Superalloy: Evaluation of Microstructure and Tensile Performance*. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2017. **139**(4): p. 041005.
19. Liu, F., et al., *The effect of laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718*. Journal of Alloys and Compounds, 2011. **509**(13): p. 4505-4509.
20. Parimi, L.L., et al., *Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718*. Materials Characterization, 2014. **89**: p. 102-111.
21. Chlebus, E., et al., *Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting*. Materials Science and Engineering: A, 2015. **639**: p. 647-655.
22. Lu, Y., et al., *Study on the microstructure, mechanical property and residual stress of SLM Inconel-718 alloy manufactured by differing island scanning strategy*. Optics & Laser Technology, 2015. **75**: p. 197-206.
23. Jia, Q. and D. Gu, *Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties*. Journal of Alloys and Compounds, 2014. **585**: p. 713-721.
24. Zhang, D., et al., *Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy*. Materials Science and Engineering: A, 2015. **644**: p. 32-40.
25. Amato, K., et al., *Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting*. Acta Materialia, 2012. **60**(5): p. 2229-2239.
26. Liu, F., et al., *Microstructure and residual stress of laser rapid formed Inconel 718 nickel-base superalloy*. Optics & laser technology, 2011. **43**(1): p. 208-213.
27. Spierings, A., T. Starr, and K. Wegener, *Fatigue performance of additive manufactured metallic parts*. Rapid prototyping journal, 2013. **19**(2): p. 88-94.
28. Riemer, A., et al., *On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting*. Engineering Fracture Mechanics, 2014. **120**: p. 15-25.
29. Brandl, E., et al., *Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior*. Materials & Design, 2012. **34**: p. 159-169.
30. Leuders, S., et al., *On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance*. International Journal of Fatigue, 2013. **48**: p. 300-307.
31. Kanagarajah, P., et al., *Inconel 939 processed by selective laser melting: Effect of microstructure and temperature on the mechanical properties under static and cyclic loading*. Materials Science and Engineering: A, 2013. **588**: p. 188-195.
32. Marrocco, T., et al., *Comparison of the microstructure of cold sprayed and thermally sprayed IN718 coatings*. 2006, May. p. 15-18.
33. Wong, W., et al., *Cold spray forming of Inconel 718*. Journal of thermal spray technology, 2013. **22**(2-3): p. 413-421.
34. Levasseur, D., S. Yue, and M. Brochu, *Pressureless sintering of cold sprayed Inconel 718 deposit*. Materials Science and Engineering: A, 2012. **556**: p. 343-350.
35. Singh, R., et al., *Effects of substrate roughness and spray-angle on deposition behavior of cold-sprayed Inconel 718*. Surface and Coatings Technology, 2017.
36. Bagherifard, S., et al., *Cold Spray Deposition of Freestanding Inconel Samples and Comparative Analysis with Selective Laser Melting*. Journal of Thermal Spray Technology, 2017: p. 1-10.
37. AMS5662, *Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Bars, Forgings, and Rings*, in *Aerospace Material Specification, SAE International Group*. 2004.

38. Schneider, C.A., W.S. Rasband, and K.W. Eliceiri, *NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis*. Nat methods, 2012. **9**(7): p. 671-675.
39. Dixon, W.J. and F.J. Massey, *Introduction to statistical analysis*. Vol. 344. 1969: McGraw-Hill New York.
40. Brownlee, K., J. Hodges Jr, and M. Rosenblatt, *The up-and-down method with small samples*. Journal of the American Statistical Association, 1953. **48**(262): p. 262-277.
41. *Inconel alloy 718 properties*. 2017, Special metals.
42. Huang, R. and H. Fukunum. *Study of the properties of Cold-Sprayed In718 Deposits*. in *International Thermal Spray Conference 2016*. 2016. Shanghai- China.
43. *Total Materia* 2016, Key to Metals AG The world's most comprehensive materials database.
44. Jindal, P., et al., *Performance of PVD TiN, TiCN, and TiAlN coated cemented carbide tools in turning*. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 1999. **17**(1): p. 163-170.
45. Hong, J., et al., *Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO<sub>2</sub> laser welding*. journal of materials processing technology, 2008. **201**(1): p. 515-520.
46. Chen, Q., N. Kawagoishi, and H. Nisitani, *Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures*. Materials Science and Engineering: A, 2000. **277**(1): p. 250-257.
47. Ma, X.-f., et al., *Fatigue and fracture behavior of nickel-based superalloy Inconel 718 up to the very high cycle regime*. Journal of Zhejiang University-Science A, 2010. **11**(10): p. 727-737.
48. *SpecialMetals specifications for INCONEL® alloy 718 (UNS N07718/W.Nr. 2.4668)* [www.specialmetals.com](http://www.specialmetals.com): p. 1-28.