

ALMA MATER STUDIORUM
UNIVERSITA' DI BOLOGNA

SCUOLA DI INGEGNERIA E ARCHITETTURA
Sede di Forlì

Corso di Laurea in
INGEGNERIA MECCANICA
Classe L - 9

ELABORATO FINALE DI LAUREA
in TECNOLOGIA MECCANICA (c.i.)

Studio e caratterizzazione di componenti in AISI 420 prodotti
tramite tecnologia additiva SLM

CANDIDATO
Francesco Frassinetti

RELATORE
Prof. Lorenzo Donati

CORRELATORE
Ing. Erica Liverani

Anno Accademico 2017/2018

Sommario

Abstract	5
Introduzione	6
1. Processo additivo SLM	7
1.1 Introduzione ai processi additivi	7
1.1.1 Process chain	7
1.2 Processi additivi per metalli.....	8
1.2.1 EBM.....	9
1.2.2 DLD	10
1.3 Selective Laser Melting.....	12
1.4 Parametri di processo per SLM	16
1.4.1 Fluenza.....	18
1.4.2 Strategia di scansione	20
1.4.3 Orientamento e posizione sulla piattaforma	22
1.4.4 Supporti	24
1.5 Tensioni residue.....	26
1.6 Acciaio inox AISI 420.....	29
2. Parte sperimentale	32
2.1 Introduzione al progetto	32
2.1.1 Caratteristiche della polvere	34
2.2 Provini per le prove di caratterizzazione	34
2.2.1 Layer 50 μm	36
2.2.2 Layer 30 μm	39
2.3 Densità.....	42
2.3.1 Layer 50 μm	42
2.3.2 Layer 30 μm	45

2.4 Rugosità	48
2.4.1 Layer 50 µm	49
2.4.2 Layer 30 µm	52
2.4.3 Scelta dei set di parametri da approfondire	57
2.5 Durezza Rockwell C.....	58
2.6 Verifica delle densità e durezza Vickers	63
2.7 Metallografie	66
2.8 Prove di trazione.....	71
2.9.1 Analisi delle prove di trazione sui campioni as build.....	75
2.9.2 Analisi delle prove di trazione sui provini trattati termicamente	80
Conclusioni	87
Ringraziamenti	89
Bibliografia	90

Abstract

L'obiettivo di questa tesi è la determinazione di parametri di processo ottimizzati che permettano la realizzazione, tramite tecnologia additiva SLM, di componenti in acciaio inox AISI 420 con proprietà paragonabili a quelle attualmente ottenibili tramite lavorazioni tradizionali. La ricerca è stata divisa in due parti, portate avanti contemporaneamente, caratterizzate da spessori dei layer differenti che prioritizzano il volume di produzione o la finitura e precisione dimensionale. Nella prima campagna sperimentale sono stati realizzati dei campioni a geometria semplice utilizzando differenti parametri di processo per determinarne le correlazioni con le proprietà ottenute. Le prove svolte in questa fase sono state di densità, rugosità e durezza. I set più promettenti sono stati poi selezionati per indagini più approfondite volte alla determinazione delle loro proprietà meccaniche. In questa tesi viene descritta solo la prova di trazione del set di parametri per alti volumi di produzione perché tutti gli altri test meccanici devono essere ancora svolti. Al termine delle prove qui descritte si è riusciti a determinare un set di parametri col quale, al momento, sembra possibile stampare prodotti dalle prestazioni confrontabili con quelle di componenti commerciali in AISI 420, raggiungendo l'obiettivo che ci si era prefissati.

Introduzione

I processi additivi o additive manufacturing (AM) sono una tecnologia che consiste nella realizzazione di prodotti per strati (detti anche layer), sovrapponendo il materiale di cui essi sono costituiti anziché asportarlo da un grezzo come nelle tecniche ad asportazione di truciolo.

Questo approccio alla produzione, noto anche come 3D Printing [1], nasce negli anni '80 per produrre prototipi o piccoli lotti in materiale plastico tramite la solidificazione di una resina che polimerizzava se esposta ai raggi UV [2]. Per vari decenni ci sono state lente ma costanti ricerche che hanno portato, negli ultimi anni, alla realizzazione di nuove macchine che potessero processare diversi materiali tra cui anche i metalli, aumentando così l'appetibilità a livello industriale e manifatturiero. Addirittura si è arrivati a porre l'additive manufacturing come una delle tecnologie incentivate dalla quarta rivoluzione industriale, o industry 4.0. Questo è dovuto principalmente a due fattori, primo la riduzione dei costi di personalizzazione dei prodotti, caratteristica sempre più richiesta nel mercato attuale, grazie al fatto, ad esempio, che non si dovrebbero realizzare stampi specifici per ogni lieve variazione del progetto. Secondo, la possibilità in futuro di poter delocalizzare maggiormente la produzione riducendo così i costi di trasporto e il conseguente inquinamento [3]. Nonostante i recenti sviluppi non si è ancora arrivati ad una piena maturità del processo e sono ancora in corso numerosissime ricerche per aumentare il numero di materiali processabili e per migliorare le caratteristiche dei componenti prodotti. Queste ultime sono fortemente legate ai cicli termici che subisce il componente durante il ciclo di stampa. Per raggiungere i migliori risultati possibili è pertanto necessario conoscere a fondo i principi di funzionamento delle macchine che si stanno usando e selezionare i parametri di processo ottimali. È proprio su questo che si focalizza il lavoro sperimentale descritto in questa tesi, ovvero la ricerca dei parametri di processo per la realizzazione di componenti in acciaio inox martensitico AISI 420, sul cui comportamento nella lavorazione additiva si ha poca documentazione in letteratura.

Nel primo capitolo si ha una parte teorica che, dopo un'iniziale introduzione alle tecnologie additive per metalli, si concentra sul processo SLM e sui suoi parametri di progetto, mentre il secondo descriverà la ricerca sperimentale dei parametri di processo ottimali per l'AISI 420.

1. Processo additivo SLM

1.1 Introduzione ai processi additivi

Le tecnologie additive per materiali plastici nell'ultimo decennio hanno avuto un miglioramento e una crescita impressionanti che hanno portato alla realizzazione sia di piccole macchine ad uso domestico dal costo di poche centinaia di dollari, sia a sistemi ad uso prettamente industriale capaci di sostenere intensi carichi di lavoro e che possono costare fino a mezzo milione di dollari. Per quanto riguarda la lavorazione di materiali metallici, la presenza di lavorazioni tradizionali sicure e affidabili, come fusioni o asportazione di truciolo, ne ha limitato lo sviluppo per il ridotto interesse a livello industriale [4]. Ciononostante, negli ultimi anni è cresciuto l'interesse verso questi processi per soddisfare la crescente richiesta di componenti personalizzati sulle richieste del singolo cliente e per la realizzazione di pezzi di geometrie complesse non ottenibili con tecniche tradizionali.

1.1.1 Process chain

La realizzazione di un prodotto tramite additive manufacturing prevede una serie di operazioni che possono essere suddivise in sei passaggi comuni tra le varie tecnologie siano esse per metalli o per polimeri. Essi sono [5]:

1. Realizzazione di un modello CAD del componente:

Il punto di partenza comune è un file CAD (Computer-Aided Design) che contenga un modello tridimensionale con caratteristiche geometriche, materiale, e proprietà del prodotto che si vuole realizzare.

2. Conversione del CAD in formato STL:

La maggior parte delle macchine additive ha bisogno in ingresso di un file in formato STL, il quale conserva come dati solo le caratteristiche geometriche del componente. Il file CAD viene convertito con appositi programmi approssimando la superficie del pezzo con tanti piccoli triangoli la cui dimensione minima può essere definita dall'operatore. Per ogni triangolo si conoscono la posizione dei suoi vertici e il suo vettore normale, e combinando questi dati il programma della stampante 3D è in grado di definire la posizione della superficie e quale lato della stessa si trova all'interno del componente. Durante la conversione automatica del file CAD a STL si possono avere tre tipologie di errori: l'errato verso del vettore che identifica interno

ed esterno del componente, discontinuità tra i triangoli ed intersezione tra gli stessi. Nella maggior parte dei casi queste problematiche possono essere risolte in maniera semiautomatica dal software CAD o dal software di gestione del processo, in caso di file particolarmente corrotti, invece, sarà l'operatore a dover corregger in maniera manuale gli errori di mesh attraverso programmi specifici.

3. Preparazione delle istruzioni macchina:

Prima di poter avviare la costruzione del componente si devono definire tutti i parametri che la macchina dovrà utilizzare. Fondamentale tra questi è il numero di strati in cui suddividere il componente per la stampa, definendo così lo spessore del layer. Altri aspetti importanti sono il posizionamento del pezzo nella camera di stampa ed il posizionamento dei supporti che lo andranno a sostenere.

4. Costruzione del componente:

Prima che la macchina realizzi il prodotto in autonomia l'operatore deve predisporla per la nuova lavorazione pulendo la camera di stampa e controllando la presenza e le condizioni dei componenti consumabili della macchina.

5. Rimozione del componente:

Una volta ultimato il componente, questo è da estrarre della macchina e da liberare dai supporti. Nel caso in cui l'AM utilizzato preveda la polvere come materiale di partenza è necessario rimuovere la polvere in eccesso dal componente e recuperarla per le stampe successive.

6. Post-Processing:

I pezzi ottenuti possono, infine, essere sottoposti a lavorazioni di finitura o trattamenti termici.

1.2 Processi additivi per metalli

Le tecnologie additive per metalli sono in circolazione da più di vent'anni, ma fino a pochi anni fa erano utilizzate solamente per la prototipazione rapida per via delle elevate porosità dei pezzi con esse realizzate [4]. Oggigiorno è invece possibile realizzarvi componenti con buone densità con diversi tipi di metalli, che vanno dagli acciai alle leghe di titanio.

In base proprio alle densità raggiungibili, i processi additive si possono dividere in diretti ed indiretti [5]. Con i primi è possibile raggiungere densità prossime al 100% al termine dell'operazione di stampa con la scelta dei giusti parametri di processo; fanno parte di questa

categoria il Selective Laser Melting (SLM), l'Electron Beam Melting (EBM) e il Direct Laser Deposition (DLD). I processi indiretti, sono tendenzialmente nati prima dei diretti, e necessitano di operazioni successive alla stampa per raggiungere densità superiori al 90%; tra queste le più importanti sono il Binder Jetting (BJ) e l'ormai desueto Selective Laser Sintering per metalli.

Uno degli approcci più utilizzati per l'AM dei metalli è quello del letto di polvere, nel quale il prodotto viene realizzato a partire da strati di polvere metallica stesi uno sopra l'altro. Le particelle che andranno a comporre il pezzo vengono unite tra loro ad ogni layer grazie all'apporto energetico offerto da una fonte di energia ad alta densità, che può essere un raggio laser o un fascio elettronico. Fanno parte di questa categoria i già citati SLM, EBM.

Nei prossimi paragrafi verranno descritti più nel dettaglio i processi, EBM e DLD di cui si hanno già applicazioni industriali; poi verrà analizzata in maniera approfondita la tecnologia SLM sulla quale si è svolta l'attività sperimentale di questa tesi.

1.2.1 EBM

L'Electron Beam Melting come già accennato è un processo additivo a letto di polvere e diretto, ovvero, con la giusta scelta di parametri si possono ottenere componenti con densità superiore al 95%. La polvere metallica viene somministrata tramite una o più tramogge ed è distribuita sulla piattaforma di stampa da una lamina distributrice. La sorgente di calore è un raggio elettronico, il quale viene dapprima generato da un cannone elettronico, poi focalizzato da una serie di lenti elettromagnetiche ed infine direzionato da un'altra lente perché colpisca il letto di polvere nella posizione designata dal programma pezzo. La stampa di ogni strato inizia con una fase di pre-riscaldamento della polvere nella quale il raggio elettronico, per ora non focalizzato, viene fatto passare su tutta la superficie più volte portando la temperatura a valori che possono variare dai 550°C a più di 700°C [4] in base alla composizione del materiale. Questa operazione provoca la sinterizzazione delle particelle, creando così una coesione che si opponga alla forza repulsiva che si genererà al contatto del fascio concentrato con la polvere. Successivamente, il raggio viene focalizzato e con esso si procede alla fusione del materiale per realizzare il pezzo. Infine la piattaforma di stampa viene abbassata di una quantità pari allo spessore del layer e viene nuovamente steso un altro letto di polveri. Il procedimento si ripete in questo modo fino al completamento del prodotto. La camera di stampa durante la lavorazione è tenuta sottovuoto (per la precisione a pressione di circa 0,01

Pa [4]) per eliminare possibili ionizzazioni dell'aria e dispersioni del raggio elettronico. Durante la fase di fusione del materiale viene poi immesso elio nell'area di lavoro per aumentare la velocità di raffreddamento del metallo fuso, aumentando la pressione fino ad 1 Pa, valore sufficientemente basso per prevenire le suddette problematiche. È possibile osservare un'esemplificazione della struttura di una macchina EBM nella Figura 1.

Al termine della stampa il prodotto deve necessariamente subire un trattamento di sabbiatura per rimuovere la polvere sinterizzata rimasta ancorata sulla sua superficie. Questi residui potranno poi essere recuperati e riutilizzati per i pezzi successivi. Con questa tecnica si possono realizzare componenti in acciaio, leghe di titanio e altre leghe di difficile lavorazione come quelle a base di nichel.

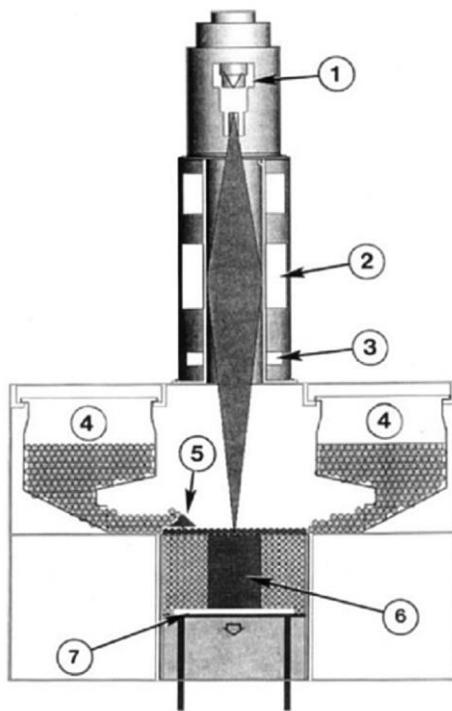


Figura 1: Rappresentazione semplificata della macchina EBM denominata A2 progettata dalla società Arcam [6]. I componenti numerati sono:

- 1: cannone elettronico,*
- 2: lenti elettromagnetiche*
- 3: lenti deflettenti,*
- 4: tramogge contenenti la polvere,*
- 5: componente per distribuire le polveri,*
- 6: pezzo in costruzione,*
- 7: tavola di stampa*

1.2.2 DLD

Il processo Direct Laser Deposition è l'unico processo qui descritto che non fa parte della categoria a letto di polveri. In questa tecnologia la materia prima, sotto forma di polvere o filamento, fuoriesce dagli ugelli presenti nella testa di stampa in maniera coassiale al raggio laser, che quindi fonde il metallo prima che esso venga depositato sul substrato. Si genera, quindi, una pozza fusa che spostandosi parallelamente alla piattaforma di stampa, realizza uno strato del componente. Una volta completato un layer la piattaforma di stampa viene abbassata e si potrà iniziare a realizzarne uno nuovo. Inoltre il laser ha una potenza tale da fondere parzialmente anche lo strato precedentemente depositato, migliorandone così la

coesione. Questo procedimento continua fino a quando il componente non è stato ultimato. Nella Figura 2 viene mostrato lo schema semplificato del DLD, dove si può osservare come il raggio laser incontra sul piano di fuoco la polvere proiettata dagli ugelli. Questi possono variare in numero, da uno fino a più di quattro nelle macchine più recenti. Per ridurre la probabilità dell'ossidazione del pezzo, la lavorazione viene effettuata in un'atmosfera protetta composta da argon o elio. È possibile migliorare il controllo del processo utilizzando un pirometro o una telecamera ad infrarossi per controllare rispettivamente la temperatura del bagno di fusione e il gradiente termico del componente. Questi dati possono essere utilizzati direttamente in retroazione dalla macchina oppure analizzati successivamente per migliorare il processo per le stampe future [7].

Per le sue caratteristiche questa tecnologia è utilizzabile anche per effettuare riparazioni su componenti danneggiati o non correttamente riusciti, potendo eventualmente ricostruirne interamente delle parti. Inoltre ci sono casi di aziende che stanno integrando le teste di stampa DLD all'interno di centri di lavoro a 5-6 assi trattandole come utensili, mettendo così le basi per lavorazioni combinate sottrattive-additive. Attualmente i materiali lavorabili col DLD spaziano dagli acciai alle leghe di titanio e di nichel [4].

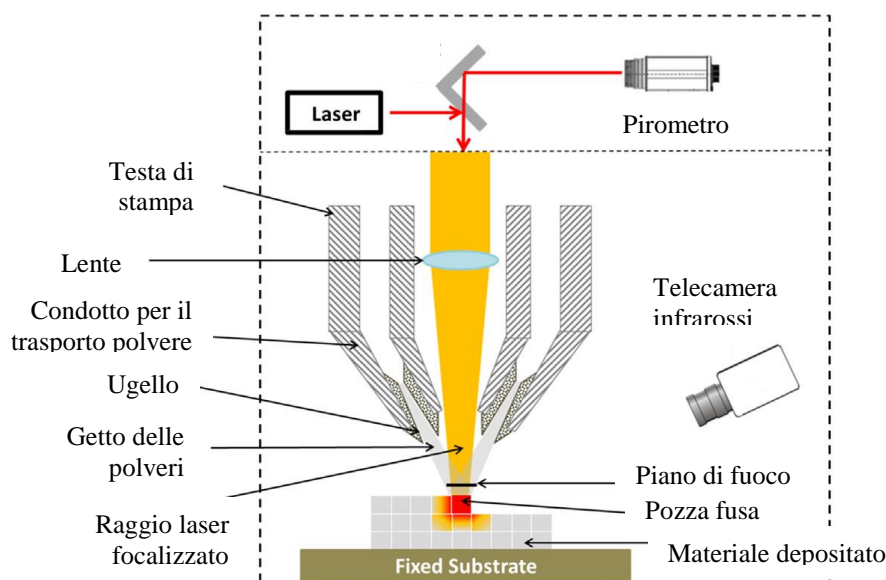


Figura 2: Schema riassuntivo del funzionamento del processo DLD [7]

1.3 Selective Laser Melting

Il processo additivo SLM fa parte dei processi diretti, per cui può realizzare componenti ad alta densità, ed è a letto di polvere, quindi la materia prima è simile a quella del metodo EBM presentato precedentemente. Questa tecnologia nasce come evoluzione del Selective Laser Sintering per metalli nel 1995 in Germania nel tentativo di migliorare la densità dei prodotti con essa realizzati. Il nome più utilizzato per questo processo è SLM (Selective Laser Melting), ma in letteratura si può trovare anche come Laser Beam Melting (LBM), Direct Metal Laser Sintering (DMLS), LaserCUSING o Laser Metal Fusion (LMF).

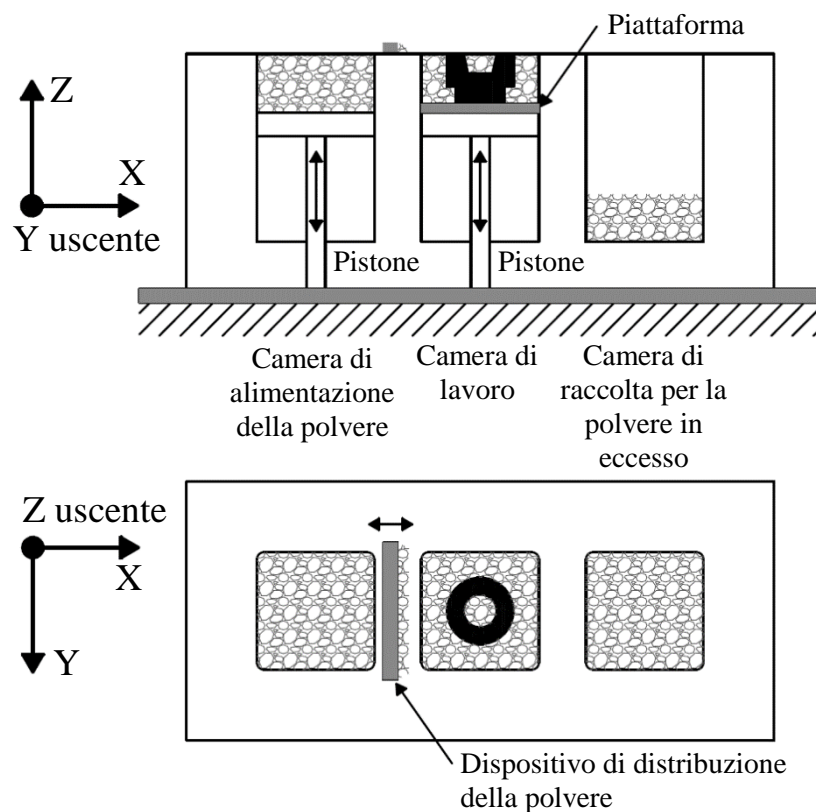


Figura 3: Schema di funzionamento di una generica macchina SLM

Nella Figura 3, è possibile vedere uno schema di una macchina SLM generica a lavorazione in corso. La macchina è composta da tre camere, due delle quali movimentate tramite pistoni che consentono di variarne la capienza. La terza camera è invece adibita alla raccolta della polvere in eccesso e ne consente un agevole recupero a fine processo. Nella camera sulla sinistra viene depositata la materia prima, ovvero la polvere del materiale che si desidera processare. Solitamente la quantità da inserirvi in fase di attrezzaggio è definita dall'altezza lungo l'asse Z del componente da realizzare moltiplicato per un fattore correttivo (oversupply), che tiene conto della diminuzione di volume successiva alla fusione. La seconda

camera è quella di lavoro (chiamata anche camera di stampa) dove viene costruito il pezzo e si trova in asse con il fascio laser. Infine l'ultimo componente visibile nella Figura 3 è il dispositivo di distributore delle polveri che, come dice il nome porta il materiale della camera di alimentazione a quella di lavoro. Questo componente varia a seconda dell'azienda produttrice e del modello, ma in generale può essere una lama polimerica (o metallica), oppure un rullo.

Le sorgenti laser commercialmente utilizzate hanno una lunghezza d'onda di circa 1064 nm, quindi vicino all'infrarosso, ed emettono un raggio continuo con potenze che variano dai 100 W per macchine di piccole dimensioni, fino a 1 KW per quelle di grandi dimensioni dotate di sistemi multi-laser che lavorano in contemporanea. Il fascio laser viene sempre direzionato impiegando un sistema di specchi galvanometrici, e viene poi fatto passare attraverso una lente F-theta (Figura 4). Questa ha il compito di garantire l'uniformità della densità di potenza e una relazione lineare tra lo spostamento angolare del fascio e la posizione dello spot sul piano focale, caratteristiche che non sarebbero mantenute da semplici obiettivi sferici o piani. L'utilizzo di queste lenti speciali non riesce però ad eliminare il problema della non circolarità dello spot focalizzato lungo i bordi della piattaforma di stampa. Per ovviare anche a questa problematica sarebbe necessario l'utilizzo di lenti F-theta telecentriche, che garantirebbero una perfetta perpendicolarità dell'asse ottico rispetto al piano di lavoro. Purtroppo gli elevati costi e ingombri (il diametro della lente deve sempre essere maggiore dell'area da scansionare) ne pregiudicano l'utilizzo per il momento.

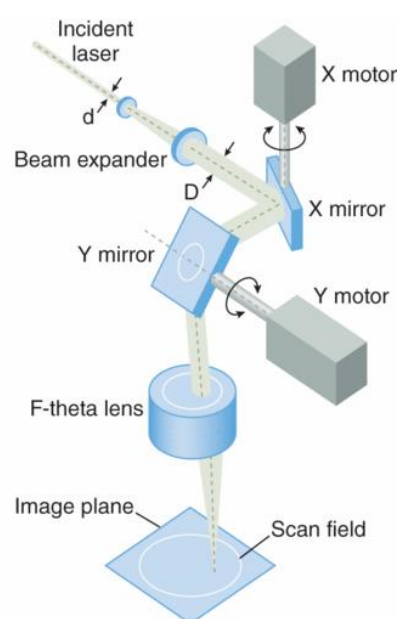


Figura 4: Esempio di sistema di specchi galvanometrici e lente F-theta [8]

Il processo SLM avviene in un'area di lavoro chiusa con atmosfera controllata. I gas inerti più comunemente utilizzati sono azoto e argon, e la percentuale di ossigeno residua durante la lavorazione viene mantenuta compresa tra 0,1% e 0,5% per ridurre la formazione di ossidi. Solitamente nelle macchine è presente una bocchetta di aspirazione a fianco della camera di stampa per rimuovere gli eventuali ossidi che fossero riusciti ugualmente a formarsi. Descriviamo ora nel dettaglio le fasi principali di realizzazione di un componente col processo additivo SLM rappresentate nello schema in Figura 5.

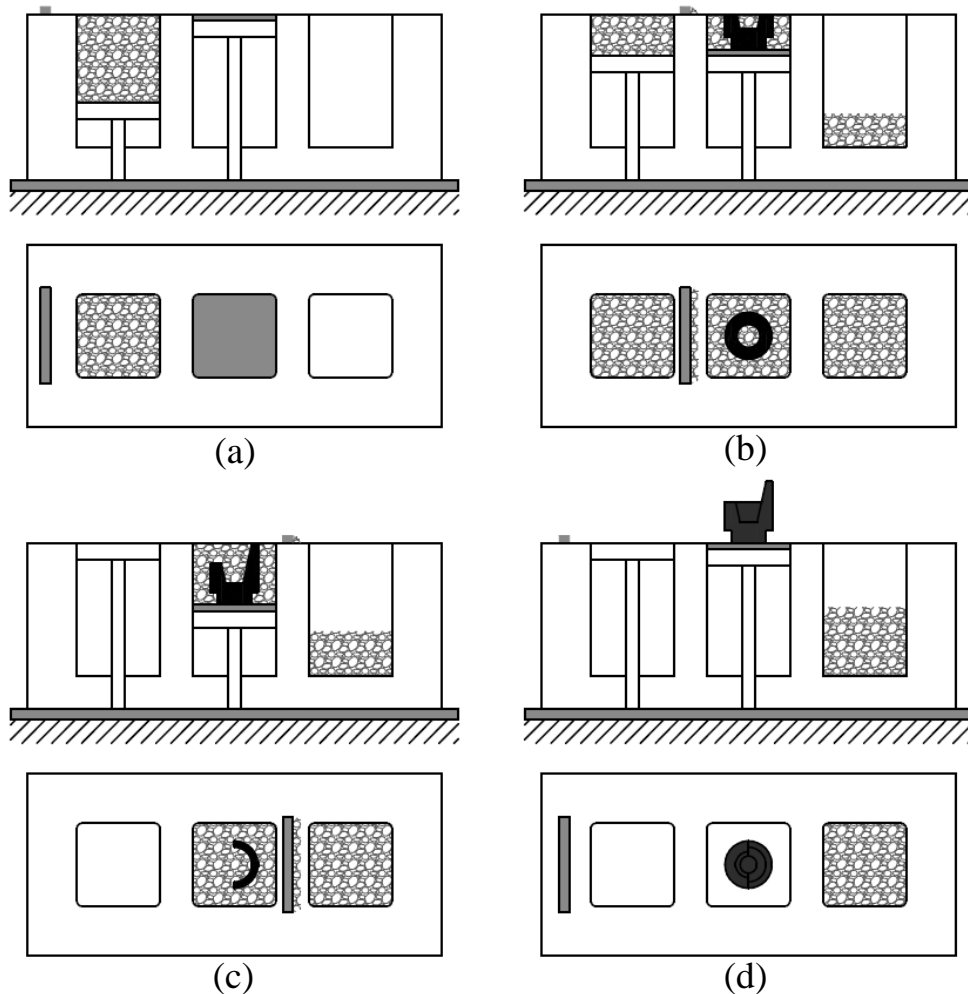


Figura 5: Fasi di realizzazione di un componente con tecnologia SLM

All'avvio della lavorazione la camera di alimentazione conterrà tutta la polvere necessaria a completare il pezzo, la piattaforma di stampa si troverà allo stesso livello della base della macchina e la camera di raccolta polveri sarà vuota (Figura 5a).

Una volta che la percentuale di ossigeno nella camera scende al disotto dei valori impostati da programma la macchina inizia la stampa. Per prima cosa viene alzato il pistone della prima camera (direzione +Z) di una quantità pari allo spessore del layer moltiplicato per un

coefficiente scelto dall'operatore. La polvere così esposta sarà disponibile per il sistema di distribuzione polveri. Contemporaneamente la piattaforma di lavoro viene abbassata (direzione -Z) di una quantità pari allo spessore di un singolo strato, moltiplicato per l'oversupply, creando così il vano che andrà ad accogliere il materiale. A questo punto il dispositivo di distribuzione sposterà le polveri esposte dalla camera di alimentazione a quella di lavoro, continuerà la sua corsa fino alla camera di raccolta dove scaricherà il surplus di materiale ed infine ritornerà al suo punto di partenza. Solo adesso il laser inizierà a fondere la polvere seguendo le istruzioni del programma pezzo caricato nella macchina (Figura 5b).

Una volta terminata la scansione dello strato i pistoni verranno nuovamente mossi e questo procedimento si ripeterà un numero di volte pari al numero di layer in cui era stato suddiviso il componente. Al termine della stampa la camera di alimentazione sarà rimasta vuota e la sua piattaforma sarà sullo stesso piano della base, nella camera di stampa il componente sarà completo e circondato dalla polvere che non è stata fusa, e la camera di raccolta conterrà tutto il materiale in eccesso (Figura 5c).

A questo punto il sollevamento della piattaforma di stampa viene comandato manualmente portando alla luce il prodotto dal quale l'operatore rimuoverà la polvere (Figura 5d).

Una volta estratto dalla macchina il pezzo deve essere separato dalla piattaforma di stampa alla quale è legato dai supporti. Questi, come anche in altre tipologie di processi additivi, sono fondamentali per non mettere a contatto diretto il componente e la piattaforma, in modo da renderne più agevole il distacco. Un altro dei compiti dei supporti è quello di sostenere le parti del pezzo a sbalzo che non riescono ad auto-sostenersi e che la polvere da sola non riesce a sorreggere.

Operazione fondamentale al termine di ogni lavorazione è il recupero e riciclo delle polveri rimaste inutilizzate e depositate nella camera di raccolta. Queste devono essere sottoposte a setacciatura meccanica per rimuovere eventuali ossidi che non sono stati rimossi dal flusso di gas e eventuali granelli di polvere che si sono sinterizzati tra loro per via delle alte temperature durante la lavorazione.

Infine, come avviene per tanti altri tipi di lavorazioni, il componente può subire altre lavorazioni al termine della stampa in base all'applicazione che avrà, ad esempio:

- Lavorazioni di finitura per migliorarne la rugosità, fondamentale per superfici di accoppiamento con altri componenti.

- Trattamenti termici di distensione per ridurre le tensioni interne indotte dall'elevato gradiente termico durante il processo.
- Trattamenti termici di indurimento.

1.4 Parametri di processo per SLM

La tecnologia SLM è caratterizzata da un numero piuttosto elevato di parametri di processo che influenzano direttamente le caratteristiche del prodotto finale. Inoltre, in base alle caratteristiche fisico-chimiche del materiale di partenza si hanno variazioni sulle relazioni che intercorrono tra parametri e comportamento del metallo durante la lavorazione. Si provvederà, quindi, ad una descrizione a livello generale in questo capitolo mentre nel capitolo sperimentale si cercherà di determinare le correlazioni per l'acciaio inox martensitico AISI 420.

La **potenza del laser**, misurata in W, influisce direttamente sulla quantità di calore trasmessa alla polvere. Quindi, mantenendo costanti tutti gli altri parametri, ad un aumento di potenza corrisponde un innalzamento della temperatura ed un ingrandimento della pozza di fusione, che diverrà più estesa e profonda. Questi due aspetti favoriscono la rifusione degli strati precedenti ed aumentano l'adesione tra i vari layer. Inoltre, basse potenze porterebbero una viscosità elevata del metallo fuso e ad una bassa bagnabilità che ne comprometterebbe la diffusione negli interstizi, favorendo la formazione di porosità. Anche una potenza troppo elevata può generare difetti per l'eccessiva agitazione del bagno di fusione.

Con **spot** si intende il diametro del fascio laser (espresso in micron) sulla superficie del letto di polvere. Pertanto, a parità di potenza, ad uno spot minore corrisponderà una maggiore densità di potenza, a discapito della minore area scansionata ad ogni passata, e quindi un aumento dei tempi di lavorazione.

Un'altra caratteristica relativa al laser è il suo regime di funzionamento, che può essere ad **emissione continua (CW) o per impulsi (PW)**. Quasi la totalità delle macchine attualmente in commercio utilizza una emissione continua, ma la configurazione a impulsi presenta alcuni vantaggi. Uno di questi è l'ottenimento di superfici più piatte ed uniformi per la minore velocità del flusso di liquido nella pozza di fusione. Altro vantaggio del PW è la maggiore velocità di raffreddamento che porta a strutture dendritiche di solidificazione più fini. L'utilizzo

dell'emissione per impulsi aumenta, però, i già numerosi parametri da controllare, complicando il sistema.

Lo **spessore del layer**, come è già stato detto, è l'altezza di ciascuno strato in cui è stato diviso il componente da realizzare durante la fase di programmazione delle istruzioni macchina. Questo è da scegliere con attenzione in relazione alle potenze disponibili sulla macchina, in particolare spessori troppo elevati possono portare ad una mancata rifusione dello strato precedente e, in casi estremi, alla fusione della sola polvere superficiale, determinando porosità critiche nel prodotto finito. Esiste anche un limite inferiore allo spessore del layer dovuto al minimo spostamento realizzabile dai pistoni che sorreggono le piattaforme, e solitamente è di circa 20 micron. Inoltre, l'altezza degli strati influenza la rugosità del componente e nello specifico minore è lo spessore, minore sarà la rugosità e viceversa.

Per **velocità di scansione** si intende la velocità con cui il laser si muove durante la lavorazione, pertanto un suo aumento comporta una riduzione dei tempi di stampa. Allo stesso tempo però un'alta velocità porta a ridotti tempi di interazione tra il laser e la polvere, abbassando la temperatura e la penetrazione della pozza di fusione.

La **trace distance** è letteralmente la distanza tra due passaggi successivi del laser su uno stesso layer, come è illustrato nella Figura 6. La caratteristica importante di questo parametro è la sovrapposizione tra passate successive che comporta una rifusione del cordone che si era appena solidificato. Questo tende a ridurre le porosità, dando al materiale una possibilità in più di colmarle e riduce sensibilmente la quantità di infusi, ovvero particelle di polvere che non erano riuscite a fondere completamente. Gli incrementi di densità, dovuti al calo di porosità, hanno tendenzialmente un andamento asintotico oltre il 50% di sovrapposizione. È evidente che minore è la trace distance, maggiori saranno i passaggi del laser e con essi i tempi di produzione.

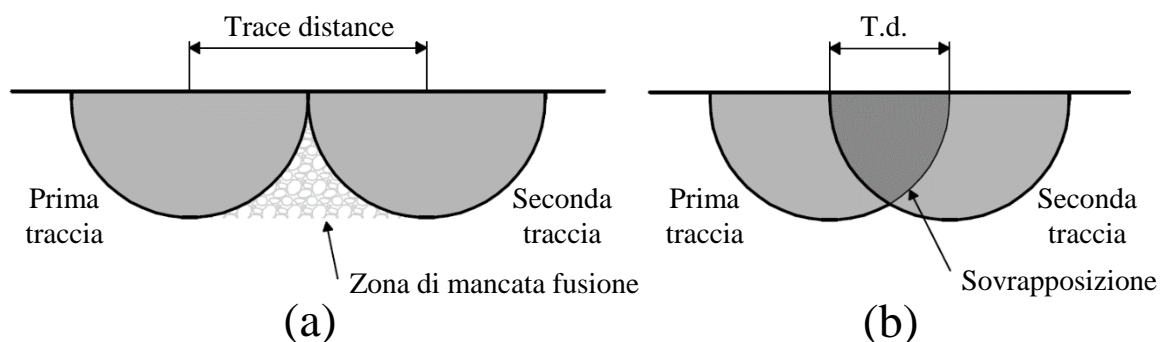


Figura 6: Rappresentazione della distanza tra due tracce adiacenti tangenti (a) e con sovrapposizione 50% (b)

I **gas inerti** che vengono comunemente utilizzati nel processo SLM sono l'azoto e l'argon. Una prima osservazione da fare è di tipo economico, infatti l'argon, essendo un gas raro, ha costi molto maggiori dell'azoto. Inoltre alcuni fornitori di macchine additive possono fornire anche l'attrezzatura per separare l'azoto dall'aria eliminando la problematica del suo approvvigionamento. Altro aspetto da considerare è la conducibilità termica dell'azoto che supera di un 40% quella dell'argon anche ad alte temperature, consentendo, quindi, raffreddamenti e solidificazioni più rapide [9].

Il **preriscaldamento della piattaforma** di stampa è utile per ridurre i gradienti termici lungo il componente e ridurre le tensioni residue. Questo effetto è molto importante per componenti che si sviluppano in altezza caratterizzati da superfici ridotte da scansionare per ciascun layer e quindi con poco tempo per raffreddarsi. I valori massimi di preriscaldamento per ora previsti sulle macchine sono intorno ai 500°C.

1.4.1 Fluenza

Per valutare i principali parametri finora descritti con un unico coefficiente si usa la fluenza, anche nota come energia su unità di volume, largamente utilizzata nella letteratura sull'SLM.

$$F = \frac{P}{v_s \cdot h \cdot t_d} \left[\frac{J}{mm^3} \right]$$

L'equazione presenta al numeratore la potenza del laser P espressa in W, mentre al denominatore si hanno la velocità di scansione v_s [mm/s], lo spessore del layer h [mm] e la distanza tra tracce adiacenti t_d [mm]. Studiando la fluenza, quindi, si può osservare più facilmente come interagiscono tra loro i parametri da cui è ricavata, ma non si riuscirà ad analizzarne gli effetti singolarmente. Ci sono però alcune problematiche del processo facilmente correlabili alla fluenza di cui adesso si andrà a discutere.

Un eccesso di fluenza può provocare la vaporizzazione del metallo durante il passaggio del laser e il suo conseguente intrappolamento allo stato gassoso per via del rapidissimo raffreddamento [10, 11]. Questo genera delle porosità sferiche di dimensioni estremamente ridotte, dell'ordine di qualche micron. Un'altra problematica legata all'elevata fluenza è l'aumento delle tensioni residue che possono generare anche micro-cricche lungo il cordone di fusione, creando, così, possibili punti di frattura [12].

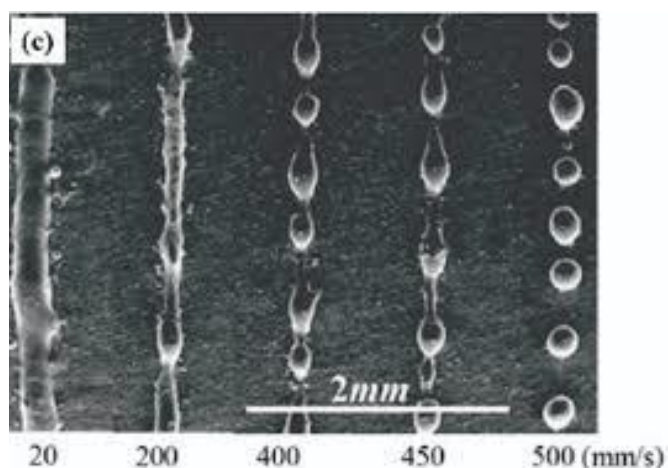


Figura 7: Evoluzione della traccia al variare della velocità di scansione mantenendo la stessa potenza. Si vede come l'effetto del balling diventi sempre più importante al calare della fluenza

Al contrario un ridotto valore di fluenza può causare l'insorgere del fenomeno del "balling" [12, 13] che comporta la formazione di piccole sfere sul cordone di fusione della dimensione del diametro del raggio laser, che possono generare discontinuità lungo le singole passate, aumentando in questo modo le porosità. Il fenomeno è dovuto principalmente allo scarso apporto di calore alle polveri dovuto a basse potenze unite a velocità di scansione troppo elevate (Figura 7), pertanto le particelle di maggior dimensione non riusciranno a fondere completamente mantenendo un nucleo solido, portando ad una riduzione della bagnabilità del bagno di fusione che non riuscirà a ricoprire correttamente le particelle circostanti e lo strato sottostante, generando quindi delle porosità. Questo fenomeno non è ancora completamente chiaro, e sembra essere legato anche al tipo di materiale processato, infatti negli acciai inox sembra avvenire a basse fluenze [12, 13], mentre per le leghe di alluminio si hanno testimonianze della sua apparizione ad alte fluenze [14].

La peculiare forma a sferette assunta dal materiale (da cui deriva il nome balling) è dovuta principalmente all'effetto Marangoni [14], che si origina come conseguenza del peculiare gradiente termico delle lavorazioni additive e all'eventuale presenza di ossigeno nella camera di stampa (questo fenomeno si può verificare anche nell'EBM). Ogni pozza di fusione è caratterizzata da una temperatura maggiore nella zona centrale dove agisce il raggio laser, e da una minore nelle zone più periferiche. L'eventuale presenza di ossigeno nella camera di stampa comporta un aumento della tensione superficiale nelle zone ad elevate temperature. Pertanto la presenza di un gradiente termico sulla pozza di fusione determina anche un gradiente di tensione superficiale, il quale genererà un flusso di materiale dalle zone a bassa tensione verso quelle a tensione maggiore (questo fenomeno è detto convezione di

Marangoni) provocando il raccoglimento del metallo che assumerà una forma tendenzialmente sferica (Figura 8). Nel caso di assenza di ossigeno nell'atmosfera il gradiente di tensione si invertirebbe, favorendo quindi la distribuzione del metallo fuso.

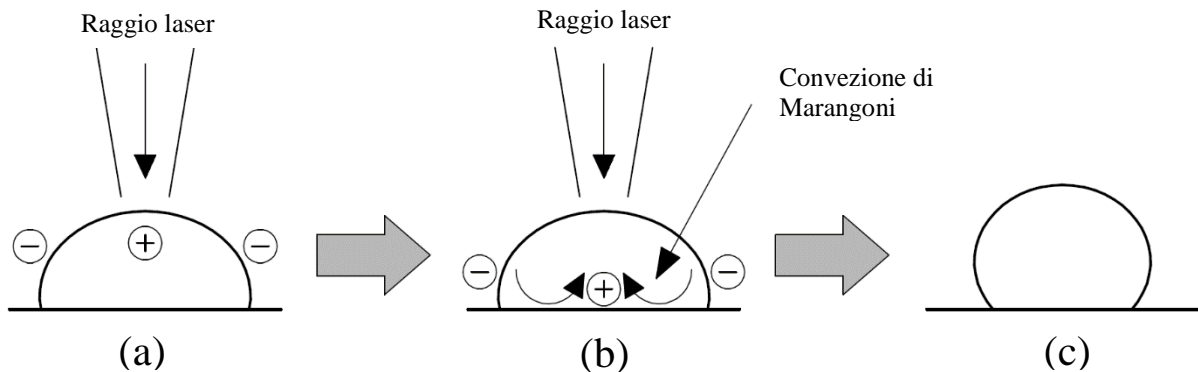


Figura 8: Schematizzazione del fenomeno balling: in (a) sono evidenziati i gradienti di temperatura in una goccia di metallo fuso, in (b) è rappresentata la convezione di Marangoni generata dai gradienti di tensione ed in (c) si ha il risultato del balling

1.4.2 Strategia di scansione

Col termine strategia di scansione si identifica la modalità con cui il laser si muove su ciascuno strato per fondere le zone che comporranno il prodotto finale. Consideriamo inizialmente un singolo layer N; le principali metodologie sono illustrate nella Figura 9.

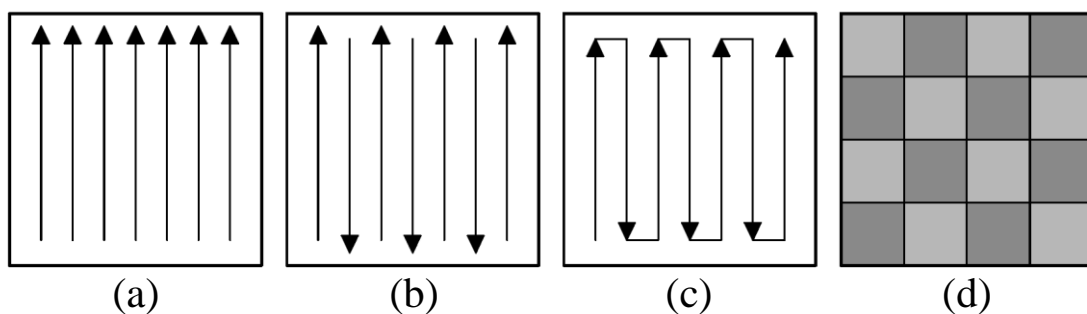


Figura 9: Principali possibilità di strategia di scansione per singolo layer: unidirezionale (a), bidirezionale (b), Bidirezionale con percorso continuo (c) e a scacchiera (d)

Ipotizzando che il componente presenti sezione quadrata, il laser può percorrere la superficie con tracce unidirezionali parallele tra loro (Figura 9a), oppure con tracce adiacenti di verso opposto (Figura 9b). Quest'ultimo caso, volendo, può essere modificato per avere un unico cordone continuo come in Figura 9c. Infine si ha la strategia a scacchiera (Figura 9d), nella quale la superficie viene divisa in tanti piccoli quadratini che possono essere percorsi con uno qualsiasi dei metodi precedenti. L'ordine col quale verranno scansionati può essere casuale, metodo che prende il nome di scansione a isole, oppure i quadratini possono essere divisi in

bianchi e neri come in una scacchiera ed essere poi lavorati per colore (ad esempio prima tutti i bianchi e poi tutti i neri).

Una volta selezionata la strategia di scansione su di un singolo strato è necessario scegliere come approcciare quelli successivi, ovvero scegliere il punto di partenza del laser e se ruotare o traslare la strategia precedentemente utilizzata. Consideriamo gli esempi presentati nella Figura 11 ed analizziamoli uno ad uno.

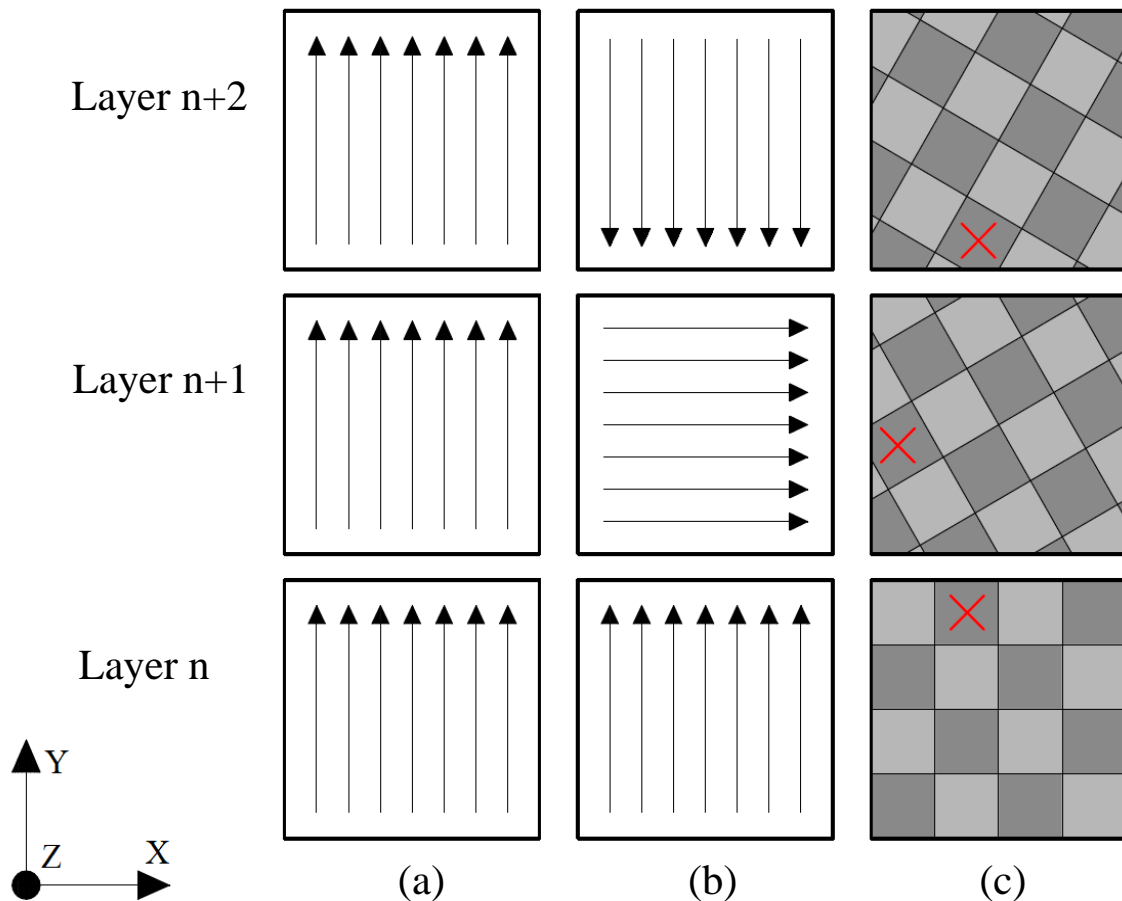


Figura 10: Rappresentazione di tre tipi di strategia di scansione tra layer successivi: ripetitivo (a), con rotazione di 90° (b), a scacchiera con rotazione di 30° e differente scelta del riquadro di inizio (c)

Nel primo caso (Figura 10a), si ha una semplice scansione monodirezionale che si ripete su tutti i layer senza essere mai ruotata. Pertanto le tracce dello strato n+1 si troveranno esattamente al disopra di quelle del n-esimo.

Nella Figura 10b, invece, le tracce vengono ruotate di 90° rispetto al layer precedente. La scelta di ruotare la direzione di scansione è giustificata dal tentativo di ridurre l'anisotropia del prodotto finale, ovvero la disomogeneità delle proprietà meccaniche. Nei processi additivi questo effetto è generato dai gradienti di temperatura che si instaurano tra il metallo fuso dal laser e lo strato precedente oppure con la traccia e la polvere adiacente. Infatti la

microstruttura si orienterà secondo la direzione di questi gradienti e in particolar modo rispetto a quello col layer precedente, caratterizzato da una temperatura molto più bassa dalla quale deriva un elevato gradiente [15]. Pertanto ad un differente orientamento della direzione di scansione consegue una direzione differente del gradiente di temperatura e con esso della microstruttura, da cui derivano le proprietà meccaniche del componente. In particolare, maggiore è il numero di strati tra due layer con medesima direzione, minore sarà l'anisotropia del componente e migliori saranno le sue proprietà [10]. Nella Figura 11 viene riassunto il numero di strati con diverso orientamento per varie scelte di angolo, e risulta evidente che con 105° si riesce ad ottenere un componente più omogeneo.

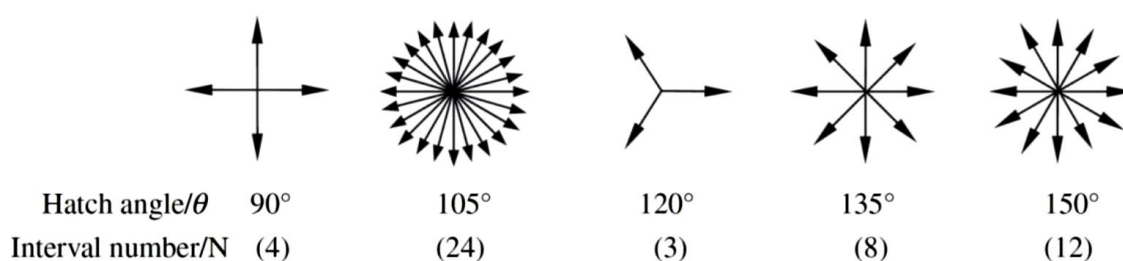


Figura 11: Intervalli tra due strati con tracce con uguale direzione in funzione dell'angolo di rotazione tra layer consecutivi [13].

Analogamente, anche nel caso di una scansione ad isole, o a scacchiera, si può ruotare la griglia di un angolo α a discrezione dell'operatore (Figura 10c). Un altro parametro che può essere scelto è da quale quadratino iniziare la stampa nei layer successivi al primo, e nella figura questa possibilità è esemplificata dalla crocetta rossa di selezione che ruota rispetto al centro di un angolo che può essere anche differente da quello tra gli strati. Uno dei principali vantaggi della strategia a scacchiera è la possibilità di ruotare in maniera differente le tracce in ciascun quadratino, possibilità che se sfruttata correttamente permette di ridurre efficacemente le tensioni residue dovute ai gradienti termici, aspetto approfondito nell'apposito paragrafo.

1.4.3 Orientamento e posizione sulla piattaforma

Il processo SLM è talmente delicato che perfino la **posizione del componente sulla piattaforma** di stampa può influire sul risultato. La determinazione del legame tra le cause e gli effetti in questo caso è estremamente complessa e sono spesso legate al singolo modello di macchina, per questo è difficile generalizzare l'argomento. Un'osservazione possibile, ad esempio, è legata ai flussi di gas inerte che vanno dalle bocchette di immissione verso quella di aspirazione posizionata vicino all'area di lavoro. Questi hanno il compito di rimuovere gli ossidi e convogliarli fuori dalla camera di lavoro, ma la loro distribuzione difficilmente sarà

uniforme su tutta la superficie, per cui dove sono meno presenti è possibile che si abbiano risultati peggiori.

L'**orientamento** del componente rispetto alla direzione di accrescimento è un altro aspetto che influisce sulle proprietà meccaniche. In questa tesi prenderemo come riferimento per gli angoli di orientamento la piattaforma di stampa, per cui un componente sviluppato prevalentemente in altezza verrà indicato come a 90° , mentre uno sviluppato in orizzontale sarà a 0° (Figura 12).

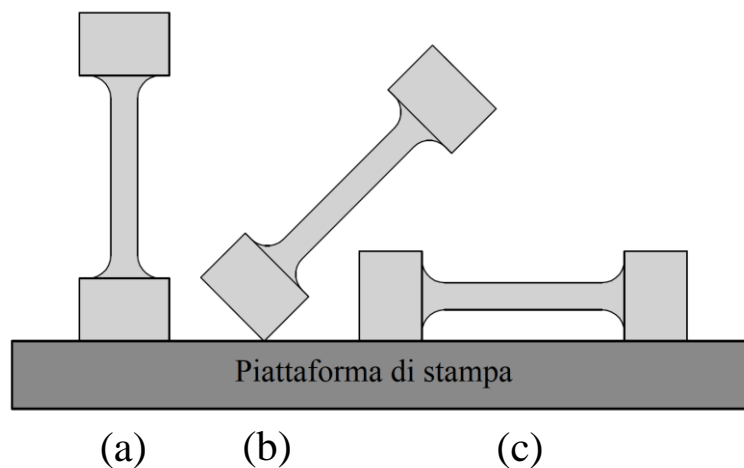


Figura 12: Provini orientati con angoli di 90° (a), 45° (b) e 0° (c) rispetto alla piattaforma di stampa

Questa distinzione è importante perché cambia l'orientamento dei layer e dei grani del pezzo. Infatti, come già accennato nella parte dedicata alla strategia di scansione, la microstruttura nell'SLM tende a svilupparsi parallela all'asse Z per via del gradiente di temperatura che si instaura tra pozza fusa e layer precedente già raffreddato [15]. Questo porterà quindi alla formazione di grani allungati tendenzialmente paralleli all'asse di accrescimento. Supponiamo ora di avere due provini per la prova di fatica realizzati con uguali parametri di processo ma diverso orientamento, uno a 90° ed uno a 0° . Come è ben noto le cricche tendono a propagarsi lungo i bordi dei grani per la minore energia richiesta rispetto a spezzarli, pertanto, in un provino stampato a 90° la cricca dovrà compiere un percorso tortuoso per via dell'orientamento tendenzialmente perpendicolare tra la propagazione della cricca e la direzione d'accrescimento del grano (Figura 13a). Al contrario nello 0° la propagazione incontrerà minori ostacoli alla sua avanzata (Figura 13b) e questo determinerà una minore resistenza a fatica della controparte a 90° . Questo aspetto è confermato da Riemer et al. [16], mentre viene affermato l'opposto da Yadollahi et al. [17], in quanto nel suo studio hanno avuto un effetto preponderante i difetti che tendono a concentrarsi tra i layer. Nello stesso

articolo viene studiato anche l'effetto dell'orientamento sulle tensioni di snervamento e rottura, e viene evidenziato che la concentrazione delle porosità tra i vari strati li condiziona maggiormente dell'orientamento dei grani. Per cui i provini stampati a 90° , che presentano i layer perpendicolari all'asse di applicazione del carico, offrono una minore resistenza rispetto a quelli a 0° . Lo stesso risultato viene evidenziato da Guan et al. in [13].

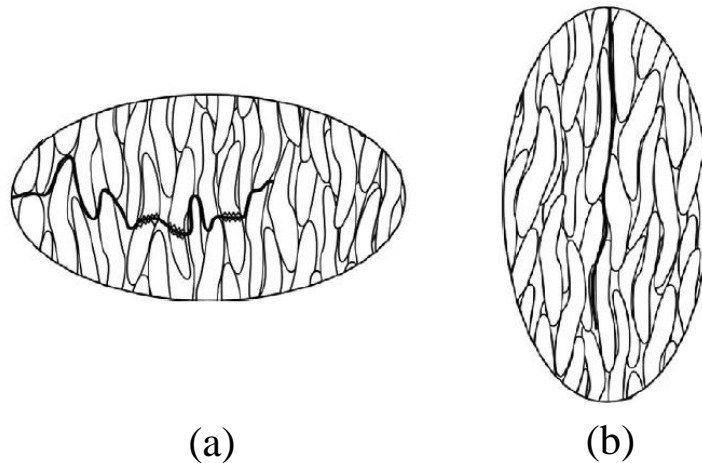


Figura 13: Rappresentazione della propagazione di una cricca in provini con orientamento 90° (a) e 0° (b)

1.4.4 Supporti

I supporti sono una delle caratteristiche peculiari dei processi additivi e sono presenti in tutte le varie configurazioni. Per le tecnologie a letto di polveri questi sono realizzati assieme al componente uno strato alla volta e sono, ovviamente, dello stesso materiale. Si potranno però utilizzare parametri di processo differenti per ridurre i tempi di lavorazione, dato che le loro caratteristiche finali sono trascurabili. Nel caso dell'SLM i supporti hanno principalmente tre scopi, il primo dei quali è separare il prodotto dalla piattaforma di stampa, in modo tale da agevolarne il distacco. In questo modo, una volta finita la lavorazione si potranno utilizzare seghe o altri strumenti manuali per separare la piattaforma dal componente senza il rischio di danneggiarlo. Per far ciò sarà ovviamente necessario valutarne l'altezza in funzione dell'operazione di distacco prevista.

In secondo luogo i supporti sono necessari per sostenere le parti a sbalzo del pezzo, ovvero quelle parti che presenterebbero sotto di loro nient'altro che la polvere durante la loro realizzazione. Questo porterebbe il metallo fuso ad affondare nella polvere sottostante per via del fenomeno di Reileigh-Taylor [18], secondo il quale un fluido posto al disopra di un altro con minore densità tenderà a scendere e mescolarsi col meno denso. I supporti, realizzati al disotto di queste superfici sosterranno il metallo in fase di solidificazione prevenendo l'effetto

appena descritto. Non sempre, però, è necessario supportare tutte le superfici a sbalzo, infatti queste possono essere in grado di autosostenersi una volta superato un certo angolo di soglia che dipende dal materiale che si sta processando, ed il cui valore sia aggira intorno ai 45° [5]. Infine l'ultimo compito dei supporti, e probabilmente anche il più importante, è quello di favorire la dissipazione termica del componente durante la lavorazione, per impedire sovrariscaldamenti del materiale. In questo modo il calore dal pezzo viene scaricato attraverso i supporti alla piattaforma di stampa e di conseguenza alla macchina. Questo permette una riduzione delle tensioni residue al termine della lavorazione ed aiuta a prevenire le deformazioni e le rotture che essa può causare [19].

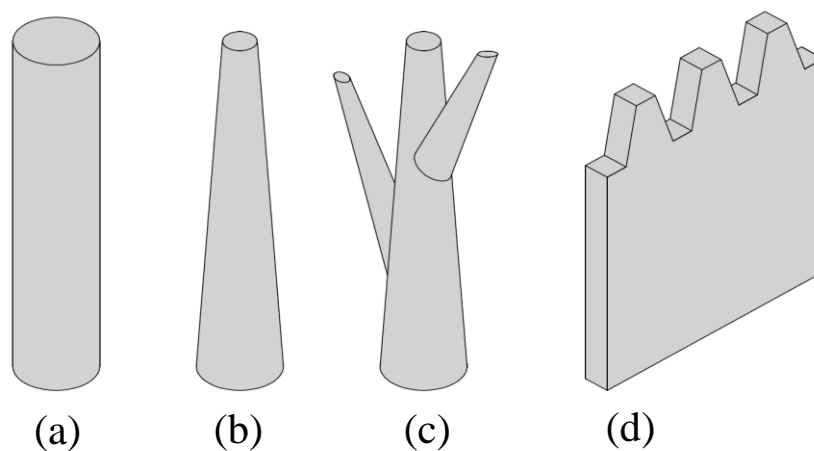


Figura 14: Rappresentazione schematica di alcune geometrie utilizzate per i supporti: cilindrica (a), conica (b), ad albero (c) ed a muro (d)

Il progettista dovrà quindi valutare con molta attenzione come posizionare i supporti e con quale geometria realizzarli per massimizzarne gli effetti positivi, ma al contempo ridurne i volumi e i tempi di realizzazione dato che non fanno parte del componente vero e proprio ed al termine della stampa dovranno essere rimossi. Le geometrie utilizzabili per i supporti sono numerosissime, ed in Figura 14 si è deciso di rappresentarne alcune delle più diffuse, ovvero quelle di forma cilindrica, conica, ad albero ed a muro. Le dimensioni di ciascuna parte di queste tipologie possono essere scelte dal progettista in base al pezzo da realizzare, ad esempio nel caso dell'albero è possibile utilizzare tutti i rami che si vuole, e farli crescere non solo dal tronco ma anche da altri rami. Grazie a questa caratteristica la geometria ad albero consente di supportare aree a sbalzo che non potrebbero essere sorrette con altre geometrie, perché, ad esempio, queste sarebbero da realizzare a partire da un'altra superficie dello stesso componente, situazione che ne complicherebbe la rimozione.

Una volta scelta una geometria per il singolo supporto, è necessario scegliere come distribuirli sulla superficie da supportare. Alcuni esempi sono illustrati nella Figura 15 applicati per la geometria a muro, ma le stesse configurazioni possono essere realizzate anche con le altre tipologie di supporti. Ad ogni modo è sempre possibile da parte dell'operatore variarne manualmente il posizionamento per, ad esempio, aumentare il sostegno in un punto ritenuto critico.



Figura 15: Alcune tipologie di distribuzione dei supporti applicate alla geometria a muro [19].

1.5 Tensioni residue

Sono definite tensioni residue quelle tensioni che permangono nel materiale anche dopo che questo è arrivato ad un equilibrio con l'ambiente circostante. Nel caso del SLM, e più in generale di tutti i processi additivi per metalli, il complesso ciclo termico subito dal componente durante la sua realizzazione porta alla formazione di elevate tensioni, che possono causarne la deformazione e perfino la rottura. Date queste problematiche lo studio dettagliato dei fenomeni che lo causano è sempre stato uno dei maggiori argomenti di ricerca sull'AM. Ad oggi la maggior parte degli studiosi concorda sulla validità del modello secondo il quale le tensioni residue nel SLM sono dovute alla somma di due effetti: il temperature gradient mechanism (TGM), e la fase di raffreddamento delle pozze fuse [20]. Nel modello TGM il laser con alta densità di energia scalda molto rapidamente la polvere, la quale una volta fusa tenderà ad espandersi per via della sua dilatazione termica. Questa però verrà ostacolata del materiale circostante che si trova a temperatura minore, generando delle tensioni di compressione localizzate nella zona riscaldata. Una volta che il laser si è spostato dal punto in esame, si avrà una fase di raffreddamento durante la quale la zona calda perde calore. Questo comporta una contrazione che verrà parzialmente ostacolata dal collegamento che si è venuto a formare con le zone circostanti durante la fase di fusione, dal quale derivano tensioni di trazione nella zona calda (Figura 16). Questo effetto è caratteristico di tutte quelle lavorazioni

che sfruttano sorgenti di calore di piccole dimensioni ad alta densità di energia, come ad esempio le fusioni con sorgente laser.

Il modello legato alla fase di raffreddamento è, invece, specifico dei processi additivi e collegato al metodo di costruzione per strati. Durante la stampa, una parte del materiale, dopo una prima fusione e solidificazione, subirà anche una fase di rifusione e risolidificazione dovuta al passaggio del laser sullo strato soprastante. Il raffreddamento durante questo secondo ciclo sarà caratterizzato da una contrazione del metallo che verrà impedita dallo strato precedente generando anche in questo caso una tensione di trazione nel materiale appena depositato e una tensione di compressione in quello sottostante.

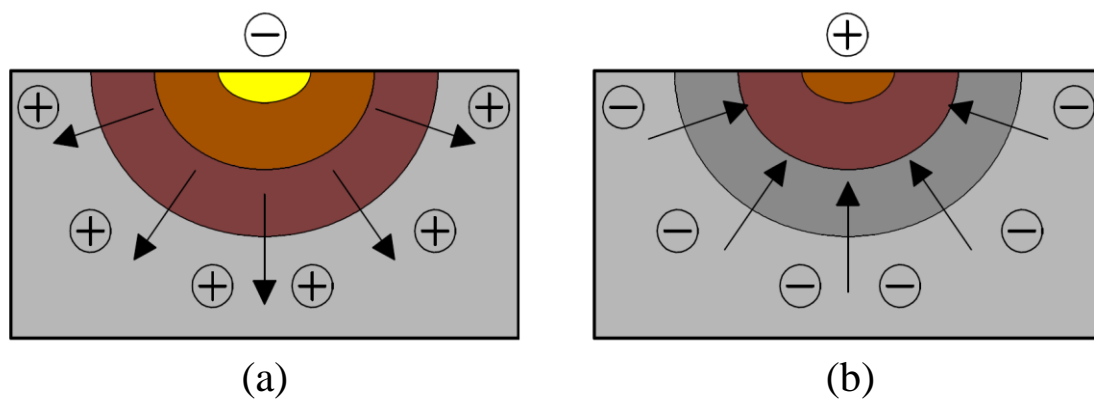


Figura 16: Rappresentazione delle tensioni generate in fase di riscaldamento (a) e raffreddamento (b). I + indicano tensioni di trazione e i - indicano le tensioni di compressione.

In un pezzo ultimato la tensione massima, secondo il modello appena esposto, si trova appena sotto la superficie dell'ultimo layer ed è di trazione. Verso il centro del componente si ha una zona di compressione ed infine negli strati di interfaccia con la piattaforma di stampa si ripresentano tensioni di trazione come illustrato del diagramma qualitativo di Figura 17.

Un fenomeno complesso come le tensioni residue è poi fortemente legato alle caratteristiche del materiale che si sta processando, ad esempio se le dilatazioni termiche della piattaforma di stampa e del componente sono molto differenti, le tensioni che ne derivano possono portare alla rottura del collegamento tra piastra e supporti e compromettere la lavorazione.

Un metodo per ridurre la formazione di tensioni residue con certezza è preriscaldare la piattaforma di stampa, in modo da ridurre il gradiente termico. Maggiore è la temperatura di preriscaldamento, maggiore è la riduzione delle tensioni residue, che possono addirittura sparire completamente [21]. Questa soluzione comporta però un raffreddamento più lento

del componente e quindi una microstruttura meno fine, in particolar modo nelle zone più vicine alla piattaforma di stampa.

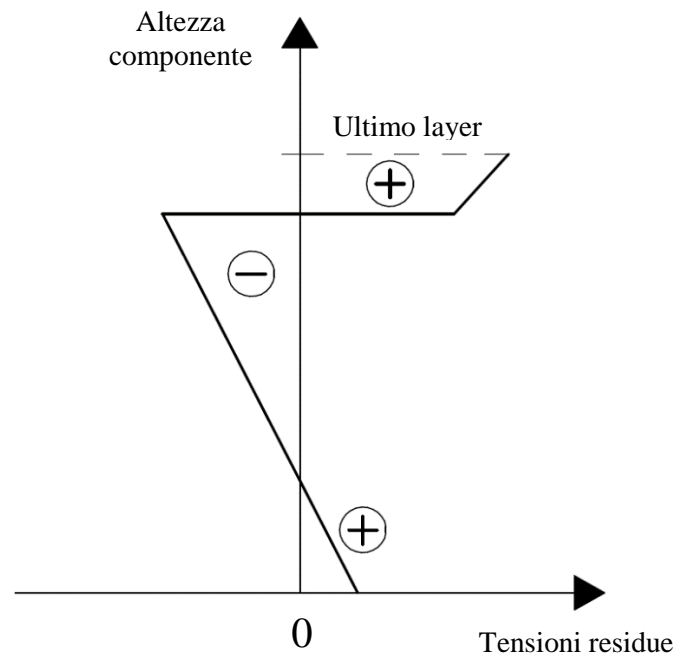


Figura 17: Diagramma qualitativo delle tensioni residue in un componente stampato per SLM. Riadattato da [20].

Come già accennato, anche la strategia di scansione influisce sulle tensioni residue, ma le relazioni che le legano non sono ancora completamente note. Per certo si sa che una strategia unidirezionale porta a tensioni anisotropiche che favoriscono l'insorgere di deformazioni. La strategia migliore sembrerebbe essere quella a scacchiera con caselle $5 \times 5 \text{ mm}^2$ caratterizzata da una buona riduzione delle tensioni, unita ad ottime densità e proprietà meccaniche (dimensioni dei riquadri minori possono portare a problematiche strutturali [21]). L'opinione in merito non è comunque univoca, infatti si hanno anche studi che affermano che la migliore riduzione delle tensioni si abbia con scansioni bidirezionali con rotazioni di 90° tra layer consecutivi [22].

Infine è possibile effettuare dei trattamenti termici post-produzione per rilassare il componente e ridurre le tensioni come per pezzi realizzati con tecnologie tradizionali.

1.6 Acciaio inox AISI 420

Gli acciai inox sono una classe di metalli estremamente versatile per applicazioni ingegneristiche principalmente per la loro elevata resistenza alla corrosione, e possono farne parte solo le leghe ferrose che contengono al meno il 10,5% di cromo. Oltre questa percentuale il cromo può reagire con l'ossigeno nell'atmosfera e formare un microscopico strato protettivo di ossido detto passivazione, che ricopre la superficie del metallo [23]. Se lo strato protettivo viene lesionato, ad esempio da una abrasione, il cromo presente nella lega reagirà nuovamente con l'ossigeno rigenerandolo. Ad aumenti della percentuale di cromo corrisponde un miglioramento della resistenza a corrosione del metallo. In queste leghe può essere presente anche il nichel in percentuali che possono superare l'8%, incrementando ulteriormente la resistenza alla corrosione del materiale ed aumentandone la lavorabilità.

Gli acciai inox possono essere suddivisi in base alla microstruttura che presentano in:

- Ferritici
- Martensitici
- Austenitici
- Duplex (contengono una combinazione di austenite e ferrite)

Descriveremo ora la categoria dei martensitici di cui fa parte l'acciaio AISI 420, mentre si trascurano gli altri sottogruppi perché non inerenti all'attività sperimentale di questa tesi.

Gli acciai inox martensitici sono principalmente una lega di cromo (10,5 – 18%), carbonio (0,2 – 1,0%) e ferro. La loro particolarità sta nella capacità di rispondere ai trattamenti termici in maniera simile agli acciai semplici, ampliando quindi il range di proprietà meccaniche ottenibili per ciascuna composizione del materiale. La resistenza alla corrosione è inferiore a quella degli altri acciai inox, ma rimane comunque discreta, inoltre sono ferromagnetici e presentano dilatazioni termiche simili agli acciai con il loro stesso tenore di carbonio. Una caratteristica dei martensitici è la scarsa lavorabilità, che ha portato negli ultimi tempi al tentativo di utilizzare i processi additivi con alcuni di essi. Questi, in più, non presentano una buona saldabilità, per via delle loro capacità autotemperanti e dell'elevata probabilità che si formino cricche e distorsioni importanti, pertanto è necessario preriscaldare il materiale oltre i 200°C prima di saldarlo ed effettuare subito dopo un trattamento termico di ricottura.

La denominazione 420 per l'acciaio in esame in questa tesi deriva dalla normativa americana AISI, ed in particolare fa parte della serie 400, comprendente gli acciai inox martensitici. Se si volesse considerare, invece, la nomenclatura UNI ci si accorgerebbe che non esiste una corrispondenza perfetta tra le due normative. Nello specifico nell'UNI si ha una classificazione più precisa delle composizioni chimiche delle leghe, pertanto all'AISI 420 corrisponderanno più acciai della serie UNI 1.40yy (es. 1.4028, 1.4034, ecc..). Questo è evidente osservando la Tabella 1 che raccoglie le composizioni dell'AISI 420 e di alcuni suoi corrispondenti UNI.

Tabella 1: Composizione chimica AISI 420 [24] e alcuni corrispondenti UNI [25]

Designazione	C	Cr	Mn	Si	P	S
AISI 420	> 0,15 %	12,0 - 14,0	1,00	1,00	0,04	0,03
UNI 1.4021	0,20	13,00	0,50	0,40	0,030	0,025
UNI 1.4028	0,30	13,20	0,50	0,40	0,030	0,025
UNI 1.4034	0,45	13,00	0,50	0,50	0,030	0,025
UNI 1.4037	0,65	13,50	0,50	0,40	0,025	< 0,015

Vediamo ora l'effetto di ciascuno degli elementi alliganti sulle proprietà della lega [23]:

- Cromo: Come già menzionato è l'elemento caratteristico degli acciai inox e deve essere sempre in percentuali maggiori del 10,5% per poter passivare, proteggendo così la lega dagli agenti esterni con i suoi ossidi.
- Carbonio: Accresce le proprietà meccaniche del materiale (tensioni di snervamento e di rottura), ma cala la resistenza alla corrosione per via della formazione di carburi di cromo.
- Molibdeno: Aumenta la resistenza alla corrosione sia generale, che localizzata. Inoltre viene aggiunto agli inox martensitici per incrementarne le proprietà meccaniche ad alte temperature.
- Silicio: Contribuisce ad aumentare la resistenza all'ossidazione della lega, ed è aggiunto in particolare per utilizzi in ambienti acidi.
- Zolfo: Migliora la lavorabilità del materiale a discapito della resistenza alla corrosione.

Per le proprietà meccaniche dell'AISI 420 prendiamo come riferimento qualitativo quelle riportate in Tabella 2 riguardanti un componente temprato con ciclo termico caratterizzato da austenitizzazione a 980°C per 30 min e raffreddamento in olio.

Tabella 2: Proprietà meccaniche per AISI 420 temprato [26].

Durezza Rockwell C	Tensione di snervamento [MPa]	Tensione di rottura [MPa]	Allungamento % a rottura	Modulo di Young [GPa]
57	1360	2025	2,5	200

L'inox AISI 420 è utilizzato principalmente per applicazioni nelle quali è necessaria la combinazione di elevate proprietà meccaniche, ottenibili con la tempra, e discrete resistenze alla corrosione. Ad esempio [23] viene comunemente utilizzato per la realizzazione di coltelleria, strumenti da cucina e ferri da sala operatoria. Quest'ultima applicazione è possibile per l'assenza tra gli alligani del nichel, metallo a cui molte persone sono allergiche. Applicazioni più ingegneristiche si hanno per la realizzazione di valvole, scambiatori di calore, lame, supporti per attrezzaggio di macchine utensili, stampi per fusioni di materiali plastici, e componenti per pompe (prevalentemente alberi di trasmissione).

2. Parte sperimentale

2.1 Introduzione al progetto

L'attività sperimentale di questa tesi si colloca all'interno di un ampio progetto di collaborazione tra l'università di Bologna e G.D, società privata leader nel campo degli impianti automatici per la realizzazione ed impacchettamento delle sigarette. L'obiettivo finale è la determinazione dei parametri di processo per la realizzazione di componenti in acciaio inox martensitico AISI 420 tramite tecnologia SLM. Nello specifico si cercherà di ottenere pezzi di densità prossima al 100% e con le migliori proprietà meccaniche possibili utilizzando la macchina presente nel loro stabilimento bolognese, una M2 cusing Multilaser prodotta dalla Laser Consept (Figura 18), i cui dati tecnici sono riassunti nella Tabella 3. Una caratteristica importante non presente nella scheda tecnica della macchina è che questa non può preriscaldare la piattaforma di stampa, pertanto non si potrà utilizzare questa tecnica per ridurre le tensioni residue dei componenti.

Tabella 3: Scheda tecnica della stampante M2 cusing Multilaser[27]

Scheda tecnica M2 cusing Multilaser	
Dimensioni camera di lavoro	250 x250 x350 mm ³ (x,y,z)
Spessore layer	20 - 80 μm
Volume di produzione	2 - 20 cm ³ /h
Sistema laser	Fibra laser da 400 W ad emissione continua
Velocità di scansione	7 m/s; 4,5 m/s
Spot laser	50 - 500 μm
Massima potenza assorbita	10 kW
Consumo di gas inerte	< 1,5 m ³ /h
Sistema di filtraggio	integrato, filtro con superficie 20 m ²
Peso della macchina	2600 kg circa
Dimensioni macchina	2695 x 1818 x 2185 mm ³ (W x D x H)

Il lavoro di ricerca è iniziato con una preventiva indagine sul comportamento del materiale al processo additivo svolta con la macchina presente nei laboratori DIN di Bologna. Dopo alcuni tentativi infruttuosi si è riusciti a calibrare i parametri di processo ottenendo ottimi risultati. A questo punto si è passati alla sperimentazione con la Consept Laser realizzando una prima

stampa con i parametri determinati precedentemente. Il risultato fu, purtroppo, pessimo con i provini che presentavano evidenti delaminazioni e mancata rifusione dei layer precedenti, evidenziando quanto influiscano sui prodotti le differenze tra una stampante e l'altra. Si è pertanto provveduto ad un aumento dei supporti, ma i risultati non raggiunsero qualità accettabili. Si è, così, deciso cambiare totalmente approccio, e di provare ad utilizzare i parametri consigliati per quella macchina per lavorazioni su leghe d'alluminio (Tabella 4), con cui si sono ottenuti i primi provini di densità superiore al 95%.

Tabella 4: Parametri di processo per leghe di alluminio per Concept Laser M2 cusing

Potenza [W]	Velocità [mm/s]	Spot [μm]	A1	Larghezza traccia [mm]	Trace distance [mm]	Spessore layer [mm]	Fluenza [J/mm^3]
370	1600	120	0,74	0,15	0,111	0,05	42

Questi sono pertanto diventati i parametri di partenza da ottimizzare durante la seconda fase del progetto, che consiste nella realizzazione di numerosi campioni con parametri di processo differenti, in modo tale da poterne studiare gli effetti nel dettaglio. Il parametro A1, utilizzato da questa macchina, coincide con l'inverso della sovrapposizione tra tracce successive, ovvero un valore di A1 pari, ad esempio, a 0,74 corrisponde ad una sovrapposizione del 26%.



Figura 18: Foto della stampante M2 cusing commercializzata dalla Concept Laser

La parte sperimentale presente di questa tesi si inserisce in questa fase del progetto. Il processo di ricerca è stato suddiviso in due parti, caratterizzate da spessori del layer dei provini differenti. Il primo, pari $50 \mu\text{m}$, è stato scelto per lavorazioni su cui si predilige la quantità e la velocità di produzione rispetto alla qualità superficiale del prodotto. L'altro spessore è $30 \mu\text{m}$, da utilizzare per produrre componenti con finitura migliore e che quindi necessitino minori lavorazioni successive.

2.1.1 Caratteristiche della polvere

La polvere di AISI 420 utilizzata per realizzare i campioni di questa campagna sperimentale è stata acquistata dal fornitore RIDIX. La granulometria prevista a catalogo è compresa tra 15 e i 45 μm , mentre la composizione dichiarata è esposta nella Tabella 5.

Tabella 5: Composizione nominale delle polveri di AISI 420

C	Cr	Mn	Si	P	S	N	O	Fe
0,15-0,40	12,0-14,0	< 1,0	< 1,0	< 0,4	< 0,3	< 0,1	< 0,1	Bilancia

Il fornitore fornisce, inoltre, le proprietà meccaniche ottenibili con la M2 Cusing secondo i suoi test, sia per componenti as build (senza lavorazioni post-stampa), sia dopo trattamento termico di tempra a 1030°C e rinvenimento a 180°C (Tabella 6). Questi valori verranno presi come punto di riferimento durante la trattazione insieme a quelli proposti nel capitolo teorico sull'AISI 420. Si ricorda, infine, che le proprietà dopo trattamento termico possono variare notevolmente in funzione dei tempi e delle temperature adottate.

Tabella 6: Proprietà meccaniche dei componenti stampati con polvere di AISI 420 secondo RIDIX

Stato	Tensione di snervamento [MPa]	Tensione di rottura [MPa]	Allungamento [%]	Micro-durezza Vickers [HRC]
As build	650 (600-1000)	1000 (600-1400)	1,5 (1-3)	51
Tempra + rinvenimento	1300 (1200-1350)	1380 (1200-1600)	1 (0,8-2)	56

2.2 Provini per le prove di caratterizzazione

L'obiettivo della ricerca è determinare i parametri di processo che permettono la realizzazione di componenti in AISI 420 paragonabili a quelli ottenibili con altre tecnologie. La prima fase consiste nella caratterizzazione di un vasto gruppo di provini, ognuno dei quali stampato con parametri differenti in modo tale da determinare le relazioni che intercorrono tra questi e le proprietà di densità, rugosità e durezza dei campioni. Per questa fase i campioni sono stati realizzati con una geometria semplice, e nello specifico sono dei parallelepipedi di altezza 15 mm e base quadrata con lati di 10 mm (Figura 19). Per facilitarne la separazione dalla piattaforma di lavoro ciascuno di essi è stato fornito di appositi supporti di geometria conica. Infine, ogni provino è riconoscibile grazie al numero ricavato direttamente su di esso (come

esemplificato dalla lettera “N” nella Figura 19), in questo modo sarà sempre possibile risalire ai parametri di processo con cui è stato realizzato.

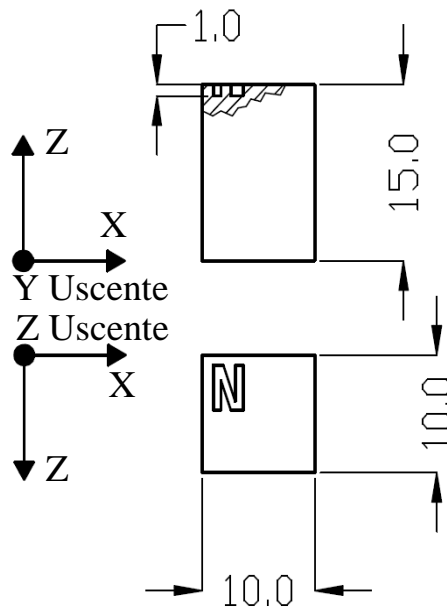


Figura 19: Disegno quotato dei provini utilizzati per le prove di caratterizzazione

Tutti i campioni sono stati realizzati con una potenza del laser di 370 W, poco inferiore alla massima di 400 W della macchina, per richiesta dell’azienda che voleva cercare di massimizzare la produzione. Difatti con un elevato apporto di energia si può avere un’alta velocità di scansione senza che questa pregiudichi troppo il valore della fluenza. La strategia di scansione è stata mantenuta costante per tutti i provini, tranne per quattro campioni di cui si parlerà nel paragrafo sulla metallografia. È stata scelta una strategia a scacchiera con quadratini 5 X 5 mm con tracce bidirezionali su ciascuno di essi e angolo di rotazione di 45° tra un layer ed il successivo. Inoltre se nello strato N la stampa è iniziata dai riquadri bianchi della scacchiera, nel N+1 partirà dai neri. Infine il laser percorrerà il contorno di ciascun layer con due tracce adiacenti, i cui parametri possono essere definiti separatamente l’uno dall’altro ed indipendentemente dai parametri utilizzati per tutto il resto del provino. Nel nostro caso queste due tracce hanno: potenza 370 W, velocità 1250 mm/s, spot 100 μm e potenza 370 W, velocità 350 mm/s, spot 50 μm. I valori derivano direttamente dai parametri per le leghe di alluminio che si sono presi come punto di partenza, e sono stati mantenuti invariati per tutti i componenti stampati durante questa tesi. Anche i parametri di processo dei supporti sono rimasti costanti per tutti i provini, ed in particolare la velocità è stata mantenuta a 1600 mm/s, la potenza a 370 W e lo spot a 120 μm. I parametri al cuore che sono stati variati durante

questi test sono: Velocità di scansione, Spot del laser, A1.

Come già accennato, il progetto prevede il perfezionamento dei parametri di processo per due diversi spessori del layer, pari a 50 e 30 μm e per mantenere chiara ed ordinata la trattazione, l'esposizione dei risultati delle prove dei due spessori verrà tendenzialmente tenuta separata.

2.2.1 Layer 50 μm

Nella Tabella 7a sono raccolti i parametri di processo del primo lotto di campioni con spessore del layer di 50 μm . È possibile catalogare i vari provini in sottogruppi sulla base di quali specifiche sono state variate rispetto ai parametri per leghe d'alluminio:

1 – 10: Viene cambiata solo la velocità di scansione per analizzarne gli effetti.

11 – 15: Si aumenta A1, diminuendo quindi la trace distance, e si varia la velocità.

16 – 20: Si cala A1, aumentando quindi la trace distance, e si varia la velocità.

21 – 25: Viene cambiato lo spot da 120 a 100, e si varia la velocità per studiarne le relazioni.

26 – 30: Viene cambiato lo spot da 120 a 80, e si varia la velocità per studiarne le relazioni.

31 – 32: Vengono cambiati vari parametri mantenendo però invariata la trace distance per valutare se sono i singoli fattori a dare un risultato oppure se è il loro rapporto.

33 – 34: Sono stati stampati con strategia di scansione a scorrimento alternato senza rotazione, verranno studiati con gli attacchi chimici nel paragrafo 2.7.

35 – 37: Si cambia spot e trace distance, mantenendo la proporzione dei parametri di partenza.

Tra tutti questi provini solo il 36 presenta gravi problematiche già a colpo d'occhio, che sembrerebbero non essere dovute ai parametri di processo, ma ad altri fattori come ad esempio una sfortunata posizione sulla piattaforma di stampa, elemento purtroppo non trascurabile.

In seguito alle prove svolte su questo primo lotto di provini con layer di spessore 50 micron, si è deciso di produrne un altro per poter indagare con più attenzione gli effetti degli spot 100 e 80 μm con differenti valori di A1 (Tabella 7b). La numerazione dei provini presenta un salto di quasi 40 valori perché nel frattempo era già stato realizzato il primo gruppo di campioni con spessore 30 micron, che andremo ad analizzare più avanti.

Tabella 7a: Parametri di progetto utilizzati per la realizzazione dei campioni nella prima stampa a 50 μ m

N°	Potenza [W]	Velocità [mm/s]	Spot [μ m]	A1	Larghezza traccia [mm]	Trace distance [mm]	Spessore layer [mm]	Fluenza [J/mm ³]
1	370	900	120	0,74	0,15	0,111	0,05	74,07
2	370	1000	120	0,74	0,15	0,111	0,05	66,67
3	370	1200	120	0,74	0,15	0,111	0,05	55,56
4	370	1400	120	0,74	0,15	0,111	0,05	47,62
5	370	1600	120	0,74	0,15	0,111	0,05	41,67
6	370	1800	120	0,74	0,15	0,111	0,05	37,04
7	370	1900	120	0,74	0,15	0,111	0,05	35,09
8	370	2000	120	0,74	0,15	0,111	0,05	33,33
9	370	2100	120	0,74	0,15	0,111	0,05	31,75
10	370	2200	120	0,74	0,15	0,111	0,05	30,30
11	370	900	120	0,5	0,15	0,075	0,05	109,63
12	370	1000	120	0,5	0,15	0,075	0,05	98,67
13	370	1200	120	0,5	0,15	0,075	0,05	82,22
14	370	1400	120	0,5	0,15	0,075	0,05	70,48
15	370	1600	120	0,5	0,15	0,075	0,05	61,67
16	370	900	120	0,85	0,15	0,1275	0,05	64,49
17	370	1000	120	0,85	0,15	0,1275	0,05	58,04
18	370	1200	120	0,85	0,15	0,1275	0,05	48,37
19	370	1400	120	0,85	0,15	0,1275	0,05	41,46
20	370	1600	120	0,85	0,15	0,1275	0,05	36,27
21	370	900	100	0,74	0,15	0,111	0,05	74,07
22	370	1000	100	0,74	0,15	0,111	0,05	66,67
23	370	1200	100	0,74	0,15	0,111	0,05	55,56
24	370	1400	100	0,74	0,15	0,111	0,05	47,62
25	370	1600	100	0,74	0,15	0,111	0,05	41,67
26	370	900	80	0,74	0,15	0,111	0,05	74,07
27	370	1000	80	0,74	0,15	0,111	0,05	66,67
28	370	1200	80	0,74	0,15	0,111	0,05	55,56
29	370	1400	80	0,74	0,15	0,111	0,05	47,62
30	370	1600	80	0,74	0,15	0,111	0,05	41,67
31	370	1600	120	1,11	0,1	0,111	0,05	41,67
32	370	1600	120	0,5	0,22	0,11	0,05	42,05
33	370	1600	120	0,74	0,15	0,111	0,05	41,67
34	370	1600	80	0,74	0,15	0,111	0,05	41,67
35	370	1200	80	0,5	0,15	0,075	0,05	82,22
36	370	1400	80	0,5	0,15	0,075	0,05	70,48
37	370	1600	80	0,5	0,15	0,075	0,05	61,67

I sottogruppi identificabili dalla Tabella 7b sono:

75 – 79: Si utilizza spot 100 e $A1 = 0,5$ perché si è osservato con lo spot 120 che calando $A1$ si avevano dei miglioramenti.

80 – 84: Spot 100 ed $A1 = 0,417$, valore che conserva il rapporto che si aveva tra $A1 = 0,5$ e spot=120.

85 – 90: Spot 80 e $A1$ pari a 0,5.

91 – 94: Spot 80 e $A1 = 0,33$, valore che conserva il suddetto rapporto tra $A1 = 0,5$ e spot=120.

Tabella 7b: Parametri di processo utilizzati nella seconda stampa a $50\ \mu\text{m}$

N°	Potenza [W]	Velocità [mm/s]	Spot [μm]	A1	Larghezza traccia [mm]	Trace distance [mm]	Spessore layer [mm]	Fluenza [J/mm^3]
75	370	900	100	0,5	0,15	0,075	0,05	109,63
76	370	1000	100	0,5	0,15	0,075	0,05	98,67
77	370	1200	100	0,5	0,15	0,075	0,05	82,22
78	370	1400	100	0,5	0,15	0,075	0,05	70,48
79	370	1600	100	0,5	0,15	0,075	0,05	61,67
80	370	900	100	0,417	0,15	0,06255	0,05	131,45
81	370	1000	100	0,417	0,15	0,06255	0,05	118,31
82	370	1200	100	0,417	0,15	0,06255	0,05	98,59
83	370	1400	100	0,417	0,15	0,06255	0,05	84,50
84	370	1600	100	0,417	0,15	0,06255	0,05	73,94
85	370	900	80	0,5	0,15	0,075	0,05	109,63
86	370	1000	80	0,5	0,15	0,075	0,05	98,67
87	370	1200	80	0,5	0,15	0,075	0,05	82,22
88	370	1400	80	0,5	0,15	0,075	0,05	70,48
89	370	1600	80	0,5	0,15	0,075	0,05	61,67
90	370	900	80	0,33	0,15	0,0495	0,05	166,11
91	370	1000	80	0,33	0,15	0,0495	0,05	149,49
92	370	1200	80	0,33	0,15	0,0495	0,05	124,58
93	370	1400	80	0,33	0,15	0,0495	0,05	106,78
94	370	1600	80	0,33	0,15	0,0495	0,05	93,43

In questa seconda serie di provini sono venuti stampati male i campioni dal 91 al 94. Questi presentavano una superficie superiore non liscia, con numerose creste ed avvallamenti, probabilmente dovuti ad un'eccessiva agitazione del bagno di fusione, causata da un'alta densità di energia dovuta alla combinazione di uno spot di ridotte dimensioni, di elevate velocità di scansione e della grande sovrapposizione tra tracce adiacenti. Pertanto l'ultimo sottogruppo di parametri ha evidenziato un comportamento estremamente instabile ed è stato prontamente scartato dai possibili set di parametri ottimali.

2.2.2 Layer 30 μm

Come per le stampe precedenti, è possibile suddividere le stampe dei provini a 30 μm in vari sottogruppi in base alle specifiche modificate dai parametri di partenza. Nel primo lotto di campioni, i cui parametri sono riportati nella Tabella 8a, si hanno:

38 – 44: Viene cambiata solo la velocità di scansione per analizzarne gli effetti.

45 – 47: Si abbassa la potenza a 300 W.

48 – 52: Si aumenta A1, diminuendo quindi la trace distance, e si varia la velocità.

53 – 57: Si cala A1, aumentando quindi la trace distance, e si varia la velocità.

58 – 62: Viene cambiato lo spot da 120 a 100, e si varia la velocità per studiarne le relazioni.

63 – 67: Viene cambiato lo spot da 120 a 80, e si varia la velocità per studiarne le relazioni.

68 – 69: Vengono cambiati vari parametri mantenendo però invariata la trace distance per valutare se sono i singoli fattori a dare un risultato oppure se è il loro rapporto.

70 – 71: Sono stati stampati con strategia di scansione a scorrimento alternato senza rotazione; verranno studiati con gli attacchi chimici nel paragrafo 2.7.

72 – 74: Si cambia spot e trace distance, mantenendo la proporzione dei parametri di partenza.

Gli unici provini con criticità visibili ad occhio nudo sono il 71, 72, ed il 73, che presentano una superficie superiore non regolare probabilmente dovuta all'eccessiva agitazione del bagno di fusione. Il campione 71 verrà comunque utilizzato per gli attacchi chimici come era stato pianificato, mentre gli altri due sono stati stampati nuovamente nella seconda tornata di provini a 30 μm , che è stata realizzata dopo aver analizzato i provini dal 38 al 74. In questa stampa l'aspetto comune che si è voluto studiare è stata la risposta del materiale a velocità di scansione minori di quelle precedentemente testate, che risultavano un po' troppo alte.

I parametri utilizzati sono riportati nella Tabella 8b, e come nei casi precedenti si possono dividere nei seguenti sottogruppi:

95 – 97: Si provano velocità minori per spot 120 e A1 0,74.

98 – 101: Si aggiungono minori velocità alla serie di provini con spot= 120 e A1= 50%.

102 – 108: Si utilizza spot 100 e A1= 0,5 perché col layer da 50 μm si sono visti miglioramenti.

109 – 114: Spot= 100 μm e A1= 0,417 per conservare il rapporto tra A1= 0,5 e spot= 120 μm .

115 – 121: Spot= 80 μm e A1= 0,5.

122 – 126: Spot 80 e A1= 0,33, valore che conserva il suddetto rapporto tra A1=0,5 e spot=120.

127 – 132: Test con provini inclinati di 10° utilizzando i tre soliti spot e A1= 50%.

Tabella 8a: Parametri di processo del primo gruppo di provini stampati a 30 μm

N°	Potenza [W]	Velocità [mm/s]	Spot [μm]	A1	Larghezza traccia [mm]	Trace distance [mm]	Spessore layer [mm]	Fluenza [J/mm^3]
38	370	1400	120	0,74	0,15	0,111	0,03	79,37
39	370	1600	120	0,74	0,15	0,111	0,03	69,44
40	370	1800	120	0,74	0,15	0,111	0,03	61,73
41	370	2000	120	0,74	0,15	0,111	0,03	55,56
42	370	2200	120	0,74	0,15	0,111	0,03	50,51
43	370	2400	120	0,74	0,15	0,111	0,03	46,30
44	370	2600	120	0,74	0,15	0,111	0,03	42,74
45	300	1200	120	0,74	0,15	0,111	0,03	75,08
46	300	1600	120	0,74	0,15	0,111	0,03	56,31
47	300	1800	120	0,74	0,15	0,111	0,03	50,05
48	370	1600	120	0,5	0,15	0,075	0,03	102,78
49	370	1800	120	0,5	0,15	0,075	0,03	91,36
50	370	2000	120	0,5	0,15	0,075	0,03	82,22
51	370	2200	120	0,5	0,15	0,075	0,03	74,75
52	370	2400	120	0,5	0,15	0,075	0,03	68,52
53	370	1400	120	0,85	0,15	0,1275	0,03	69,09
54	370	1600	120	0,85	0,15	0,1275	0,03	60,46
55	370	1800	120	0,85	0,15	0,1275	0,03	53,74
56	370	2000	120	0,85	0,15	0,1275	0,03	48,37
57	370	2200	120	0,85	0,15	0,1275	0,03	43,97
58	370	1600	100	0,74	0,15	0,111	0,03	69,44
59	370	1800	100	0,74	0,15	0,111	0,03	61,73
60	370	2000	100	0,74	0,15	0,111	0,03	55,56
61	370	2200	100	0,74	0,15	0,111	0,03	50,51
62	370	2400	100	0,74	0,15	0,111	0,03	46,30
63	370	1600	80	0,74	0,15	0,111	0,03	69,44
64	370	1800	80	0,74	0,15	0,111	0,03	61,73
65	370	2000	80	0,74	0,15	0,111	0,03	55,56
66	370	2200	80	0,74	0,15	0,111	0,03	50,51
67	370	2400	80	0,74	0,15	0,111	0,03	46,30
68	370	1600	120	1,11	0,1	0,111	0,03	69,44
69	370	1600	120	0,5	0,22	0,11	0,03	70,08
70	370	1600	120	0,74	0,15	0,111	0,03	69,44
71	370	1600	80	0,74	0,15	0,111	0,03	69,44
72	370	1600	80	0,5	0,15	0,075	0,03	102,78
73	370	1800	80	0,5	0,15	0,075	0,03	91,36
74	370	2000	80	0,5	0,15	0,075	0,03	82,22

Tabella 8b: Parametri di processo del secondo gruppo di provini stampati a 30 μm

N°	Potenza [W]	Velocità [mm/s]	Spot [μm]	A1	Larghezza traccia [mm]	Trace distance [mm]	Spessore layer [mm]	Fluenza [J/mm^3]
95	370	800	120	0,74	0,15	0,111	0,03	138,89
96	370	1000	120	0,74	0,15	0,111	0,03	111,11
97	370	1200	120	0,74	0,15	0,111	0,03	92,59
98	370	800	120	0,5	0,15	0,075	0,03	205,56
99	370	1000	120	0,5	0,15	0,075	0,03	164,44
100	370	1200	120	0,5	0,15	0,075	0,03	137,04
101	370	1400	120	0,5	0,15	0,075	0,03	117,46
102	370	800	100	0,5	0,15	0,075	0,03	205,56
103	370	1000	100	0,5	0,15	0,075	0,03	164,44
104	370	1200	100	0,5	0,15	0,075	0,03	137,04
105	370	1400	100	0,5	0,15	0,075	0,03	117,46
106	370	1600	100	0,5	0,15	0,075	0,03	102,78
107	370	1800	100	0,5	0,15	0,075	0,03	91,36
108	370	2000	100	0,5	0,15	0,075	0,03	82,22
109	370	1000	100	0,417	0,15	0,06255	0,03	197,18
110	370	1200	100	0,417	0,15	0,06255	0,03	164,31
111	370	1400	100	0,417	0,15	0,06255	0,03	140,84
112	370	1600	100	0,417	0,15	0,06255	0,03	123,23
113	370	1800	100	0,417	0,15	0,06255	0,03	109,54
114	370	2000	100	0,417	0,15	0,06255	0,03	98,59
115	370	800	80	0,5	0,15	0,075	0,03	205,56
116	370	1000	80	0,5	0,15	0,075	0,03	164,44
117	370	1200	80	0,5	0,15	0,075	0,03	137,04
118	370	1400	80	0,5	0,15	0,075	0,03	117,46
119	370	1600	80	0,5	0,15	0,075	0,03	102,78
120	370	1800	80	0,5	0,15	0,075	0,03	91,36
121	370	2000	80	0,5	0,15	0,075	0,03	82,22
122	370	1200	80	0,33	0,15	0,0495	0,03	207,63
123	370	1400	80	0,33	0,15	0,0495	0,03	177,97
124	370	1600	80	0,33	0,15	0,0495	0,03	155,72
125	370	1800	80	0,33	0,15	0,0495	0,03	138,42
126	370	2000	80	0,33	0,15	0,0495	0,03	124,58
127	370	1200	120	0,5	0,15	0,075	0,03	137,04
128	370	1400	120	0,5	0,15	0,075	0,03	117,46
129	370	1800	100	0,5	0,15	0,075	0,03	91,36
130	370	2000	100	0,5	0,15	0,075	0,03	82,22
131	370	1200	80	0,5	0,15	0,075	0,03	137,04
132	370	1400	80	0,5	0,15	0,075	0,03	117,46

I campioni difettati in questo lotto sono stati il 115, 122, 123, 125 e 132, e presentavano le stesse problematiche riscontrate anche nelle stampe precedenti. Tre di questi, inoltre, sono stati stampati con gli stessi parametri dell'ultimo sottogruppo con layer 50 μm , dove si sono riscontrati quattro fallimenti su cinque. Si può, pertanto, affermare con certezza che la combinazione di Spot= 80 μm e A1= 33% non è stabile e porta ad un surriscaldamento del provino in fase di costruzione. Se poi, si confrontano i parametri di tutti i campioni su cui si sono riscontrati difetti macroscopici ci si rende conto che avevano tutti spot pari ad 80 μm .

2.3 Densità

La proprietà principale da ricercare in prodotti realizzati per processo additivo è senza dubbio la densità, caratteristica che ci permette di quantificare la presenza delle porosità interne, che come già detto nel capitolo teorico, sono la principale problematica del SLM. La misurazione è stata effettuata su ciascun provino utilizzando un metodo non distruttivo basato sul principio di Archimede, secondo il quale ogni corpo immerso parzialmente o completamente in un fluido riceve una spinta verticale dal basso verso l'alto pari al peso del volume di fluido spostato. In pratica, si è misurato il peso di ciascun provino in aria ed immerso in acqua distillata e poi si è calcolata la densità con le equazioni seguenti:

$$Spinta = Peso\ in\ aria - Peso\ in\ acqua$$

$$Densità = \frac{Peso\ in\ aria}{Spinta} \cdot Densità_{Acqua}$$

La densità così ottenuta è stata, poi, espressa anche in termini percentuali prendendo come riferimento il valore teorico per l'acciaio inox AISI 420, pari a 7,8 Kg/dm³ [26]. In questo modo l'interpretazione del dato risulta più semplice ed immediata, ma soprattutto sono più evidenti le porosità presenti all'interno del campione, pari al reciproco della densità percentuale. Per maggiore chiarezza l'analisi dei risultati ottenuti verrà effettuata separando i due spessori del layer.

2.3.1 Layer 50 μm

I risultati della prova per i provini con spessore del layer pari a 50 μm sono riportati nella Tabella 9.

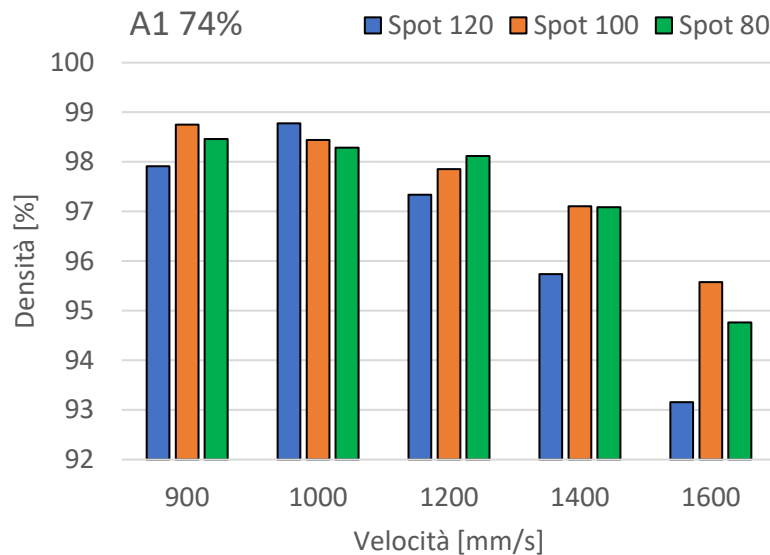
Tabella 9: Densità media e densità media percentuale per layer 50 μm

N°	Densità media	Densità media [%]	N°	Densità media	Densità media [%]
1	7,64	97,91	26	7,68	98,46
2	7,70	98,78	27	7,67	98,29
3	7,59	97,34	28	7,65	98,12
4	7,47	95,74	29	7,57	97,09
5	7,27	93,16	30	7,39	94,76
6	7,14	91,47	31	7,41	94,96
7	7,12	91,33	32	7,40	94,87
8	7,06	90,49	35	7,64	97,97
9	6,93	88,85	37	7,61	97,62
10	6,90	88,52	75	7,63	97,79
11	7,71	98,79	76	7,67	98,33
12	7,71	98,87	77	7,66	98,26
13	7,71	98,87	78	7,67	98,31
14	7,70	98,70	79	7,67	98,33
15	7,60	97,47	80	7,68	98,42
16	7,67	98,33	81	7,68	98,41
17	7,61	97,58	82	7,68	98,46
18	7,53	96,55	83	7,65	98,06
19	7,41	94,98	84	7,64	97,97
20	7,09	90,88	85	7,67	98,32
21	7,70	98,75	86	7,68	98,51
22	7,68	98,44	87	7,69	98,54
23	7,63	97,85	88	7,67	98,29
24	7,57	97,11	89	7,60	97,39
25	7,46	95,58	90	7,68	98,40

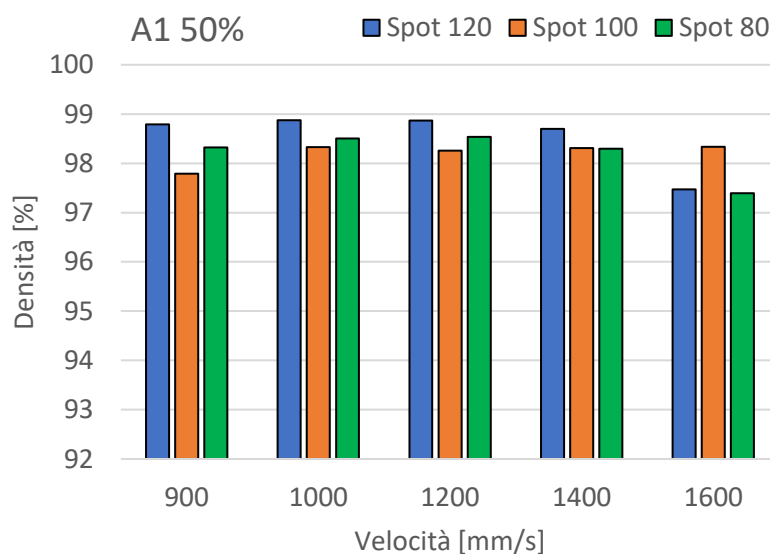
Si può valutare l'effetto dei singoli parametri di processo facendo riferimento ai grafici di Figura 20, che relazionano la densità percentuale con i valori di velocità di scansione e spot del laser. Il primo istogramma (Figura 20a) fa riferimento al valore di A1 pari a 0,74, corrispondente ad una sovrapposizione tra tracce del laser successive del 26%, mentre il secondo riporta i valori per A1=0,50, ovvero 50% di sovrapposizione.

Da essi si può osservare come all'aumentare della velocità di scansione corrisponde un progressivo peggioramento della densità dei provini, fenomeno estremamente evidente con A1 = 0,74 (Figura 20a). Un'ulteriore conferma si ha analizzando le densità percentuali dei primi dieci provini (1 – 10), nei quali l'unico parametro che varia è la velocità, che passa da 900 a 2200 mm/s, mentre la densità cala progressivamente da un valore massimo di 98,78% fino ad un 88,52%. Questa tendenza è giustificabile, come già accennato nel capitolo teorico, per via

del minor tempo d'interazione tra raggio laser e pozza di fusione, condizione che riduce la penetrazione e la rifusione del layer precedente (si ricorda che la potenza è stata mantenuta costante). Il risultato appena esposto è ampiamente supportato da riscontri in letteratura [10, 13, 28, 29].



(a)



(b)

Figura 20: Densità % al variare della velocità di scansione e dello spot del laser per A1 pari a 74% (a) e 50% (b).

L'influenza della sovrapposizione tra tracce adiacenti risulta evidente confrontando i due grafici di Figura 20, e nello specifico ad un suo valore maggiore sembra corrispondere una maggior stabilità della densità all'aumentare delle velocità di scansione. Osservando ad esempio i valori a 1600 mm/s si vede come per A1 = 0,5 le densità risultino superiori al 97%,

mentre per $A1 = 0,74$ non venga raggiunto nemmeno il 96%. Tra i provini non rappresentati nei grafici si hanno anche tentativi con $A1$ pari a 0,85, 0,417 e 0,33 rispettivamente per spot di 120, 100 e 80 μm . Il primo di questi gruppi (campioni dal 16 al 20) conferma la tendenza già osservata di una importante diminuzione della densità corrispondente ad una scarsa sovrapposizione, in questo caso solo il 15%. Al contrario per i pezzi (dal 80 al 84) con $A1$ di 0,417 non si hanno incrementi di densità rispetto ad $A1 = 0,5$, confermando quanto già affermato nel paragrafo sulla trace distance, ovvero, che il miglioramento di densità all'aumentare della sovrapposizione raggiunge un andamento asintotico oltre il 50%. Infine fanno parte dell'ultimo gruppo, caratterizzato da uno spot di 80 e $A1$ di 0,33, i campioni dal 90 al 94 che sono stati scartati prima ancora di misurarne la densità per gli evidenti problemi di stabilità delle pozze di fusione.

Per quanto riguarda lo spot del laser non si ha una correlazione ben marcata come per i parametri già analizzati. Si può, però, osservare come lo spot 120 sia quello che restituisce i valori più alti di densità con $A1 = 0,50$ dai 900 fino ai 1400 mm/s, mentre lo spot 100, sia per 0,50 che per 0,74, produce i campioni con densità più stabile al variare della velocità di scansione.

2.3.2 Layer 30 μm

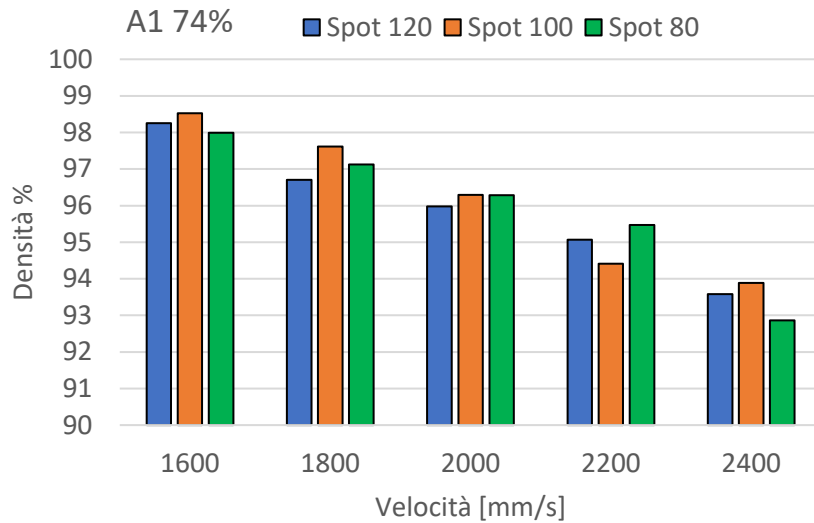
Le densità rilevate per i campioni a 30 μm sono riportate nella Tabella 10. Anche in questo caso si sono graficati i risultati per $A1$ pari al 74% ed al 50%, mettendo in relazione la densità percentuale con la velocità di scansione e il diametro dello spot del laser (Figura 21).

Dalla Figura 21a si può constatare lo stesso andamento della densità all'aumentare della velocità di scansione che si era registrato per lo spessore del layer 50 μm , ma confrontando i dati si può notare che a parità di parametri le densità risultano maggiori lo spessore di 30 μm . Questa osservazione risulta evidente se si considerano i provini con sovrapposizione 50% rappresentati nella Figura 21b, che mantengono densità superiori al 98% per tutte le velocità alle cui sono stati stampati che vanno da 800 a 2000 mm/s. Risulta pertanto evidente che riducendo lo spessore del layer è possibile utilizzare la velocità del laser superiori ed ottenere densità elevate. Questo è dovuto alla minore quantità di materia prima da fondere, per la quale è sufficiente una interazione di minor durata tra raggio laser e polvere. Confrontando i risultati per gli altri valori di $A1$ si riscontra lo stesso andamento già descritto nel paragrafo 2.3.1.

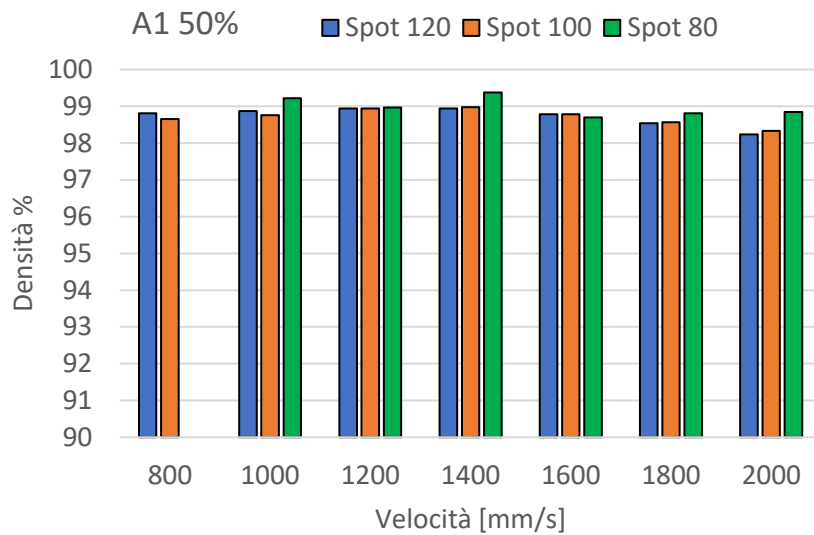
Tabella 10: Densità e densità percentuale per layer 30 μm

N°	Densità	Densità %	N°	Densità	Densità %
38	7,67	98,27	95	7,78	99,76
39	7,66	98,26	96	7,72	98,96
40	7,54	96,71	97	7,72	99,00
41	7,49	95,97	98	7,71	98,81
42	7,42	95,06	99	7,71	98,87
43	7,30	93,58	100	7,72	98,94
44	7,12	91,22	101	7,72	98,94
45	7,68	98,42	102	7,70	98,65
46	7,58	97,18	103	7,70	98,76
47	7,45	95,55	104	7,72	98,94
48	7,71	98,78	105	7,72	98,97
49	7,69	98,54	106	7,71	98,78
50	7,66	98,23	107	7,69	98,56
51	7,66	98,24	108	7,67	98,33
52	7,61	97,54	109	7,73	99,12
53	7,66	98,24	110	7,73	99,12
54	7,57	96,99	111	7,74	99,17
55	7,47	95,79	112	7,72	98,91
56	7,37	94,46	113	7,72	98,92
57	7,09	90,86	114	7,70	98,72
58	7,69	98,53	116	7,74	99,22
59	7,61	97,62	117	7,72	98,96
60	7,51	96,29	118	7,75	99,37
61	7,36	94,41	119	7,70	98,69
62	7,32	93,88	120	7,71	98,81
63	7,64	97,99	121	7,71	98,85
64	7,58	97,13	124	7,73	99,10
65	7,51	96,28	126	7,72	98,97
66	7,45	95,47	127	7,75	99,35
67	7,24	92,86	128	7,73	99,04
68	7,64	97,95	129	7,71	98,87
69	7,66	98,23	130	7,70	98,68
74	7,66	98,26	131	7,72	98,91

All'interno del primo lotto a 30 μm si è provato ad abbassare la potenza del laser per i provini 45, 46 e 47 per verificare se è possibile abbassarla senza comprometterne i risultati. Le densità così ottenute, a parità di tutti gli altri parametri, sono risultate inferiori pertanto si è abbandonata questa idea. Infine, i provini stampati con inclinazione 10° hanno mantenuto grossomodo la stessa densità della loro controparte verticale.



(a)



(b)

Figura 21: Densità % al variare della velocità di scansione e dello spot del laser per A1 pari a 74% (a) e 50% (b)

I risultati ottenuti da tutte queste prove dimostrano, inoltre, che la densità dipenda direttamente dalla fluensa utilizzata per stamparlo, ed in particolare ad un suo aumento corrisponde una progressiva riduzione delle porosità (conclusione raggiunta anche da [11] e da [29]). Si ricorda che l'energia per unità di volume è inversamente proporzionale allo spessore del layer, alla velocità di scansione ed alla distanza tra le tracce. Nel grafico di Figura 22 sono stati inseriti i dati relativi a tutti i provini di cui si è misurata la densità, e dal suo andamento è possibile determinare un valore di soglia per la fluensa al disopra del quale la densità risulterà tendenzialmente superiore al 98%. Tale valore è di circa 65 J/mm^3 .

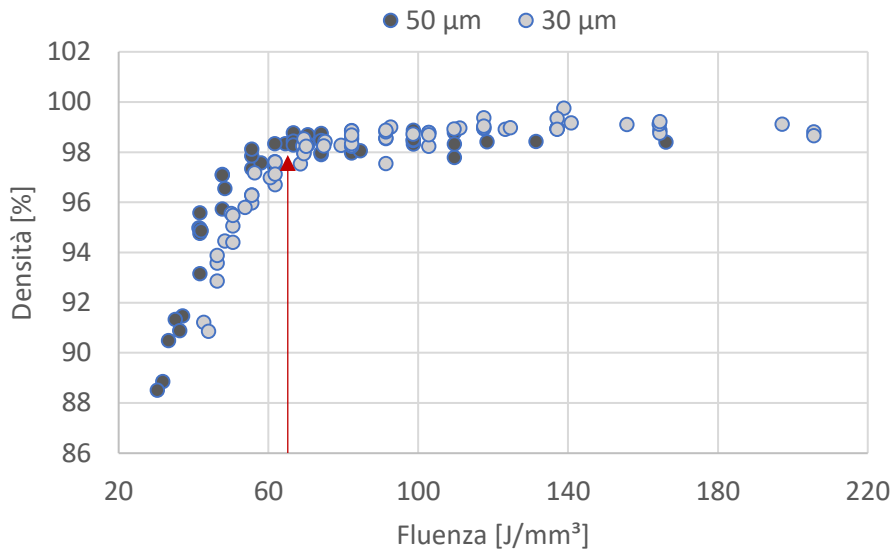


Figura 22: Densità % al variare della fluency; la freccia rossa evidenzia la soglia oltre la quale la densità supera il 98%

2.4 Rugosità

Dopo le densità si è proseguito misurando la rugosità di ciascun provino utilizzando un rugosimetro con tastatore meccanico. Le misure sono state effettuate su due delle superfici perpendicolari del campione che chiameremo per comodità Faccia A e Faccia B identificabili facilmente prendendo come punto di riferimento l'angolo in cui si trova la marcatura numerica (Figura 23). Questa scelta è stata fatta per cercare una eventuale correlazione tra l'orientamento delle superfici dei provini sulla piattaforma di stampa e la finitura delle stesse.

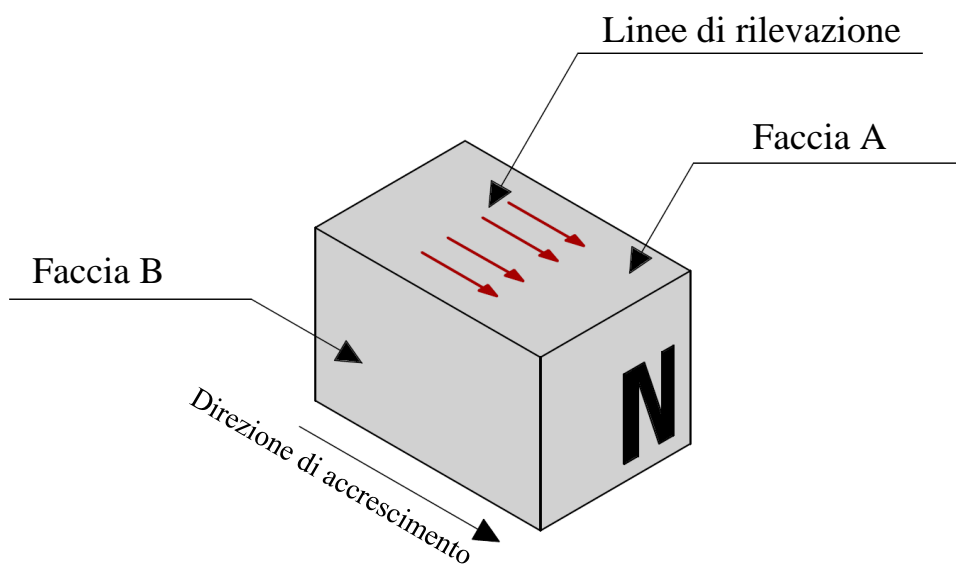


Figura 23: Schema di riferimento per le misure di rugosità

Per ognuna delle due facce si sono effettuate un minimo di quattro misurazioni nella direzione di accrescimento considerando un tratto di 5 mm per ciascuna di esse (Nella Figura 23 sono rappresentate simbolicamente per la Faccia A). Anche per questo capitolo si è deciso di separare l'analisi dei risultati in base allo spessore del layer.

2.4.1 Layer 50 μm

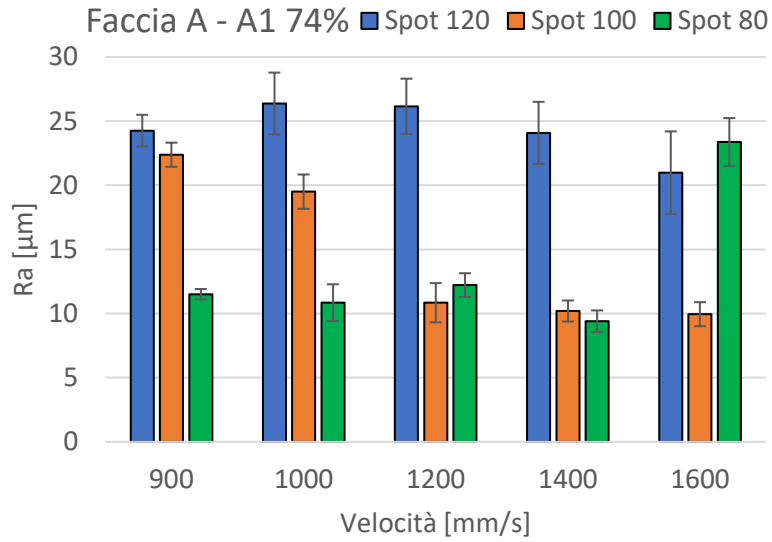
Nella Tabella 11 sono riportate le rugosità medie rilevate per entrambe le facce di ciascun provino con layer spesso 50 μm .

Tabella 11: Rugosità media dei provini a 50 μm divise tra Faccia A e B e relative deviazioni standard

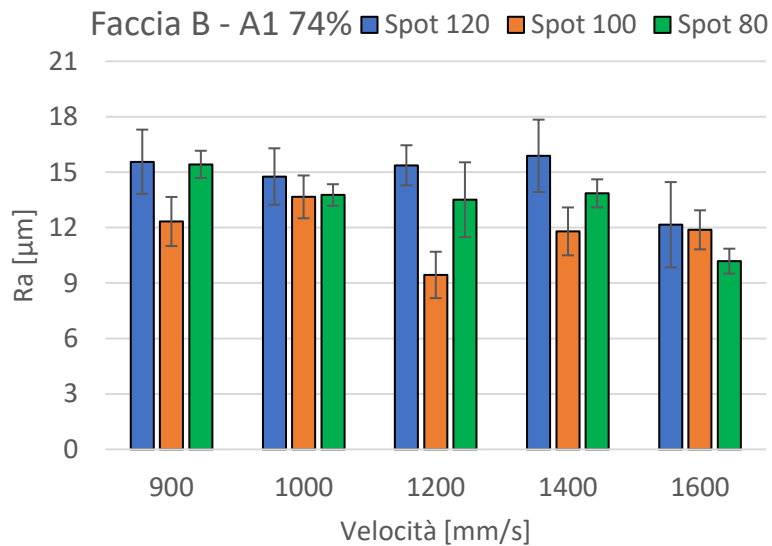
Faccia A	Deviazione standard	Rugosità media [μm]	Faccia B	Deviazione standard	Rugosità media [μm]
1A	2,46	24,3	1B	3,48	15,6
2A	4,82	26,4	2B	3,05	14,8
3A	4,31	26,2	3B	2,17	15,4
4A	4,85	24,1	4B	3,92	15,9
5A	6,45	21,0	5B	4,61	12,2
6A	1,53	21,5	6B	3,51	10,4
7A	1,26	11,7	7B	0,45	13,3
8A	2,01	23,3	8B	1,17	10,9
9A	3,05	21,7	9B	2,99	14,4
10A	3,68	23,0	10B	2,15	9,0
11A	1,84	24,6	11B	5,09	16,0
12A	8,05	25,4	12B	3,80	18,2
13A	4,32	20,3	13B	4,40	16,5
14A	5,06	21,5	14B	0,99	10,7
15A	4,06	25,3	15B	2,11	12,4
16A	3,90	19,5	16B	2,46	15,9
17A	4,26	24,4	17B	3,67	15,7
18A	5,37	19,8	18B	0,74	6,7
19A	1,57	7,4	19B	4,24	16,1
20A	2,77	20,0	20B	2,45	15,5
21A	1,88	22,4	21B	2,66	12,3
22A	2,68	19,5	22B	2,32	13,7
23A	3,05	10,8	23B	2,51	9,4
24A	1,64	10,2	24B	2,59	11,8
25A	1,87	10,0	25B	2,11	11,9
26A	0,81	11,5	26B	1,47	15,4
27A	2,86	10,9	27B	1,17	13,8
28A	1,84	12,2	28B	4,05	13,5
29A	1,69	9,4	29B	1,52	13,9
30A	3,74	23,4	30B	1,35	10,2

Faccia A	Deviazione standard	Rugosità media [μm]	Faccia B	Deviazione standard	Rugosità media [μm]
31A	1,03	8,7	31B	1,42	9,6
32A	4,47	17,4	32B	1,28	12,3
35A	0,85	9,3	35B	2,41	11,6
37A	0,74	17,8	37B	1,99	9,6
75A	1,92	7,6	75B	0,22	10,7
76A	2,96	12,7	76B	3,51	11,5
77A	3,48	24,1	77B	1,88	14,6
78A	0,34	12,0	78B	0,86	14,5
79A	2,61	22,5	79B	1,64	11,6
80A	1,14	8,6	80B	5,19	15,9
81A	9,29	27,2	81B	3,88	18,7
82A	3,88	25,9	82B	2,74	9,5
83A	4,08	18,7	83B	3,73	16,9
84A	1,27	10,0	84B	1,65	11,3
85A	6,24	19,9	85B	1,19	8,9
86A	3,10	23,3	86B	3,11	12,0
87A	0,47	9,2	87B	3,89	14,3
88A	4,22	20,3	88B	1,57	9,3
89A	1,54	10,7	89B	1,36	13,6
90A	4,77	21,0	90B	2,21	13,5

Come è stato fatto per le densità, i risultati ottenuti sono stati rappresentati separando i provini stampati con $A1 = 0,74$ (Figura 24) e $A1 = 0,50$ (Figura 25) ed è stato realizzato un grafico sia per la Faccia A, sia per la B in modo da poter osservare l'andamento della rugosità sulla singola superficie al variare dei parametri di processo. Sembra che non si abbiano relazioni dirette, come si può notare dall'andamento dei grafici. La causa probabilmente è la scelta di conservare gli stessi parametri di scontornatura che si avevano nei parametri ottimizzati per le leghe di alluminio. Nello specifico al termine della stampa di ogni layer il laser ne percorre il contorno con due tracce adiacenti; la prima a velocità di 1250 mm/s e spot 100 μm , mentre la seconda a velocità di 350 mm/s e spot di 50 μm , ed entrambe hanno 370 W di potenza. Pertanto le differenze di rugosità al variare dei parametri al cuore del provino dipendono solamente delle diverse condizioni termodinamiche che essi producono, riducendo così le correlazioni identificabili.



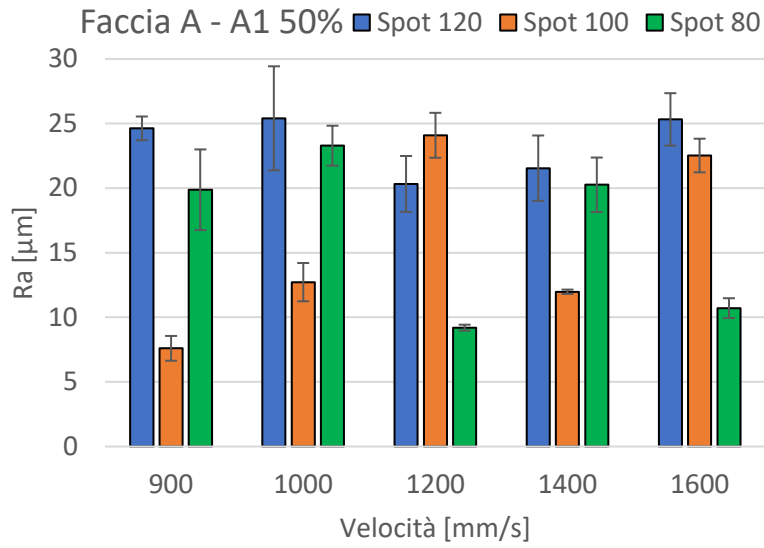
(a)



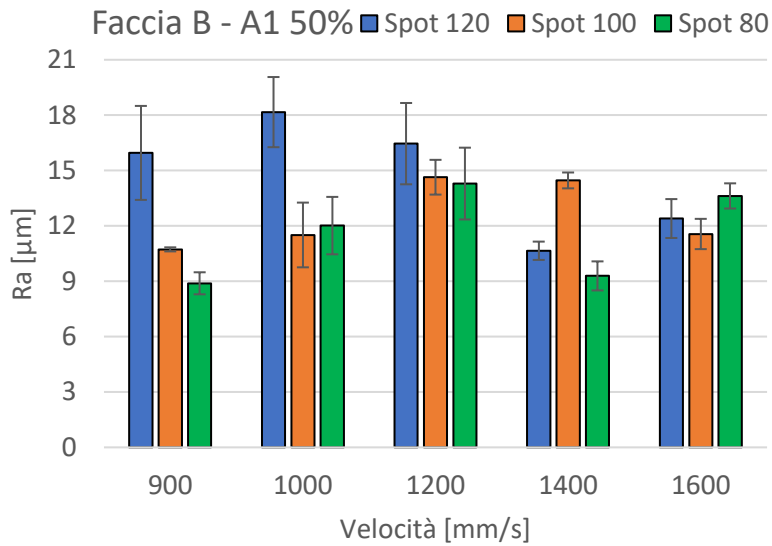
(b)

Figura 24: Confronto della rugosità tra Faccia A (a) e B (b) fra i provini con A1 = 74%

L'unica osservazione che è possibile fare è la minor rugosità delle Facce B rispetto alle A di quasi tutti i campioni, risultato che conferma la dipendenza della rugosità dall'orientamento della superficie del pezzo all'interno della camera di stampa. La motivazione di questo fenomeno, a tutt'ora, non è ancora chiara.



(a)



(b)

Figura 25: Confronto della rugosità tra Faccia A (a) e B (b) fra i provini con A1 = 50%

2.4.2 Layer 30 μm

I risultati ottenuti dalle prove di rugosità sui provini con spessore del layer 30 μm sono raccolti nella Tabella 12, e con essi si sono realizzati i grafici di Figura 26 e 28 seguendo lo stesso modello adottato per lo strato da 50 μm .

Tabella 12a: Rugosità media dei provini a 30 μm divise tra Faccia A e B e relative deviazioni standard

Faccia A	Deviazione standard	Rugosità media [μm]	Faccia B	Deviazione standard	Rugosità media [μm]
38A	2,65	20,1	38B	0,91	7,2
39A	2,61	12,5	39B	2,80	9,2
40A	2,67	22,2	40B	3,44	17,3
41A	4,07	19,3	41B	1,17	13,0
42A	0,65	7,5	42B	1,95	13,6
43A	1,75	11,2	43B	3,14	11,9
44A	3,52	21,1	44B	1,83	11,1
45A	4,39	22,1	45B	3,33	14,7
46A	4,15	14,0	46B	1,06	9,4
47A	1,47	24,9	47B	2,46	8,4
48A	4,60	14,8	48B	1,55	6,9
49A	3,73	23,7	49B	2,34	10,3
50A	5,13	22,4	50B	1,50	10,1
51A	2,63	9,4	51B	5,33	14,4
52A	1,55	8,6	52B	1,58	10,9
53A	5,12	24,0	53B	2,37	13,2
54A	4,94	18,4	54B	1,37	11,1
55A	5,38	18,6	55B	2,10	10,6
56A	5,46	18,5	56B	2,57	9,3
57A	3,25	27,5	57B	2,27	16,7
58A	1,96	17,5	58B	0,97	8,1
59A	1,31	15,3	59B	1,71	7,5
60A	0,55	7,2	60B	2,15	12,3
61A	3,42	20,4	61B	5,29	18,5
62A	1,80	7,7	62B	2,97	10,5
63A	4,44	24,4	63B	2,90	14,3
64A	4,06	14,3	64B	1,60	12,6
65A	5,08	23,8	65B	3,34	12,5
66A	0,83	9,4	66B	1,55	11,0
67A	3,78	23,2	67B	5,47	21,9
68A	3,57	11,0	68B	2,69	10,9
69A	3,32	26,0	69B	3,30	12,2
74A	3,52	23,3	74B	0,40	6,8
95A	1,43	15,5	95B	0,79	9,4
96A	2,71	15,8	96B	4,14	10,1
97A	4,88	25,4	97B	1,01	9,7
98A	2,20	10,7	98B	1,22	10,2
99A	5,44	29,9	99B	0,63	7,9
100A	4,23	17,2	100B	2,07	12,5

Faccia A	Deviazione standard	Rugosità media [μm]	Faccia B	Deviazione standard	Rugosità media [μm]
101A	4,93	25,9	101B	2,56	10,1
102A	1,94	10,5	102B	2,23	13,1
103A	6,24	26,3	103B	2,14	8,6
104A	4,34	22,1	104B	3,67	10,2
105A	3,56	11,1	105B	0,38	8,5
106A	5,35	27,4	106B	2,99	13,7
107A	4,24	23	107B	1,56	10
108A	3,94	23,3	108B	2,99	10,3
109A	2,25	10,1	109B	2,41	13,7
110A	6,18	18,9	110B	0,48	6
111A	0,3	19,6	111B	3,18	12,3
112A	1,12	24,4	112B	2,7	12,8
113A	3,22	21,8	113B	4,16	16,4
114A	3,44	23,5	114B	1,98	12,8
116A	1,49	19,1	116B	0,84	9,2
117A	1,56	17,6	117B	1,21	9,8
118A	2,97	13,5	118B	4,63	13,6
119A	1,28	19,9	119B	4,74	11,8
120A	1,11	10,9	120B	2,42	11,7
121A	3,84	19,8	121B	1,37	8,9
124A	4,12	21,9	124B	2,67	16,2
126A	5,57	21,7	126B	1,74	11,5
127A	5,26	16,5	127B	3,72	10,1
128A	3,87	12,8	128B	1,46	11,1
129A	3,43	20,7	129B	2,65	12,6
130A	3,25	20,7	130B	3,38	14,6
131A	2,65	23,2	131B	1,25	13,1

Per le stesse motivazioni del paragrafo precedente, non si riescono a determinare le correlazioni tra i differenti parametri di processo al cuore dei campioni e le loro rugosità superficiali. La correlazione tra orientamento delle superfici e rugosità che è stata precedentemente notata, sembra mantenersi anche con spessore del layer 30 μm , ed in particolare risulta particolarmente evidente nei grafici di Figura 27 relativi ad A1= 50%.

Per determinare delle effettive relazioni tra parametri di progetto e rugosità sono attualmente in corso delle prove nelle quali si variano i parametri delle tracce di scontornatura (i risultati non sono al momento disponibili).

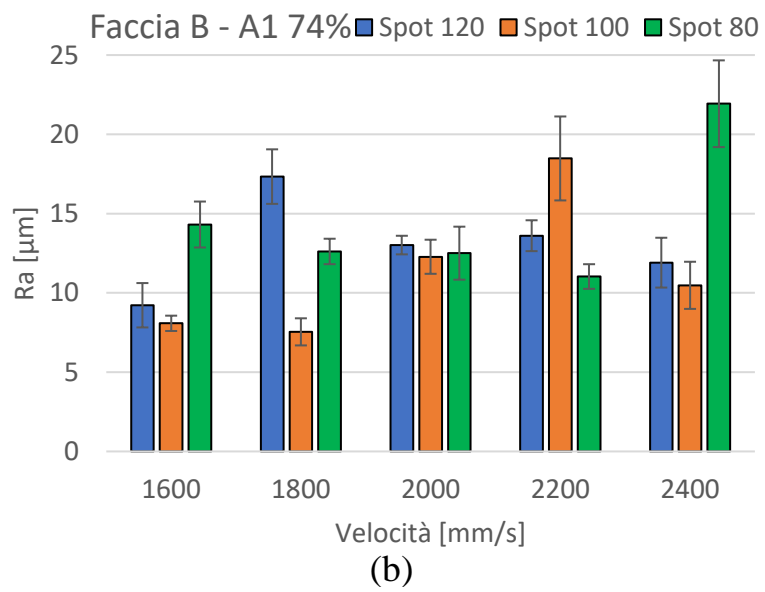
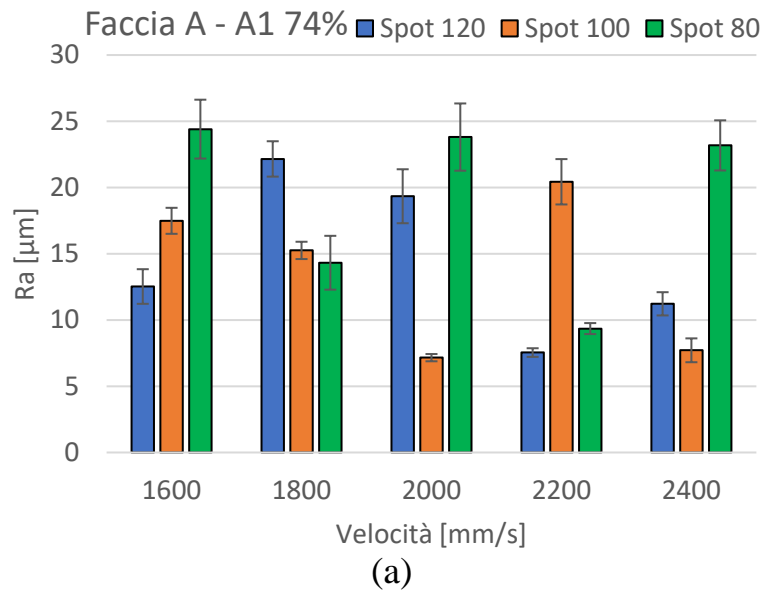


Figura 26: Confronto della rugosità tra Faccia A (a) e B (b) fra i provini con A1 = 74%

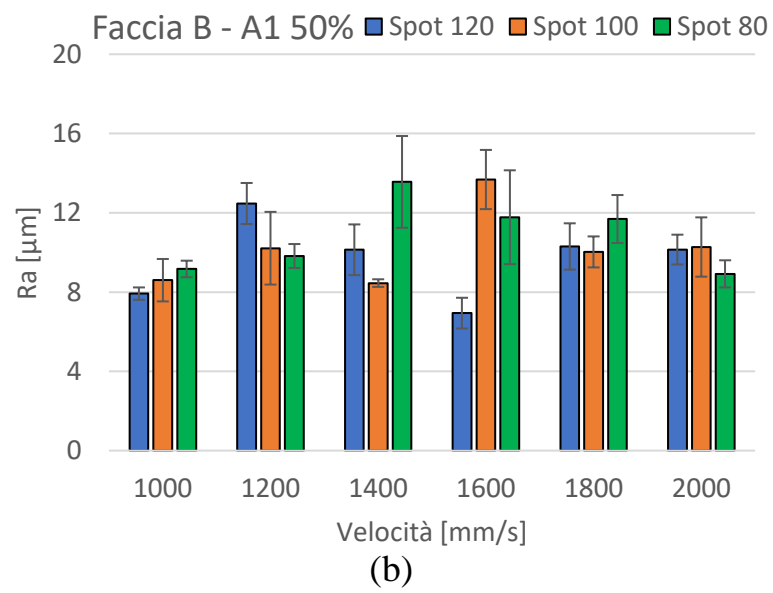
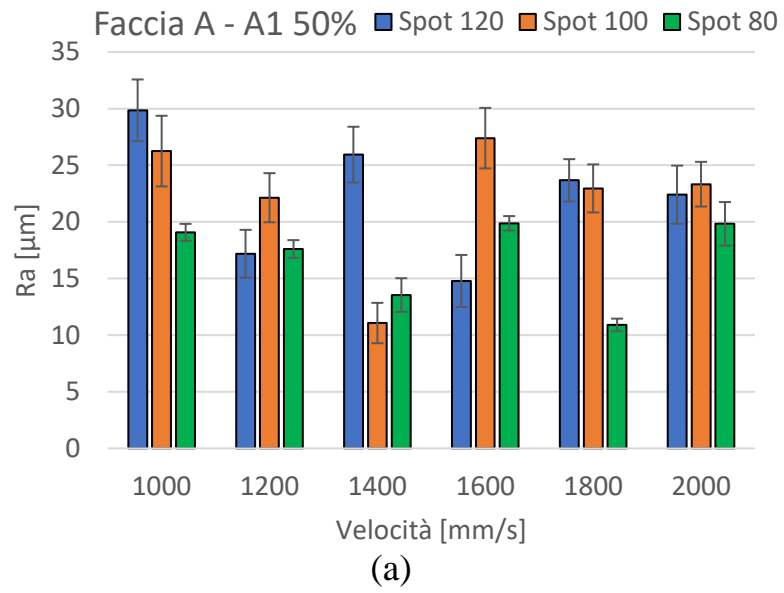


Figura 27: Confronto della rugosità tra Faccia A (a) e B (b) fra i provini con A1 = 50%

2.4.3 Scelta dei set di parametri da approfondire

Completate le rugosità si è deciso di selezionare una coppia di provini dalle buone caratteristiche per ogni spessore del layer su cui svolgere test più approfonditi che richiedono tempi lunghi e la stampa di altri componenti, come ad esempio la prova di trazione.

Tra campioni con spessore 50 μm sono stati selezionati il 13 ed il 79. Il primo dei due è quello che presenta la densità maggiore in assoluto insieme al 12, la cui velocità di scansione è però minore di 200 mm/s. Il provino 79, invece, sembra presentare un buon compromesso tra elevata densità, superiore al 98%, ed alta velocità di scansione (1600 mm/s) consentendo quindi di realizzare i componenti in tempi minori rispetto al 13. I set di parametri dei due provini sono riproposti nella Tabella 13 insieme alla loro densità. Eccezion fatta per la potenza, l'unico parametro che hanno in comune è la sovrapposizione del 50%, che, come si è visto, porta ad ottimi risultati in termini di densità. Si vuol far notare inoltre che la fluenza del provino 79 è di 61,67 J/mm³, leggermente inferiore al valore di soglia di 65 precedentemente identificato (Figura 22), il che comporta una minore certezza dell'ottenimento di densità superiori al 98%.

Tabella 13: Set di parametri dei provini selezionati per analisi approfondite

N°	Potenza [W]	Velocità [mm/s]	Spot [μm]	A1	Trace distance [mm]	Spessore layer [mm]	Fluenza [J/mm ³]	Densità media [%]
13	370	1200	120	0,5	0,075	0,05	82,22	98,87
79	370	1600	100	0,5	0,075	0,05	61,67	98,33
105	370	1400	100	0,5	0,075	0,03	117,46	98,97
113	370	1800	100	0,417	0,06255	0,03	109,54	98,92

Per lo spessore del layer 30 μm sono stati scelti i campioni 105 e 113 utilizzando gli stessi criteri appena utilizzati. Infatti, il 105 è stato selezionato perché rappresenta il miglior compromesso tra elevata densità e riduzione dei tempi di produzione, in quanto i pochi provini che lo superano in densità presentano spot o velocità minori, oppure sovrapposizioni maggiori. Si è scelto il campione 113, invece, perché è il provino con densità maggiore tra quelli realizzati con velocità di scansione superiore a 1400 mm/s che caratterizza il 105. Anche in questo caso i parametri di processo dei due provini, riproposti nella Tabella 13, presentano numerose differenze; entrambi, però, superano ampiamente il valore di soglia per la fluenza, fatto che riduce la probabilità di ottenere densità minori del 98%.

2.5 Durezza Rockwell C

L'ultima proprietà che rimane da determinare in questa fase di caratterizzazione preliminare, è la durezza macroscopica, che è stata misurata utilizzando un durometro Rockwell attrezzato con penetratore conico in diamante per prove HRC.

Per quanto riguarda lo spessore di 50 μm , si è scelto di testare solamente i campioni dall'uno al dieci, per studiare l'effetto della velocità di scansione sulla durezza, e la coppia di provini scelti nello scorso paragrafo. Anche in questo caso le misurazioni sono state effettuate sulle facce A e B, e per ciascuna di esse si sono effettuate almeno quattro campionature in punti presi casualmente sulla superficie; i risultati sono raccolti nella Tabella 14.

Tabella 14: Durezze Rockwell medie e relative deviazioni standard divise per facce di misurazione per i campioni con layer 50 μm

Faccia A	Deviazione Standard	Durezza Rockwell [HRC]	Faccia B	Deviazione Standard	Durezza Rockwell [HRC]
1A	8,401	53,2	1B	3,186	49,4
2A	3,958	51,7	2B	4,050	51,2
3A	4,818	51,3	3B	2,891	50,0
4A	2,733	50,0	4B	2,632	50,6
5A	4,310	54,8	5B	3,089	49,4
6A	3,056	48,2	6B	3,088	45,9
7A	3,236	43,5	7B	3,908	43,1
8A	6,154	46,3	8B	1,698	39,4
9A	6,843	46,3	9B	3,229	34,5
10A	4,071	41,1	10B	3,335	33,4
13A	4,768	58,1	13B	4,470	55,3
79A	8,217	52,9	79B	4,095	47,3

Per prima cosa, analizzando le durezze dei primi dieci provini si può notare come queste tendano a calare all'aumentare della velocità di scansione (Figura 28). Questo effetto ha due cause principali, una legata alla densità e l'altra alla fase cristallina dell'AISI 420.

L'acciaio inox in esame può trovarsi in due fasi allo stato solido, caratterizzate da stati di aggregazione differenti, entrambi presenti già nella polvere utilizzata per la stampa, e denominati α e γ (in maniera simile alla cementite). La fase α , detta anche Fe-Cr, presenta un reticolo cubico a corpo centrato ed è stabile a temperatura ambiente, mentre la fase γ ($\text{CrFe}_7\text{C}_{0,45}$) presenta una struttura cristallina cubica a facce centrate, come l'austenite. In accordo col diagramma di stato Fe-Cr, l'AISI 420 ad alte temperature è composto da entrambe le fasi, ed abbassando la temperatura fino a temperatura ambiente avviene la trasformazione

da γ ad α . A parità di potenza del laser, una riduzione della velocità di scansione comporta un aumento della temperatura delle pozze fuse ed un raffreddamento più lento, che porta ad una maggiore formazione di austenite residua γ . Aumentando la velocità, il rateo di raffreddamento aumenta e si ha una super saturazione degli elementi che porta alla formazione della fase α . Pertanto, se si considera che la fase γ è caratterizzata da una durezza maggiore di quella α , risulta evidente che all'aumentare della velocità di scansione si abbia una riduzione della durezza [12].

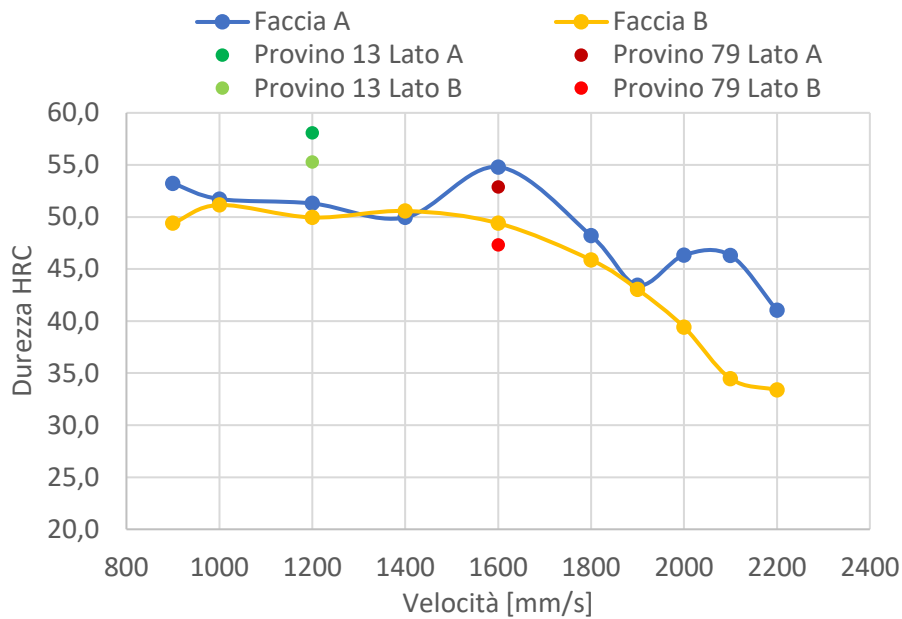


Figura 28: Andamento delle macro-durezze dei provini con spessore del layer 50 μm

L'altra causa è legata alla riduzione della densità al crescere delle velocità, infatti a minori densità corrispondono maggiori porosità interne che influiscono sulle prove di macro-durezza [30], dato che con questa si ottiene una media delle durezze nell'area dell'impronta del penetratore. Pertanto la presenza di vuoti che non possono opporsi alla deformazione porta ad una riduzione della misura ottenuta con la prova Rockwell C. Nel nostro caso si passa da durezze maggiori di 53 HRC (Faccia A) per il provino 1, caratterizzato da densità di circa 98% e v_s di 900 mm/s, a durezze appena superiori a 33 HRC (Faccia B) per il provino 10, caratterizzato da 88% di densità e 2200 mm/s di velocità del raggio laser.

Un'altra interessante osservazione è legata alle differenze che presentano i dati ottenuti dalle due differenti facce, nello specifico le superfici A dei provini risultano tendenzialmente più dure di quelle B. Questo può avere due possibili spiegazioni legate alle osservazioni appena fatte. La prima è una maggiore presenza di porosità sotto la superficie delle facce B dei

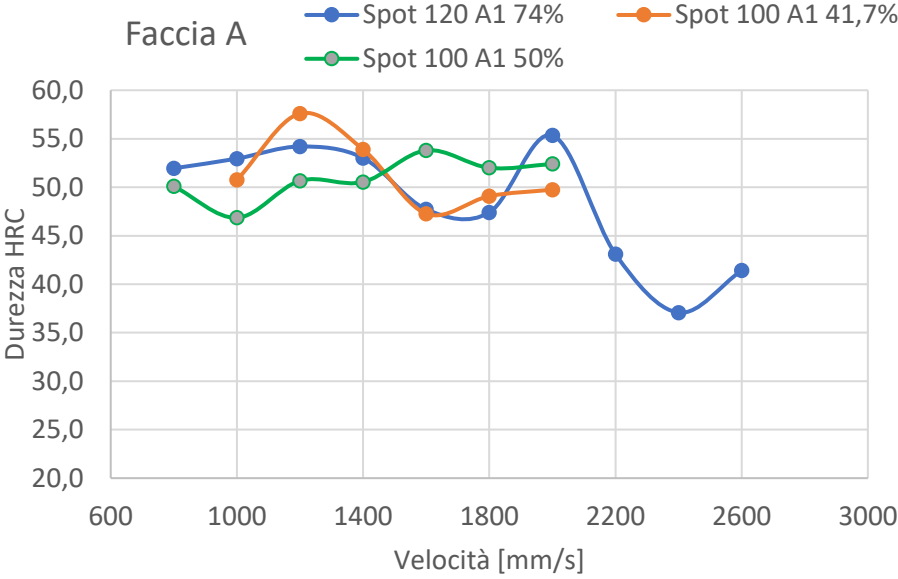
campioni, ipotesi difficile da confermare senza la realizzazione di analisi tomografiche. L'altra possibilità è connessa ad una differenza nel ciclo termico delle pozze fuse tra le due superfici, che porterebbe quindi a differenti livelli di Fe-Cr e $\text{CrFe}_7\text{C}_{0,45}$, questa possibilità potrebbe essere verificata con una diffrazione a raggi-X (XRD).

Un'ulteriore informazione che si può ricavare dai risultati ottenuti è la formazione di una microstruttura martensitica nei provini durante la stampa per via delle velocità di raffreddamento sufficientemente elevate da consentirne la formazione. Infatti, valori superiori a 50 HRC sono previsti per l'AISI 420 dopo trattamento termico, come riportato nel paragrafo 1.6. Per quanto riguarda i set di parametri del 13 e del 79, le durezze risultanti sono piuttosto differenti, in quanto il primo presenta i valori più alti in assoluto, mentre il secondo presenta una importante differenza tra Faccia A e B sintomo forse di una maggiore disomogeneità del campione.

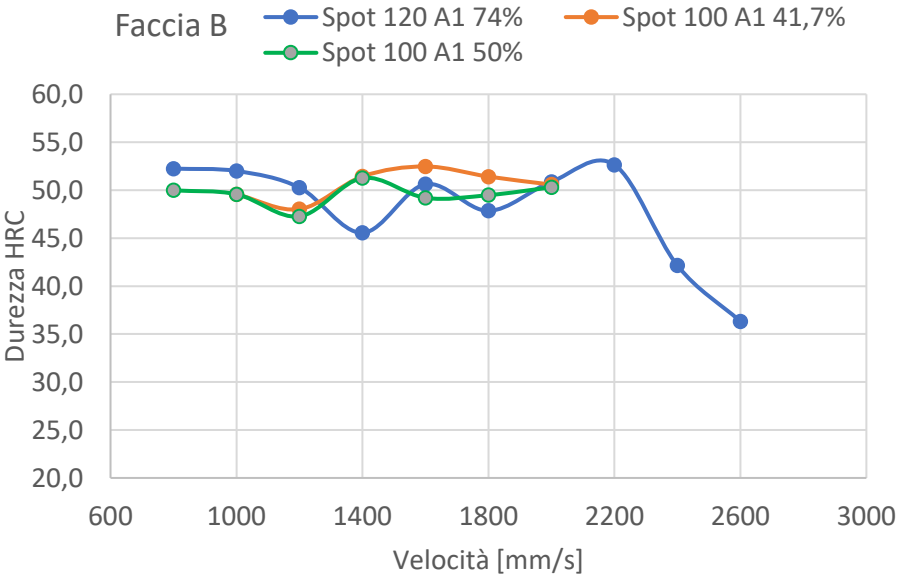
Tabella 15: Durezze Rockwell medie e relative deviazioni standard divise per facce di misurazione per i campioni con layer 30 μm

Faccia A	Deviazione Standard	Durezza Rockwell [HRC]	Faccia B	Deviazione Standard	Durezza Rockwell [HRC]
38A	5,832	53,0	38B	2,068	45,6
39A	1,310	47,7	39B	2,101	50,6
40A	4,952	47,4	40B	3,272	47,9
41A	1,630	55,4	41B	3,979	50,9
42A	0,594	43,1	42B	3,541	52,7
43A	1,431	37,1	43B	2,310	42,2
44A	5,852	41,4	44B	7,449	36,3
95A	6,029	52,0	95B	4,083	52,3
96A	1,964	53,0	96B	4,576	52,0
97A	4,699	54,2	97B	3,072	50,3
102A	2,565	50,1	102B	5,095	50,0
103A	5,157	46,9	103B	5,716	49,6
104A	6,589	50,7	104B	3,271	47,3
105A	3,081	50,5	105B	4,610	51,3
106A	1,615	53,8	106B	3,013	49,2
107A	9,804	52,0	107B	3,953	49,5
108A	4,437	52,4	108B	2,867	50,3
109A	1,559	50,8	109B	4,016	49,6
110A	2,717	57,6	110B	1,865	48,0
111A	6,321	53,9	111B	4,922	51,4
112A	6,468	47,3	112B	2,861	52,5
113A	4,292	49,1	113B	4,034	51,4
114A	3,185	49,8	114B	4,161	50,6

Tra i campioni a 30 μm si è deciso di analizzare tre interi gruppi di provini per ottenere una quantità di dati maggiore rispetto a quelli di Tabella 14, ed in particolare sono stati selezionati la serie con parametri di processo uguali a quelli dei pezzi 1 – 10 e i due gruppi di cui fanno parte il 105 ed il 113. Con il primo di questi si vogliono ottenere valori confrontabili con quelli dei campioni a 50 μm per valutare un eventuale effetto dello spessore del layer sulla durezza. Le altre due serie sono state scelte, ovviamente, per studiare le proprietà dei provini selezionati per le prove più approfondite e quelli a loro più simili. La campionatura è stata effettuata nel modo usato precedentemente, ed i risultati, divisi per la faccia su cui sono state



(a)



(b)

Figura 29: Andamento delle macro-durezze delle Facce A (a) e B (b) dei provini con spessore del layer 30 μm

prese le misure, sono raccolti nella Tabella 15.

Nella Figura 29 sono stati rappresentati tutti i risultati delle misurazioni dividendoli in base alla superficie su cui sono state determinate le durezze. Si può notare come l'andamento in relazione alle densità si mantenga, infatti fino ai 2000 mm/s non si hanno riduzioni sostanziali, esattamente come avviene per la densità. Rispetto al grafico del 50 μm si hanno però più oscillazioni nel tratto iniziale, con un valore medio che si aggira intorno ai 50HRC. Confrontando i grafici della Figura 29 si osserva che per layer 30 μm non si osservano differenze sostanziali di durezza tra Faccia A e B dei campioni. Le durezze dei provini 105 e 113 sono circa 50 HRC per entrambi, facendo una media tra le due facce, pertanto anch'essi dovrebbero avere una microstruttura caratterizzata dalla presenza di martensite, come i loro compagni a 50 μm .

Infine si è cercata una correlazione tra fluenza e durezza, come era stato precedentemente fatto per le densità, per verificare l'eventuale presenza di un valore di soglia che garantisca durezze minime di circa 50 HRC. Innanzitutto dalla Figura 30 si osserva una elevata dispersione dei dati relativi ai provini da 30 μm , che tendono a distribuirsi in una fascia tra 45 e 55 HRC per tutti i valori di fluenza superiori a 50 J/mm^3 . Pertanto risulta impossibile determinare un valore di soglia valido per tutti i campioni. I provini da 50 μm , invece, presentano un andamento che ricorda molto quello che si è ottenuto nella Figura 22 per le densità e, se si considerano solo questi valori, è possibile localizzare intorno ai 40 J/mm^3 la soglia di fluenza oltre la quale le durezze sono tendenzialmente superiori ai 50.

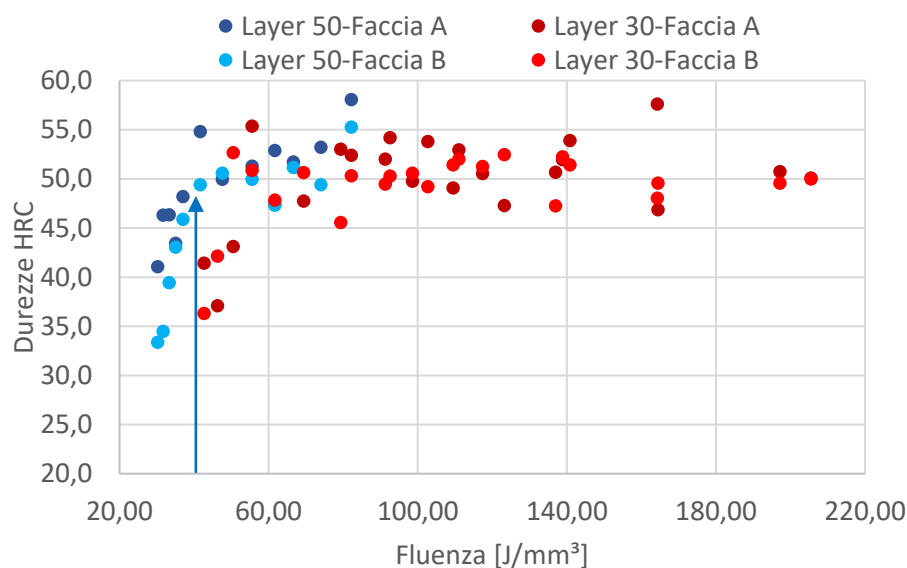


Figura 30: Relazione tra durezza e fluenza

2.6 Verifica delle densità e durezza Vickers

Per verificare i dati precedentemente ottenuti sulle densità, si è deciso di confermarne i risultati determinando la percentuale di porosità dei provini selezionati nel paragrafo 2.3 studiandone alcune superfici interne. Per far ciò, i quattro campioni sono stati sezionati lungo piani paralleli alla Faccia A, inglobati in resina termoindurente e lucidati, ottenendo per ciascuno di essi 3 superfici analizzabili. Le sezioni così ottenute sono poi state osservate con un microscopio stereoscopico con ingrandimento 2X e fotografate suddividendole in più scatti per via dell'elevato ingrandimento. Una volta acquisite le immagini le si è rielaborate fino ad ottenere una foto completa di ciascuna superficie. A questo punto si è utilizzato il programma ImageJ per convertire le foto in binario, portando tutti i colori a bianco o nero, evidenziando in questo modo le porosità, e permettendo una analisi automatica dell'immagine con lo stesso programma (Figura 31).

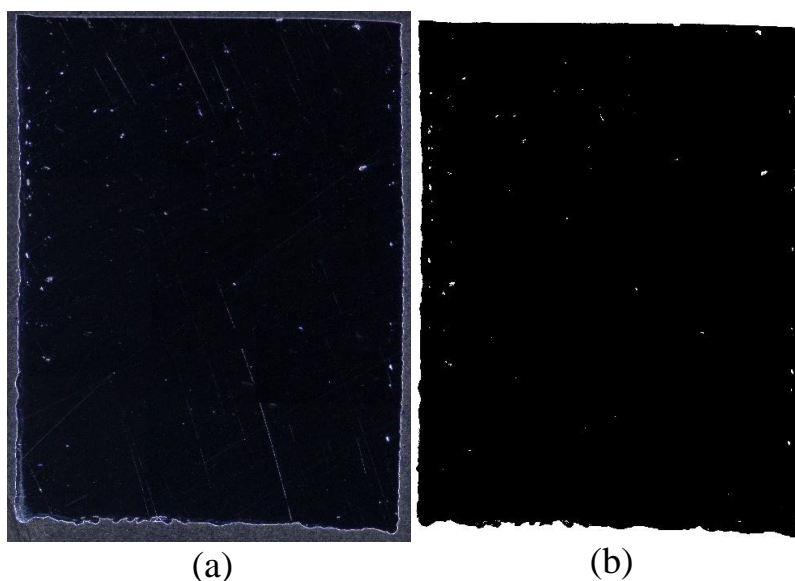


Figura 31: Foto della superficie 2 lucidata (a) e in binario (b) del provino 79. I punti bianchi sono le porosità

I risultati per ogni superficie sono riassunti nella Tabella 16 insieme alla densità media risultante. Si può notare come i valori ottenuti con questo metodo risultino maggiori di circa un 1% rispetto di quelli ricavati tramite il metodo di Archimede durante le prime prove (Tabella 9 e Tabella 10). Questa discrepanza può essere giustificata dalla criticità intrinseca del primo metodo utilizzato, che consiste nella permanenza di bolle d'aria sulla superficie del pezzo durante la pesata in acqua e la conseguente riduzione del valore della densità ottenuta. Ad ogni modo se si considera leggermente peggiorativa la prova di Archimede, i dati delle Tabelle

9 e 10 mantengono la loro attendibilità e le relazioni trovate con i parametri di processo non vengono messe in discussione.

Tabella 16: Densità ricavate tramite l'analisi delle superfici interne dei provini 13, 79, 105 e 113

N° Provino	Superficie N°	Porosità %	Densità %	Densità Media %
13	Superficie 1	0,114	99,886	99,893
	Superficie 2	0,164	99,836	
	Superficie 3	0,042	99,958	
79	Superficie 1	0,165	99,835	99,834
	Superficie 2	0,195	99,805	
	Superficie 3	0,138	99,862	
105	Superficie 1	0,039	99,961	99,920
	Superficie 2	0,087	99,913	
	Superficie 3	0,114	99,886	
113	Superficie 1	0,106	99,894	99,938
	Superficie 2	0,033	99,967	
	Superficie 3	0,047	99,953	

Sfruttando le superfici lucidate appena ottenute, si sono realizzate anche alcune prove di durezza Vickers con cui si è potuto evidenziare la durezza al cuore del pezzo e verificare se la densità ha effettivamente condizionato la Rockwell C. Si è utilizzata solo una superficie per ciascun campione, dove è stata realizzata con un durometro una serie da 10 impronte lungo la direzione di accrescimento separate tra loro da un millimetro. Si è utilizzato un carico F di 500 Kgf applicato per 15 s. È stata poi misurata tramite microscopio la lunghezza delle diagonali di ciascuna indentatura (Figura 32) con le quali si è ricavato il valore della durezza Vickers con la seguente relazione:

$$HV = 1854,4 \cdot \frac{F}{d^2}$$

Nella quale "d" indica la media tra le due diagonali di ciascuna impronta.

Tabella 17: Durezza media misurata tramite prova Vickers espressa in HV e HRC

N°	Deviazione Standard	Durezza Vickers media [HV]	Convertito in HRC
13	38,96	537,4	51,6
79	20,95	533,8	51,4
105	26,47	546,4	52,2
113	31,75	549,4	52,3

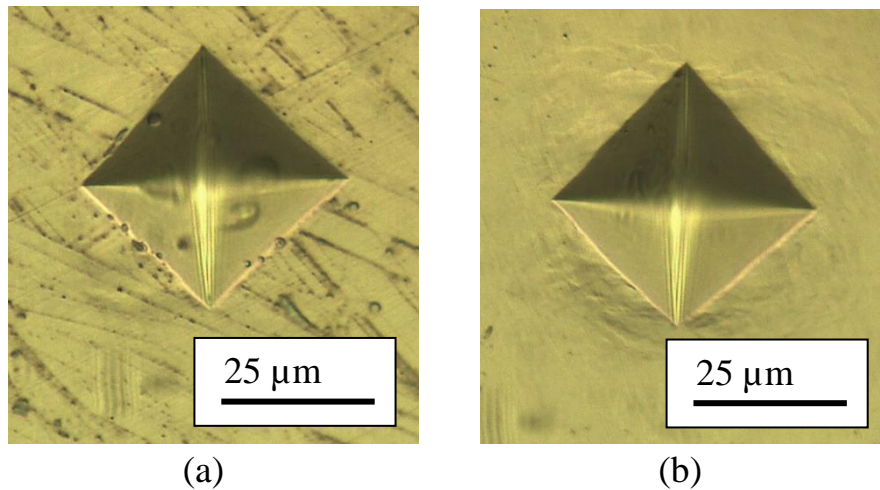


Figura 32: Due impronte sulle superfici dei provini 13 (a) e 79 (b)

Come è possibile vedere dai risultati raccolti nella Tabella 17, i provini con 13 e 79 presentano una micro-durezza molto simile, e lo stesso avviene per i campioni 105 e 113. Questo fatto, innanzitutto, ci comunica che il ciclo termico che si sviluppa durante la stampa al centro del provino è simile, infatti, il fattore che più di tutti influenza la micro-durezza in un acciaio martensitico è la velocità di raffreddamento. Confrontando i valori ottenuti per layer spessi 50 µm con quelli da 30 µm, si può notare una maggiore durezza per i campioni con spessore minore. La causa di questa differenza potrebbe essere proprio legata alla minore quantità di polvere che viene fusa in ogni strato, che quindi si raffredda in tempi minori rispetto alla controparte più spessa generando più martensite. Per quanto riguarda la relazione delle durezze Vickers rispetto alle Rockwell C si hanno dei risultati contrastanti. Se si considerano i provini 105 e 113 si ha un valore maggiore della durezza con la prova Vickers, il che porterebbe ad ipotizzare che i valori minori riscontrati con la Rockwell siano stati condizionati dalle porosità che potevano trovarsi sotto la superficie del punto in cui è stata realizzata l'impronta, come quelle visibili nella Figura 31. Al contrario, per lo spessore del layer di 50 µm le durezze HRC sono superiori alle HV per tutte le facce analizzate, a parte la faccia B del campione 79. Le spiegazioni per questa incongruenza potrebbero essere una maggior presenza di martensite nelle zone in cui sono state effettuate le prove Rockwell, oppure la presenza di ossidi sulla superficie che hanno alterato leggermente la prova.

In ogni caso, i risultati delle prove Vickers ci confermano che si è riusciti a determinare dei parametri di processo che ci permettono di raggiungere le micro-durezze ottenute dal fornitore delle polveri nei suoi test (51 HRC).

2.7 Metallografie

Per studiare le forma delle pozze di fusione e osservare la microstruttura dell'AISI 420 stampato col SLM si sono effettuate delle metallografie ottiche attaccando chimicamente le superfici dei campioni. I provini utilizzati per questa prova sono il 33 ed il 34 con spessore del layer 50 μm ed il 70 e 71 con spessore 30 μm i cui parametri sono riproposti nella Tabella 18. Questi campioni sono stati realizzati appositamente per questa prova con una strategia di scansione bidirezionale senza rotazione tra uno strato ed il successivo per poter visualizzare chiaramente la sezione trasversale delle pozze di fusione. Tutti questi provini sono stati, prima, sezionati con un piano perpendicolare ai layer da G.D, poi sono stati inglobati e lucidati nel laboratorio dell'università.

Tabella 18: Parametri di processo dei provini 33, 34, 70 e 71

N°	Potenza [W]	Velocità [mm/s]	Spot [μm]	A1	Larghezza traccia [mm]	Trace distance [mm]	Spessore layer [mm]	Fluenza [J/mm^3]
33	370	1600	120	0,74	0,15	0,111	0,05	41,67
34	370	1600	80	0,74	0,15	0,111	0,05	41,67
70	370	1600	120	0,74	0,15	0,111	0,03	69,44
71	370	1600	80	0,74	0,15	0,111	0,03	69,44

A questo punto la superficie da analizzare di ogni campione è stata scaldata fino a temperatura prossima ai 100 °C ed attaccata chimicamente. La soluzione utilizzata, denominata Vilella, è composta da una parte di acido nitrico, due parti di acido cloridrico e tre parti di glicerolo, ed è consigliata per gli attacchi su acciai inossidabili. L'azione dell'acido ha messo in evidenza i bordi delle pozze di fusione e gli aghi caratteristici della struttura martensitica, come si vede nelle Figure 33 e 34, che riportano alcune foto scattate con un microscopio ottico ad ingrandimento 10X e 50X. Dalla Figura 33 è possibile fare alcune considerazioni:

- Nelle Figure 31a e 31b si può osservare la sezione della superficie esterna del provino, dove saltano all'occhio le enormi pozze generate quando il laser ha percorso il contorno dei vari layer seguendo la strategia di scansione. Queste sono dovute sicuramente al passaggio con velocità 350 mm/s, spot 50 μm e potenza 370 W che presenta una densità di energia molto superiore a quella utilizzata al cuore del provino.

- Nella Figura 31b, subito al disotto della superficie esterna del campione, si possono osservare cospicue porosità simili a quelle presenti nella Figura 31, e che possono provocare riduzioni della durezza Rockwell C.
- Nelle Figure 31c e 31d si vedono le pozze presenti nella zona interna dei provini. Nel

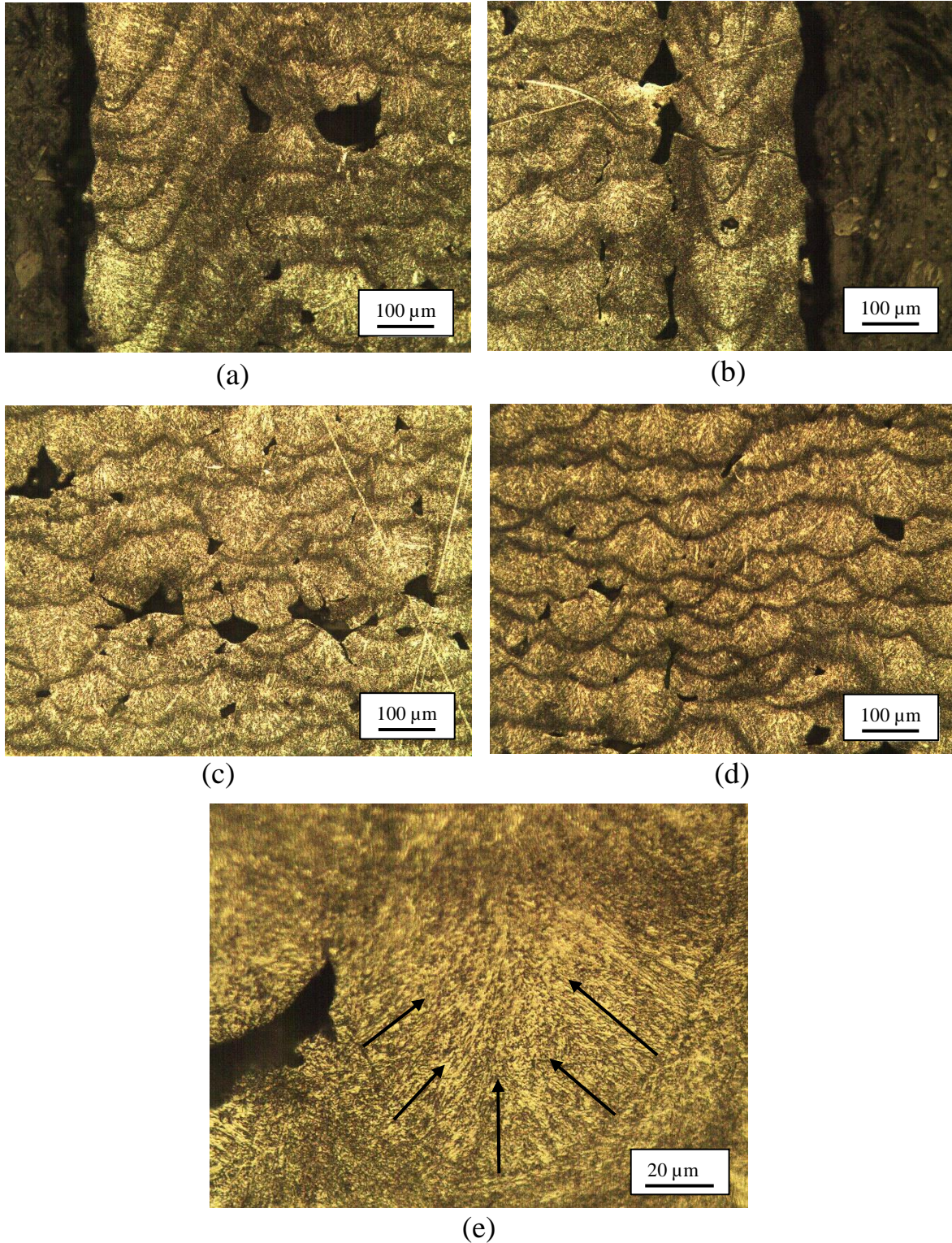


Figura 33: Alcune foto degli attacchi chimici realizzati sui provini 33 (a, c, e) e 34 (b, d).
L'ingrandimento utilizzato è 10X (a, b, c, d) e 50X (e)

33, dove si aveva spot 120, le tracce sono più larghe e meno sottili rispetto a quelle del 34, dove lo spot era di 80 μm . La diversa larghezza è dovuta al diametro del raggio laser, ed allo stesso modo il minore spessore delle pozze visibile nel 34 è dovuto ad una maggiore rifusione dei layer precedenti ad opera della maggior concentrazione dell'energia.

- Nella Figura 31c è presente una grande porosità dovuta probabilmente ad una fluensa troppo bassa che non ha permesso una completa fusione delle polveri in quella porzione di componente ed una rifusione di quelle zone nei passaggi successivi. Infatti la fluensa di entrambi i provini 33 e 34 è di soli $41,64 \text{ J/mm}^3$, molto inferiore al valore soglia di 65 determinato nel paragrafo 2.3.
- In Figura 31e si può osservare una singola pozza di fusione con il confine ben definito e con la classica forma semicircolare. Con questo elevato ingrandimento (50X) è possibile osservare come la microstruttura ottenuta as build dall'AISI 420 presenti una buona quantità di martensite rinvenuta, identificabile con gli aghetti visibili in figura. La stessa osservazione veniva fatta anche dal fornitore delle polveri di AISI 420 nella sua relazione.
- Se si osserva attentamente l'orientamento degli aghi nella pozza di fusione (Figura 31e) si può riscontrare un orientamento che tende verso il centro, schematizzato dalle frecce nere. Questo segue perfettamente il modello di raffreddamento di cui si è parlato nel capitolo teorico ai paragrafi 1.4.3 (orientamento del pezzo) e 1.5 (tensioni residue), dove si spiegava come la pozza, raffreddandosi a partire dalle zone a contatto con i layer precedenti, presentasse una microstruttura orientata secondo la direzione del raffreddamento [15]. Viene, così, ulteriormente confermata l'anisotropia dei componenti realizzati tramite SLM.

Consideriamo ora i campioni con spessore del layer 30 μm , con le immagini della Figura 34 si possono fare le seguenti osservazioni:

- Nelle Figure 34a e 34b si vedono delle sezioni interne rispettivamente dei provini 70 e 71. Lo spessore delle pozze visibili nella prima di queste due foto è in media minore rispetto a quello della seconda per lo stesso motivo riscontrato per le Figure 33c e 33d, ovvero la maggiore concentrazione dell'energia dello spot 80 μm rispetto al 120, porta a maggiori profondità delle tracce.
- Confrontando la Figura 34a e 34b con la Figura 33c e 33d, si può vedere in prima

persona come le pozze per i provini con layer 30 μm siamo più sottili rispetto a quelle del 50 μm , e questo, ovviamente, è dovuto proprio al minore spessore degli strati.

- Infine, con la Figura 34c si vuole mostrare l'effetto negativo che può portare una sovrapposizione troppo piccola tra tracce successive. Questa foto è stata scattata al provino 70, che presenta un A1 pari a 74%, corrispondente ad una sovrapposizione del 26%, e una strategia di scansione con la quale le tracce di ciascun layer si trovano esattamente sovrapposte a quelle dello strato precedente. Per questo motivo le porosità che si sono formate tra i cordoni adiacenti nel centro della foto, per via della fusione non completa della polvere tra le tracce, si ripetono in successione creando una serie di porosità piuttosto estesa. Il tipo di strategia di scansione ha contribuito ad accentuare questa criticità, ma rimane il fatto che con sovrapposizioni superiori questo tipo di porosità viene fortemente ridotto.

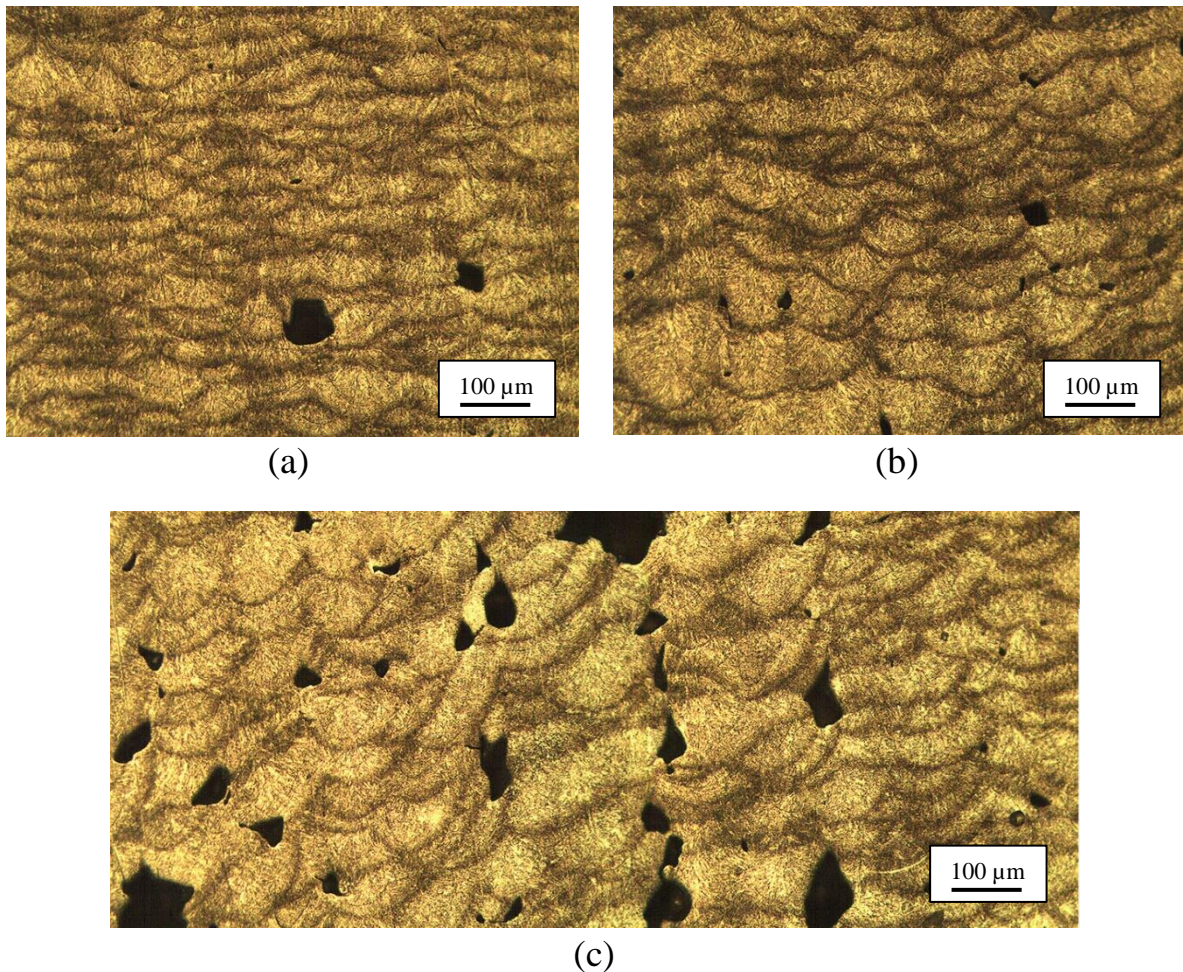


Figura 34: Alcune foto degli attacchi chimici sui provini 70 (a, c) e 71 (b) con ingrandimento 10X

Con gli attacchi chimici termina la prima parte dell'analisi sperimentale incentrata sulla determinazione del comportamento dell'AISI 420 al processo additivo SLM e l'identificazione di alcuni set di parametri con cui realizzare i campioni per i test meccanici. I set selezionati sono quelli con cui sono stati stampati i campioni 13 e 79 per lo spessore del layer 50 μm , e 105 e 113 per lo spessore 30 μm , ed anche nelle fasi successive del progetto si continuerà a riferirsi a loro con la stessa denominazione. La prima prova meccanica in programma è quella di trazione, che in questa trattazione verrà proposta solo per il 50 μm , dato che al momento non sono ancora stati realizzati i campioni a 30 μm .

2.8 Prove di trazione

La più importante delle prove, atte alla determinazione delle proprietà meccaniche di un materiale, è senz'altro la prova di trazione. Le caratteristiche del materiale che si vogliono indagare con questo test sono: la Tensione di Snervamento (TS), la Tensione di Rottura (TR), l'Allungamento percentuale a rottura (A%) ed il Modulo di Young (MY), detto anche modulo di elasticità.

La geometria dei provini (Figura 35) è stata scelta in modo tale da eliminare la necessità di supporti per il codolo superiore nei campioni stampati a 90°, grazie all'utilizzo di una parte conica con angolo di 50° rispetto alla piattaforma. Inoltre, viene garantito un accoppiamento di forma con gli afferraggi, eliminando il rischio di scorrimento che si avrebbe utilizzando codoli cilindrici e ganasce autocentranti. Come per i provini a geometria semplice, ogni campione è contraddistinto da un numero, ricavato direttamente su di esso in fase di stampa, che ne consente l'identificazione. Rispetto al disegno in Figura 32 i componenti sono stati realizzati con qualche millimetro di sovrametallo per poter eliminare, tramite tornitura, la superficie estremamente rugosa ed irregolare che caratterizza attualmente i pezzi as build (studi per ridurla sono attualmente in corso).

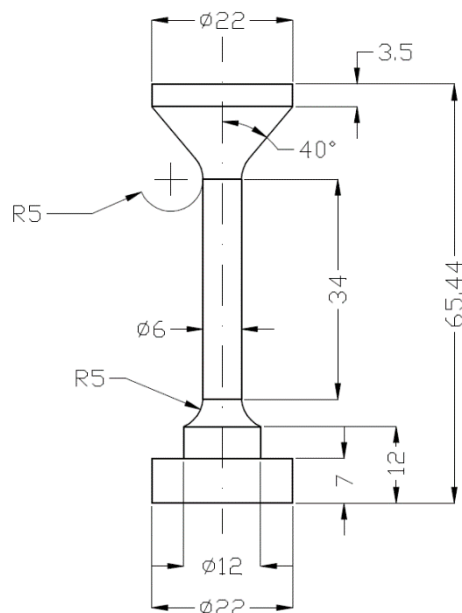


Figura 35: Disegno dei provini per prove di trazione

I parametri di processo scelti per stampare i provini di trazione sono, ovviamente, quelli dei campioni 13 e 79, descritti nelle Tabelle 7 e 13, e precedentemente identificati come quelli più promettenti per un utilizzo a livello industriale tra i campioni con spessore del layer 50 μm .

Per entrambi i set di parametri sono stati realizzati tre gruppi di provini caratterizzati da una diversa angolazione dell'asse principale rispetto alla piattaforma di lavoro (stessi riferimenti della Figura 12), e nello specifico si hanno campioni a 90°, 45° e 0° (Tabella 19). Questa scelta è stata fatta per poter osservare eventuali differenze nelle proprietà meccaniche dovute al diverso orientamento dei componenti, fenomeno di cui si è parlato nel 1.4.3. Sono stati realizzati quattro campioni per ciascun gruppo, in modo tale da avere un riscontro statistico e tener conto di eventuali prove non valide per possibili problemi alla macchina o rotture del provino sui raccordi.

All'interno di questa campagna di prove si è deciso, inoltre, di iniziare a studiare la risposta ai trattamenti termici di tempra dei pezzi in AISI 420 stampati col SLM. Tutti i campioni trattati sono stati realizzati con i parametri del provino 13 ritenuto superiore al 79 per i risultati ottenuti finora, e con un'inclinazione di 95°. Questo perché, in generale, sembrerebbe che i componenti stampati con i propri lati leggermente inclinati tendano ad avere meno tensioni residue di quelli a 90°. I provini dal 25 al 28 hanno subito un trattamento termico di bonifica (tempra + rinvenimento), che ha lo scopo di incrementare la resistenza del componente ed è stato svolto con i seguenti passaggi:

- Riscaldamento a 780°C per 45 minuti con un incremento di temperatura di 10°C/min.
- Riscaldamento a 1050°C per 60 minuti con velocità di salita di 10°C/min.
- Raffreddamento in azoto a 5000 mbar per 45 minuti.
- Rinvenimento alla temperatura di 230°C per due ore.

I campioni dal 29 al 32 sono stati sottoposti prima a normalizzazione, trattamento che ha lo scopo di ridurre le tensioni residue nel componente, e poi a bonifica, seguendo il ciclo termico:

- Riscaldamento a 900°C per 1 h e 30 min, con un incremento di temperatura di 10°C/min.
- Raffreddamento in camera forno fino a 580°C.
- Raffreddamento fino a temperatura ambiente in azoto a 1000 mbar.
- Riscaldamento a 780°C per 45 minuti con un incremento di temperatura di 10°C/min.
- Riscaldamento a 1050°C per 60 minuti con velocità di salita di 10°C/min.
- Raffreddamento in azoto a 5000 mbar per 45 minuti.
- Rinvenimento alla temperatura di 230°C per due ore.

Risulta evidente come il trattamento di tempra e rinvenimento sia identico tra le due serie di provini trattati, pertanto le eventuali differenze tra le proprietà dovrebbero essere

riconducibili principalmente alla normalizzazione. Un riepilogo delle caratteristiche dei provini utilizzati nelle prove di trazione è presente nella Tabella 19.

Tabella 19: Caratteristiche dei provini di trazione

N°	Orientamento di stampa	Provino di riferimento	Trattamento Termico
1 - 4	90°	13	nessuno
5 - 8	90°	79	nessuno
9 - 12	45°	13	nessuno
13 - 16	45°	79	nessuno
17 - 20	0°	13	nessuno
21 - 24	0°	79	nessuno
25 - 28	95°	13	Bonifica
29 - 32	95°	13	Normalizzazione + Bonifica

Le prove di trazione sono state effettuate utilizzando una pressa idraulica con cella di carico da 100 KN e afferraggi appositamente preparati per realizzare il collegamento di forma con i campioni utilizzati. L'acquisizione degli allungamenti dei provini è stata effettuata tramite un estensometro assiale per ottenere dati precisi. Le prove sono state svolte in controllo di spostamento, impostando la velocità su 1 mm/min ed il campionamento di tutti i dati è stato impostato sui 10 Hz. I valori raccolti sono poi stati rielaborati su foglio di calcolo per determinare il modulo di Young e la tensione di snervamento. Il primo corrisponde al

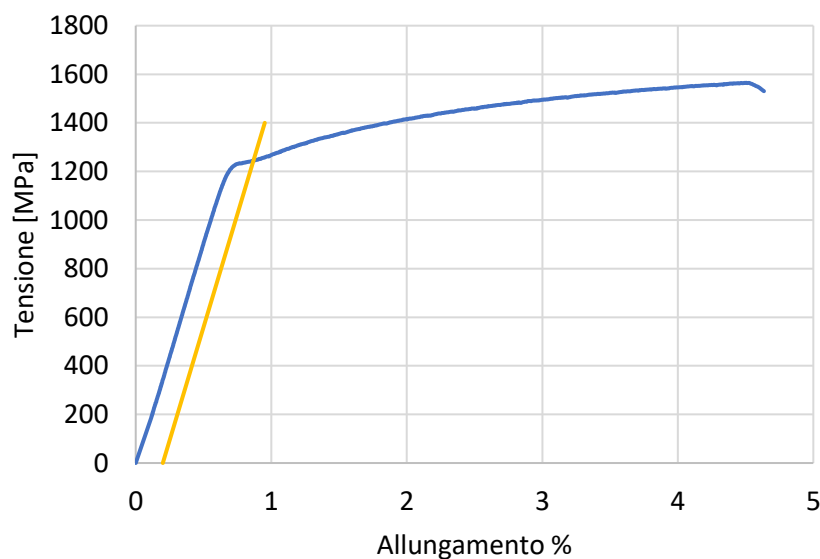


Figura 36: Grafico Tensione-Allungamento % del provino di trazione 13

coefficiente angolare del tratto lineare elastico nel grafico Tensione – Allungamento % (Figura 36), mentre il secondo, da normativa, corrisponde all’intersezione tra la retta parallela al tratto elastico passante per il punto a 0,2 di allungamento (retta gialla in Figura 36) e la curva sperimentale. Tutti i risultati delle prove di trazione sono raccolti nella Tabella 16, insieme ai valori medi per ciascun gruppo di provini.

Tabella 20: Risultati delle prove di trazione

N°	Tensione di Snervamento [MPa]	TS Media [MPa]	Tensione di Rottura [MPa]	TR Media [MPa]	Allungam. [%]	A% Medio	Modulo di Young [GPa]	MY Medio [GPa]
1	1040	943	1643	1585	7,96	7,94	194,31	192,03
2	x		x		x			
3	890		1633		7,92		201,77	
4	900		1481		3,78		180,01	
5	x	992	x	1427	x	2,57	x	189,37
6	935		1344		1,90		193,09	
7	1040		1405		1,94		183,51	
8	1000		1532		3,88		191,50	
9	962	889	1632	1510	6,75	6,97	230,90	210,39
10	920		1740		10,36		161,50	
11	800		949		0,87		191,45	
12	875		1720		9,92		257,72	
13	1245	996	1565	1456	4,64	3,66	186,09	184,26
14	840		1297		2,08		144,81	
15	1040		1618		5,69		225,29	
16	860		1346		2,25		180,86	
17	970	966	1712	1642	10,89	9,69	187,27	205,14
18	980		1589		6,13		217,46	
19	900		1528		5,89		218,11	
20	1015		1739		15,86		197,70	
21	1055	899	1671	1334	8,18	4,45	217,70	189,10
22	850		1255		3,03		178,20	
23	1000		1522		5,04		211,72	
24	690		888		1,53		148,79	
25	1460	1418	1780	1808	1,98	2,36	205,60	215,50
26	1410		1699		1,52		223,56	
27	1410		1889		3,14		215,78	
28	1390		1864		2,81		217,06	
29	1400	1400	1731	1701	1,72	1,61	212,75	214,83
30	1420		1754		1,82		207,25	
31	1380		1618		1,28		224,50	
32	x		x		x		x	

Le prove di tre provini non sono andate a buon fine (riquadri contrassegnati da una x nella Tabella 20) per disfunzioni dell'attrezzatura, per cui si hanno tre gruppi le cui medie sono calcolate con un valore in meno. Per chiarezza si divide l'analisi dei risultati in due parti: la prima sui provini as build, la seconda su quelli trattati termicamente.

2.9.1 Analisi delle prove di trazione sui campioni as build

Per quanto riguarda i provini as build, dai grafici di Figura 37 risulta evidente che i campioni realizzati con i parametri 13 possiedono mediamente proprietà meccaniche migliori di quelli prodotti con il set 79 per ciascun tipo di orientamento, ed in particolar modo si ha una differenza abissale nell'allungamento percentuale a rottura. L'unica caratteristica in cui il secondo set di parametri è paragonabile al primo è la tensione di snervamento, dove, addirittura lo supera per gli orientamenti 90° e 45°, anche se di poco. Confrontando i nostri risultati con le proprietà per provini as build dichiarate dal fornitore delle polveri (Tabella 6), si può concludere che il set di parametri 13 è nettamente migliore di quello da loro utilizzato, e perfino il set 79 dà risultati comparabili.

Per quanto riguarda l'effetto dell'orientamento del provino durante la fase di stampa si può osservare, per il parametro 13, un andamento identico per tutte e tre le proprietà graficate in Figura 37. L'angolo a 45° non sembra portar alcun giovamento, e dà i risultati peggiori su tutta la linea. Molto interessante è, invece, la differenza di risultati tra 90° e 0°, con valori maggiori per il secondo. Questa conclusione è perfettamente in linea con i risultati presenti in letteratura [13, 17], ed è giustificabile considerando la tendenza delle porosità a formarsi nell'interfaccia tra i layer, generando quindi delle sezioni meno resistenti perpendicolari all'asse di applicazione del carico nei provini a 90°. Un altro fattore da cui dipende questo risultato sono le maggiori tensioni residue che si formano nei campioni a 90° per via del maggior gradiente di temperatura che si ha tra cima e fondo del pezzo in assenza di preriscaldamento della piattaforma di stampa, come nel nostro caso.

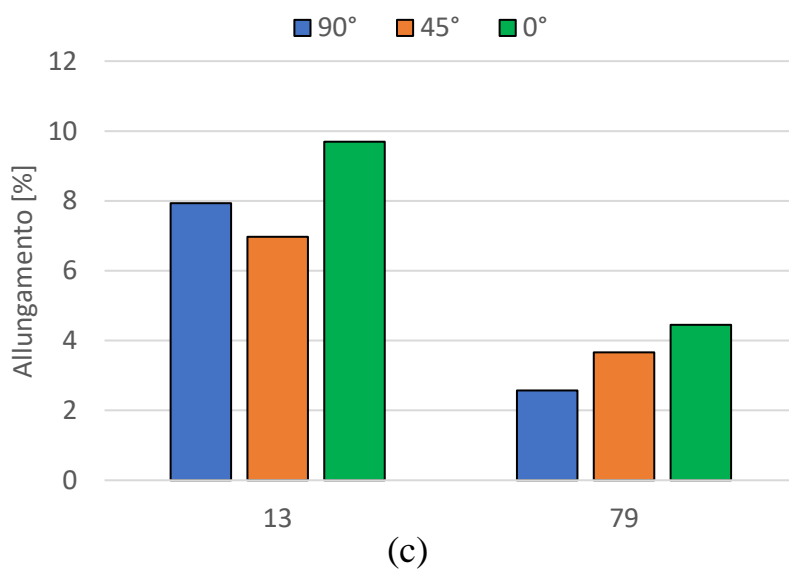
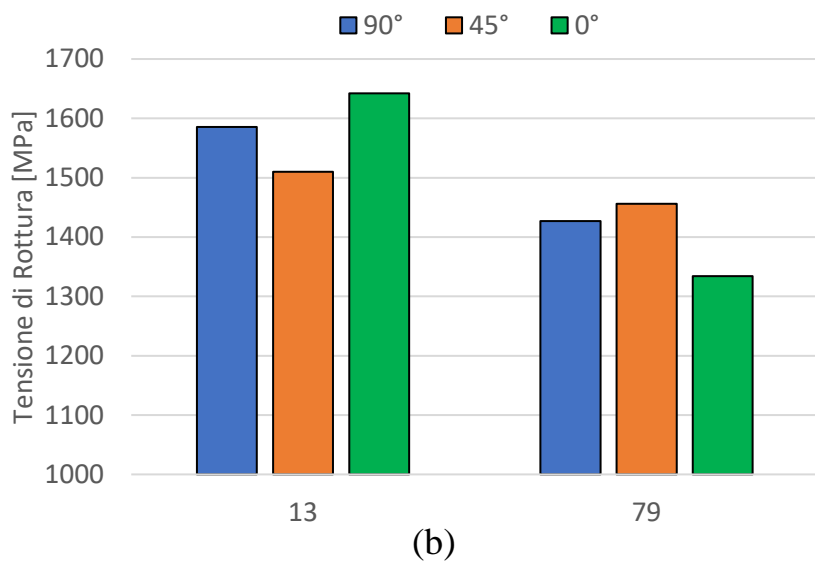
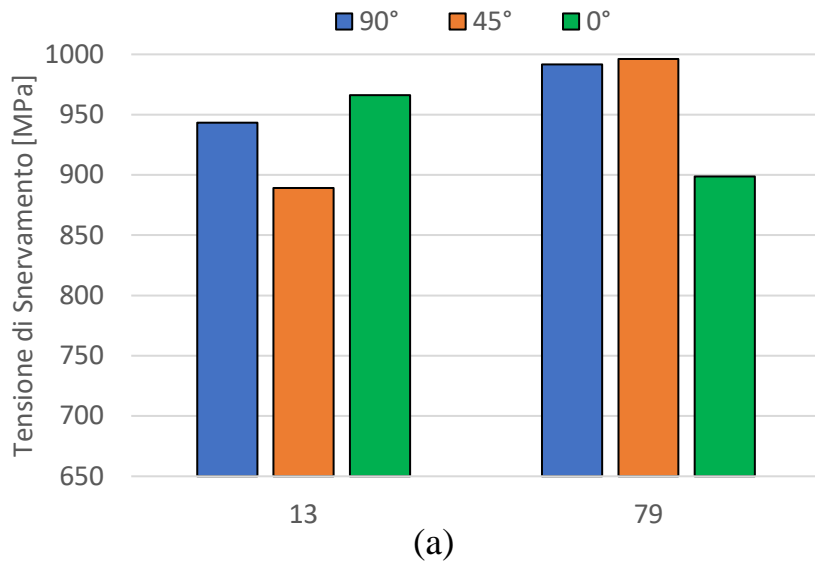


Figura 37: Grafici riassuntivi dei valori medi di Tensione di Snervamento (a), Tensione di Rottura (b) e Allungamento % (c) per i provini as build

A corredo delle prove di trazione si sono acquisite le foto delle sezioni di frattura dei provini per tenerne traccia e poterle analizzare. Nelle Figure 38, 39 e 40 sono riportate alcune foto per ciascun gruppo di provini as build, in particolare negli elementi (a) e (c) di ogni figura si hanno i provini con A% maggiore, stampati rispettivamente con i parametri 13 e 79. Allo stesso modo in (b) e (d) si hanno le sezioni di frattura dei campioni con allungamento percentuale peggiore.

Nella Figura 38a, relativa al provino 3, è possibile vedere ancora i quadrati della strategia di scansione percorsi dal laser durante la stampa. Risulta quindi evidente che la rottura è avvenuta sulla giunzione tra due layer che probabilmente presentavano un collegamento peggiore degli altri. È possibile osservare anche delle piccole porosità al centro della sezione. Anche nella Figura 38c (provino 8, parametri 79) è possibile intravedere i segni della strategia

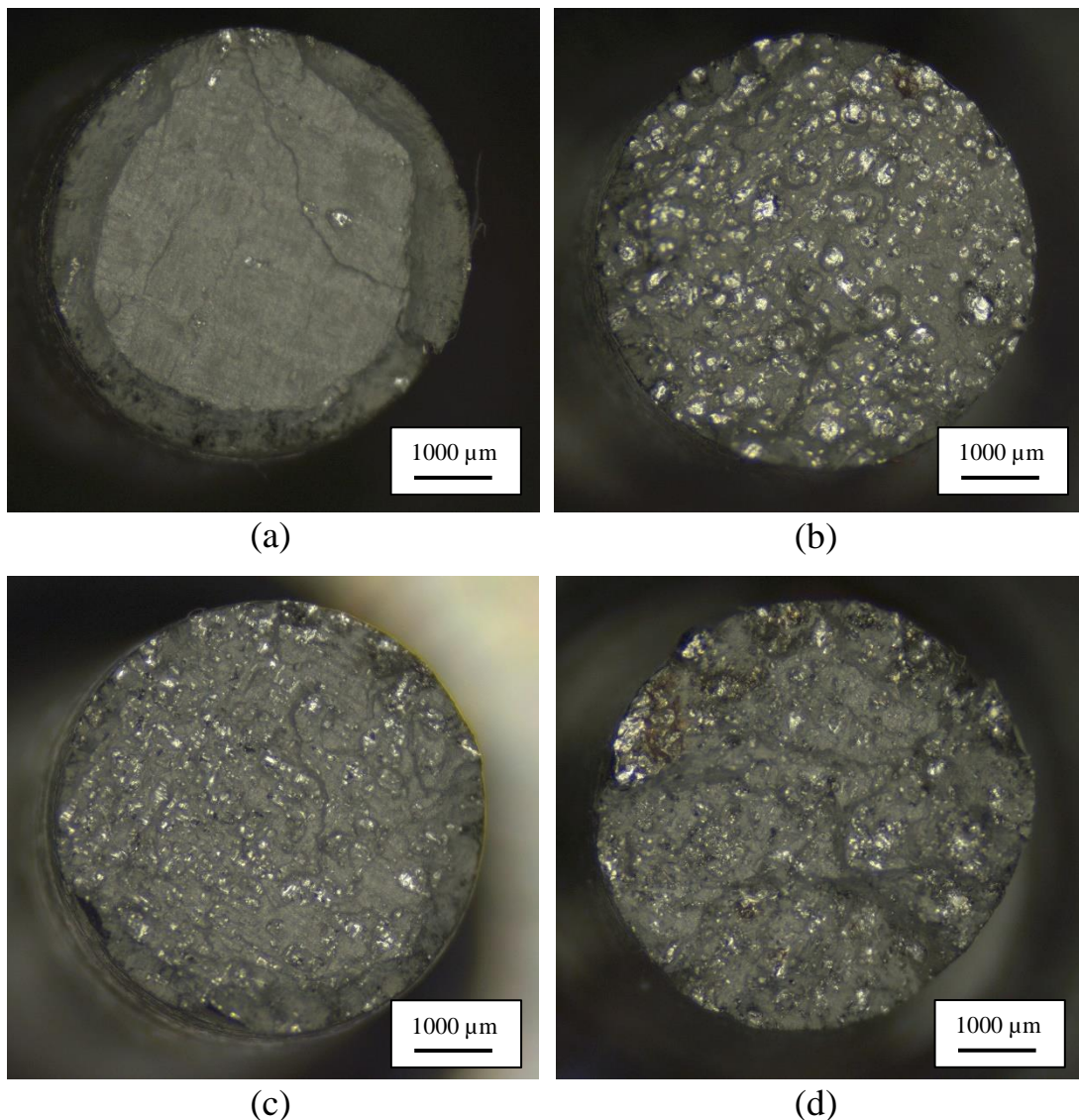


Figura 38: Confronto delle superfici di frattura dei provini con risultati migliori e peggiori stampati a 90° per entrambi i set di parametri (campioni: 3 (a), 4 (b), 8 (c), 6 (d))

di scansione, ma, nonostante sia il campione migliore del suo gruppo, la superficie di frattura è irregolare e caratterizzata da numerose porosità. Per quanto riguarda il peggiore del gruppo a 90° con parametri 79 (Figura 38d), si può osservare che la frattura è partita da almeno tre piani differenti che poi si sono collegati durante la rottura, generando una superficie estremamente complessa.

Nelle Figure 39b e 39d si hanno le superfici di frattura dei peggiori provini a 45° rispettivamente stampati con i parametri 13 e 79. Entrambe sono inclinate rispetto all'asse del provino di circa 45°, pertanto, in questi due campioni la rottura è avvenuta lungo i piani di separazione tra differenti strati, mentre in quasi tutti gli altri pezzi appartenenti agli stessi gruppi la frattura è avvenuta su di un piano perpendicolare al carico, come nelle Figure 39a e 39c. Anche in questo caso i provini realizzati con i parametri 79 presentano porosità interne

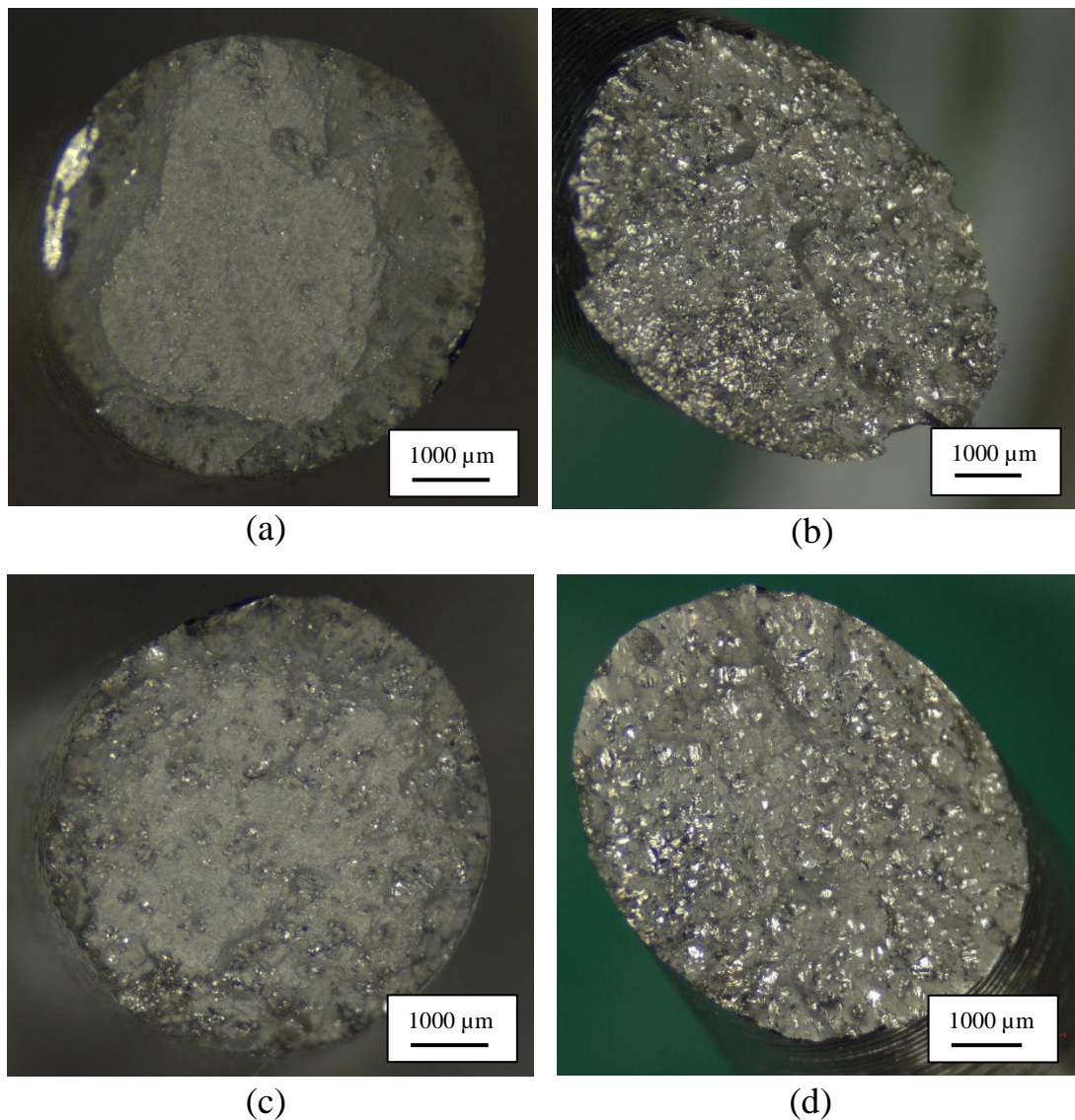


Figura 39: Confronto delle superfici di frattura dei provini con risultati migliori e peggiori stampati a 45° per entrambi i set di parametri (campioni: 10 (a), 11 (b), 13 (c), 16 (d))

maggiori degli altri.

Nelle superfici di frattura delle Figure 40a e 40b (parametri 13) è possibile osservare la stratigrafia dei vari layer che compongono i provini stampati a 0° , ed in particolar modo nella Figura 40b è possibile osservare in prima persona come le porosità siano tendenzialmente collocate tra gli strati. Questo fattore è proprio quello che ha permesso ai campioni a 0° di superare quelli a 90° , che presentano i layer perpendicolari al carico, e pertanto offrono sezioni resistenti minori di quelle nominali per via delle porosità. L'ultima superficie di frattura di provini as build di cui si vuole parlare è quella relativa al provino 24 (Figura 40d) che, seppur non sia ben distinguibile dalla foto, presenta una quantità di porosità impressionante. Ricontrollando la Tabella 16 è possibile vedere come proprio il campione 24 sia quello che ha abbassato così tanto i valori medi del gruppo a 0° con parametri 79. È difficile capire cosa abbia

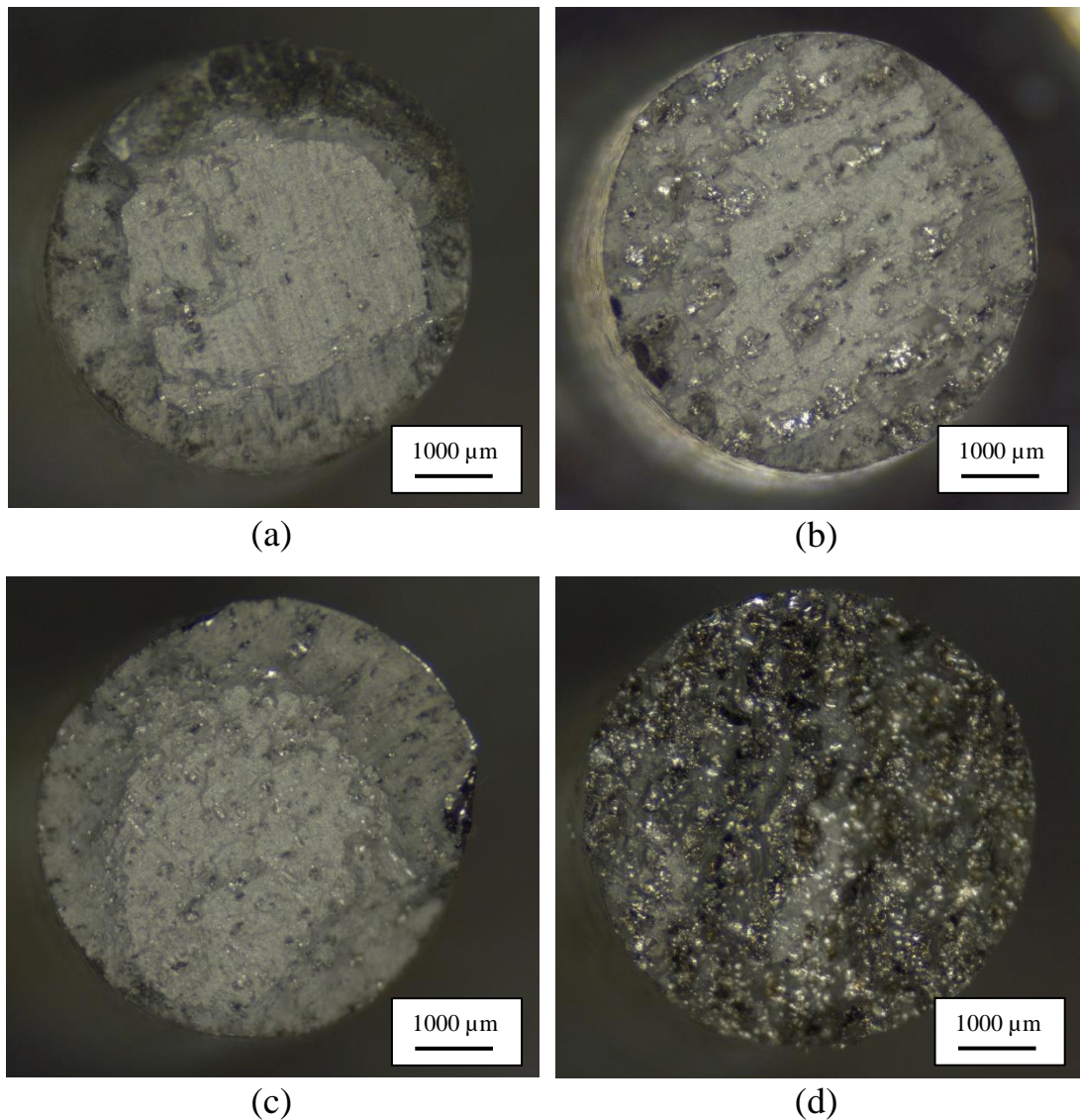


Figura 40: Confronto delle superfici di frattura dei provini con risultati migliori e peggiori stampati a 0° per entrambi i set di parametri (campioni: 20 (a), 19 (b), 21 (c), 24 (d))

portato a risultati tanto pessimi in questo specifico esemplare, dato che il pezzo nella Figura 40c aveva le stesse condizioni di stampa, ma anche questo fattore non fa altro che sottolineare ancora una volta l'instabilità dei parametri 79 che non era identificabile dal primo provino per le ridotte dimensioni dello stesso.

Pertanto i parametri di processo ottimali, almeno per adesso, per processare l'acciaio AISI 420 con la macchina M2 cusing della Concept Laser sono quelli relativi al provino 13.

2.9.2 Analisi delle prove di trazione sui provini trattati termicamente

Confrontando i risultati delle prove dei provini trattati termicamente con quelli dei provini as build stampati a 90° con parametri 13 (Figura 41), si vedono chiaramente gli effetti della tempra. La scelta di confrontarli con il 90° e non con lo 0° che, come si è visto, ha proprietà superiori, sta nella volontà di effettuare un confronto tra orientamenti il più simili possibili, infatti i campioni trattati sono stati realizzati con angolo di 95°. La caratteristica che più di tutte è stata incrementata dai trattamenti è la tensione di snervamento, che ha raggiunto l'impressionante valore di 1400 MPa al costo di una sensibile riduzione dell'allungamento percentuale che passa da un 6% circa ad un 2%. Mettendo a confronto i due trattamenti termici sembrerebbe che i campioni che hanno subito anche la normalizzazione presentino una tensione di rottura leggermente minore ed un A% minore, contrariamente alle aspettative, infatti si pensava che l'eliminazione delle tensioni residue dovesse portare il miglioramento proprio di queste due proprietà.

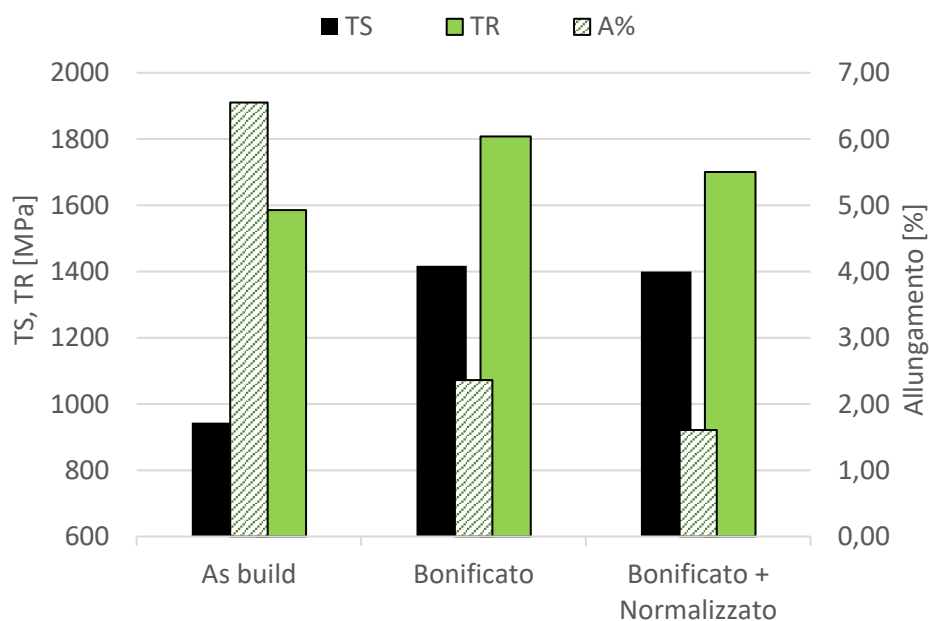


Figura 41 Comparazione tra le proprietà dei provini a 90° as build, bonificati e normalizzati + bonificati

I risultati che abbiamo ottenuto con entrambi i trattamenti sono superiori a quelli raggiunti dal fornitore delle polveri di AISI 420 e esposti nella Tabella 6, fatto che ci conferma nuovamente di aver determinato un set di parametri ottimale. Facendo un confronto, invece, con i valori proposti nella Tabella 2, relativi ad un acciaio AISI 420 commerciale lavorato con metodi tradizionali e trattato termicamente, si può notare circa un 10% in meno d'allungamento percentuale e di tensione a rottura nei nostri provini bonificati. Questo è sicuramente dovuto alla maggiore presenza di porosità interne nei componenti additive, caratteristica che difficilmente è completamente eliminabile. Inoltre, si deve anche considerare che il trattamento termico subito dal componente commerciale ha un ciclo termico differente da quello utilizzato sui nostri campioni, per cui qualche differenza può essere dovuta anche a questo fattore.

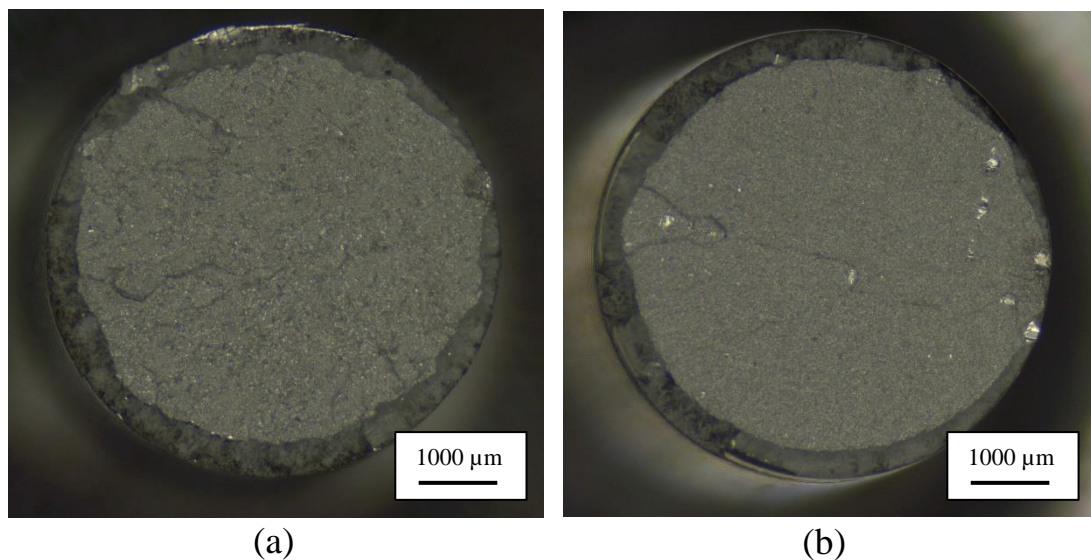


Figura 42: Confronto delle superfici di frattura dei provini 27 e 29

Rispetto ai campioni as build si hanno poche differenze tra le varie superfici di frattura, per cui nella Figura 42 sono state proposte solo le due dei provini con allungamento percentuale maggiore per ciascun trattamento termico. La rottura in tutti i pezzi è sempre avvenuta perpendicolarmente all'asse di applicazione del carico come è visibile in Figura 42, e un altro aspetto interessante è il fatto che con il trattamento termico è scomparsa qualsiasi traccia della strategia di scansione o del passaggio del laser, che invece erano visibili negli as build. Successivamente alla prova di trazione si è deciso di verificare anche i valori di durezza e la microstruttura interna raggiunta a seguito dei trattamenti termici. I campioni selezionati sono stati il 27 ed il 29, facenti parte rispettivamente dei bonificati e dei normalizzati.

Per prima cosa si è effettuata una prova di durezza Rockwell C sul codolo cilindrico dei

campioni, ed i risultati hanno evidenziato una macro-durezza, pari a 53 HRC, per entrambi. Il fatto che il risultato sia il medesimo non stupisce, in quanto entrambi hanno subito lo stesso trattamento di tempra più rinvenimento ed erano stati realizzati tutti e due col set di parametri 13.

Si è quindi passati alla preparazione dei campioni per poter effettuare gli attacchi chimici e le prove Vickers, separando il codolo cilindrico dal resto del moncone del provino e tagliandolo a metà, esponendo un piano perpendicolare ai layer. Dopo di che, il pezzo così ottenuto è stato inglobato nella resina e lucidato come era stato fatto in precedenza per i campioni a geometria semplice. Questo procedimento è stato eseguito anche per il provino 1, stampato a 90°, sia per il codolo cilindrico (1B) che per quello conico (1A), allo scopo di confrontare le durezze tra parte Bassa e Alta del pezzo, che sono caratterizzate da differenti cicli termici durante la stampa. Una volta preparati i campioni si è proceduto con gli attacchi chimici, utilizzando la stessa soluzione acida e lo stesso procedimento descritti nel paragrafo 2.7 e successivamente si sono acquisite alcune immagini significative che verranno descritte al termine di questa parte sulle durezze. Dopo gli attacchi chimici si sono effettuate le prove Vickers (Figura 43), utilizzando un carico da 500 Kgf applicato per 15 s, esattamente come nel capitolo 2.6, ed i risultati sono riportati nella Tabella 21.

Tabella 21: Micro-durezze interne dei provini per la prova di trazione 1, 27 e 29

N°	Deviazione Standard	Durezza Vickers media [HV]	Convertito in HRC
1B	14,34	514,6	50,1
1A	18,90	688,0	59,6
27	10,19	640,4	57,3
29	19,80	633,3	57,0

I campioni 27 e 29 presentano circa la medesima durezza anche questa volta, che risulta però superiore alla macro di ben 4 HRC. La spiegazione anche in questo caso è probabilmente l'influenza delle porosità sulle durezze Rockwell C, di cui si è già parlato nel capitolo 2.5. I valori appena determinati non solo sono perfettamente in linea con i dati forniti dal fornitore delle polveri (Tabella 6), ma corrispondono anche alla durezza raggiunta dall'AISI 420 commerciale (Tabella 2).

Per quanto riguarda il provino 1 si è rimasti stupiti dal constatare una così grande differenza di durezza tra codolo superiore ed inferiore, ma soprattutto si pensava che l'1A fosse più tenero del 1B, in quanto quest'ultimo, essendo a contatto con la piattaforma di stampa aveva

la possibilità di raffreddarsi più velocemente dell'altro, e formare più martensite. In questo caso, però, sembrerebbe che la minore velocità di raffreddamento abbia portato ad un sensibile aumento dell'austenite $\text{CrFe}_7\text{C}_{0,45}$ nel codolo superiore, portando ad una durezza superiore rispetto al codolo inferiore. Saranno necessari ulteriori indagini per comprendere appieno questo effetto.

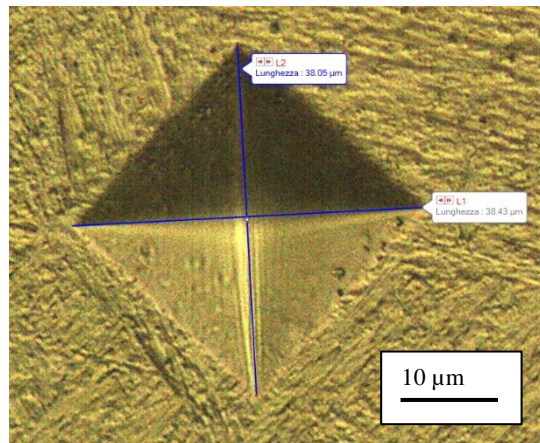


Figura 43: Impronta di una prova Vickers sul provino 29 con indicata la lunghezza delle diagonali

Nelle Figure 44 e 45 sono raccolte alcune delle foto più significative scattate alle superfici dei provini attaccate chimicamente. Con esse si possono fare le seguenti osservazioni:

- Nella Figura 44a è possibile vedere alcune delle pozze di fusione che componevano il codolo inferiore del provino 1, ma data la strategia di scansione a scacchiera non si ha una visione chiara della forma posseduta dalle singole tracce. Lo stesso vale, ovviamente anche per il codolo superiore presente nella Figura 41b. Confrontando le due foto non si notano grosse differenze nella composizione della microstruttura, nonostante la differenza nella micro-durezza misurata su queste due superfici.
- Sono davvero molto significative le Figura 44c e 44d che mostrano due cricche presenti nel codolo inferiore del provino 1. La prima di queste è una cricca che si è formata in corrispondenza di un improvviso cambio di sezione del componente durante la fase di stampa, situazione che può portare ad elevate tensioni residue per via della grande differenza di superficie fusa tra uno strato ed il successivo. Il raccordo visibile nella foto deriva dalla lavorazione di tornitura, e durante la realizzazione si aveva uno spigolo vivo. Un modo per evitare questo problema è inclinare di qualche grado l'orientamento del componente come è stato fatto per la produzione dei provini che dovevano subire i trattamenti termici. Infatti nella Figura 45f si vede che il campione 27 non presenta questo difetto grazie all'angolazione di 95° rispetto alla

piattaforma di lavoro. La Figura 44d invece mostra una micro-cricca collocata nel centro del codolo inferiore del provino 1. Anche questo tipo di difetto è generato dalle tensioni residue, che durante la stampa, hanno superato la tensione di rottura in quel punto (si ricorda che la TR cala all'aumentare della temperatura). Dato l'orientamento della frattura si può ipotizzare che questa sia localizzata all'interfaccia tra due tracce successive. Il metodo più efficace per ridurre la formazione di tensioni

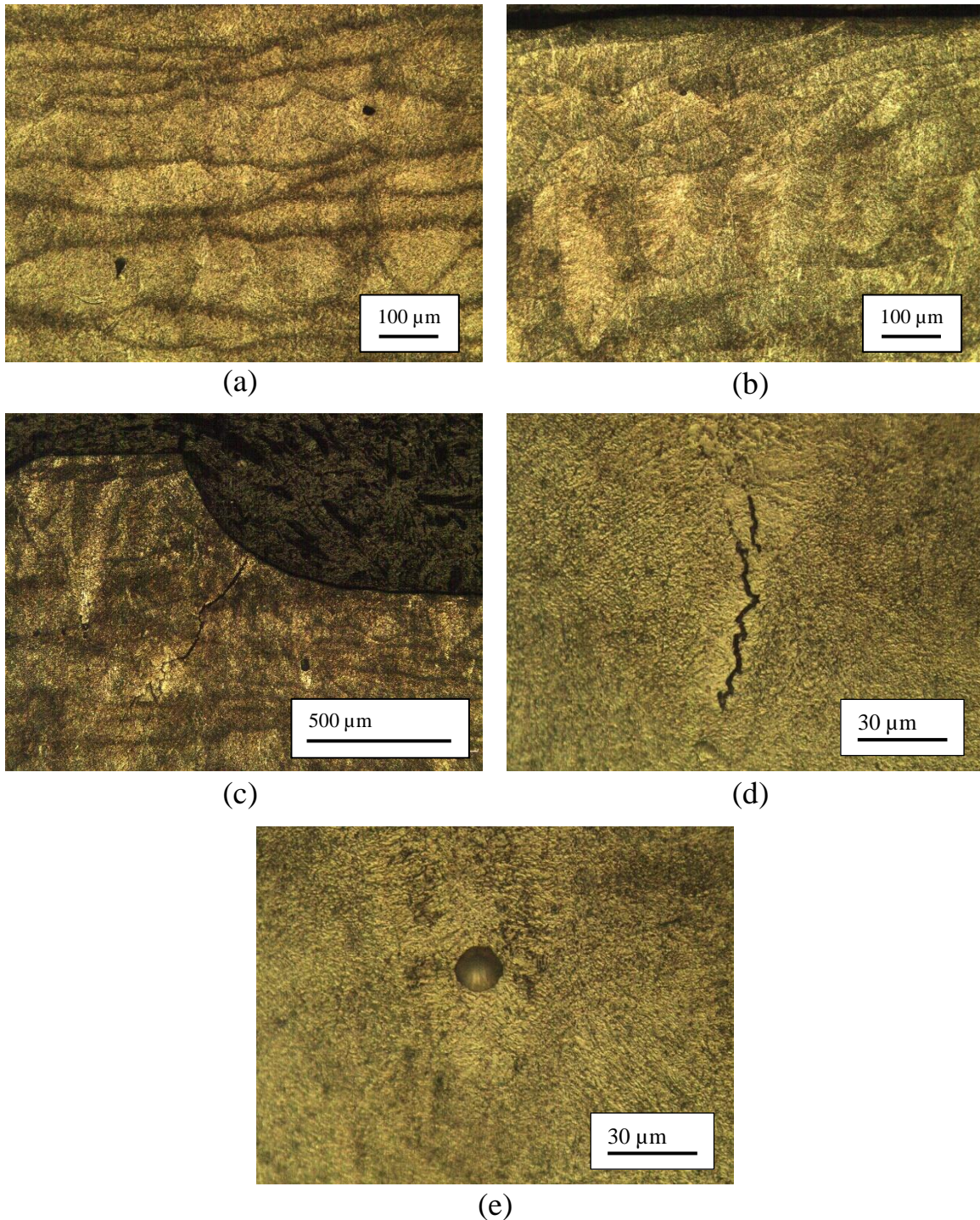


Figura 44: Foto degli attacchi chimici sul codolo inferiore del provino 1 (a, c, d, e) e su quello superiore (b)

residue e le cricche di questo tipo è il riscaldamento della piattaforma di stampa, opzione che al momento non è presente su tutte le macchine SLM.

- Nella Figura 41e si può osservare una porosità di forma sferica, solitamente provocata da gas rimasti intrappolati nel bagno di fusione per via del rapidissimo raffreddamento.
- Nelle prime due foto della Figura 45 sono visibili le superfici dei provini 27 e 29 con

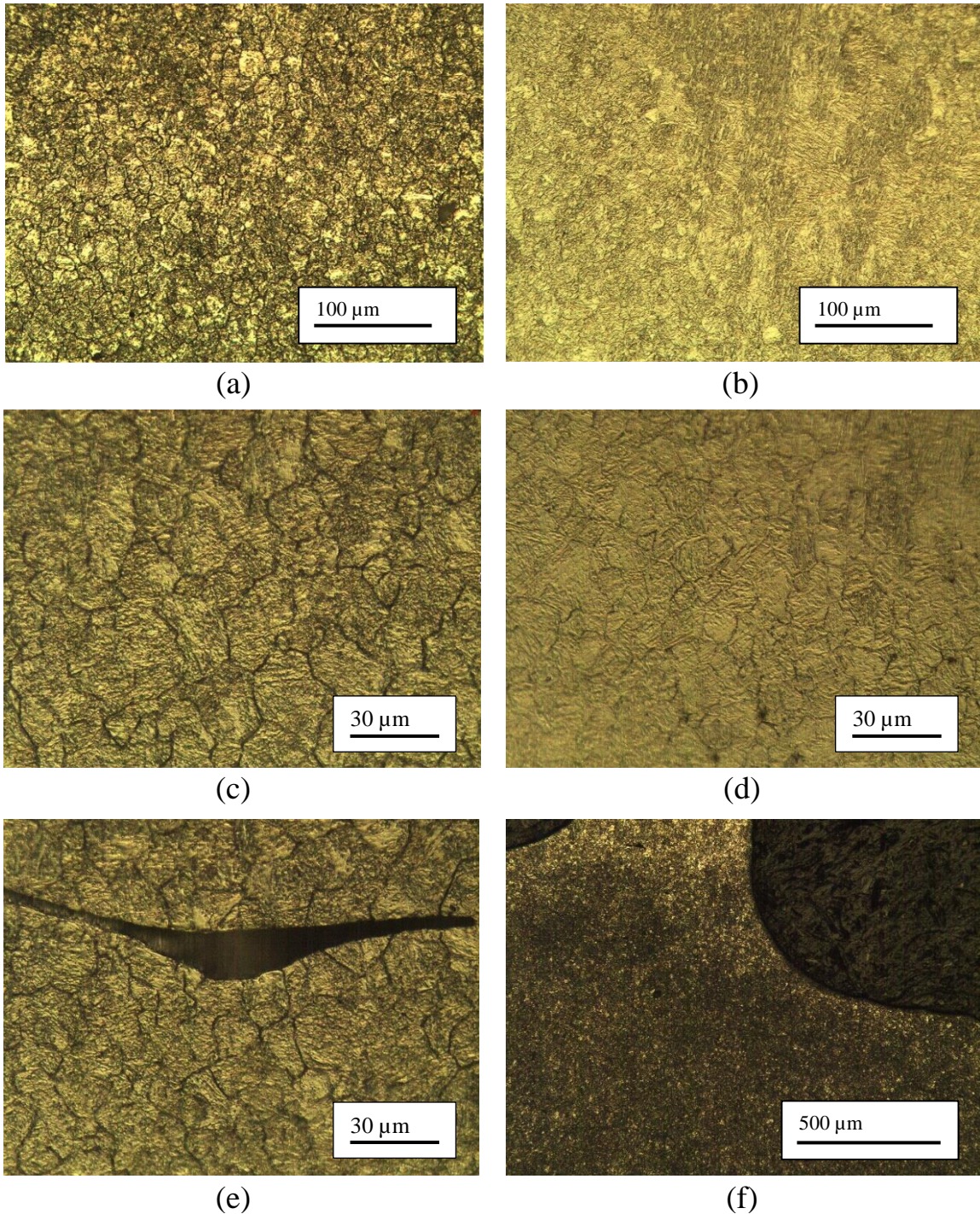


Figura 45: Foto degli attacchi chimici ai provini 27 (b, d) e 29 (a, c, e, f)

un ingrandimento 20X, dove è possibile osservare la struttura aghiforme della martensite, che risulta più evidente nella Figura 45b. Nella 42a si possono vedere i grani cristallini secondo i quali si è organizzato il materiale che compone il pezzo.

- Confrontando le Figura 45c e 45d, si nota che i grani del provino 29 sono di dimensioni maggiori di quelli del provino 27. Questa caratteristica è dovuta al trattamento di normalizzazione con cui si è mantenuto il campione ad alta temperatura dando più tempo ai grani di crescere rispetto al solo trattamento di bonifica effettuato sul 27. Questa differenza nella dimensione dei grani potrebbe essere una delle cause della minore tensione di rottura e minor allungamento percentuale del campione 29 rispetto al 27. Nelle foto agli attacchi chimici dei provini as build non sono ben visibili i grani perché la loro dimensione è minore di un micron per via del rapido raffreddamento subito dal materiale che non gli dà tempo per crescere.
- Nella Figura 45e è visibile una porosità formatasi tra due layer successivi per una probabile mancata rifusione dello strato precedente. Anche in questa foto sono ben visibili i grani cristallini.

Conclusioni

Il progetto di collaborazione tra università di Bologna e G.D, all'interno del quale si pone la parte sperimentale di questo lavoro di tesi, ha come scopo la determinazione e l'ottimizzazione dei parametri di processo per realizzare componenti in AISI 420 tramite tecnologia additiva SLM.

Per soddisfare le diverse esigenze dell'azienda, la ricerca è stata svolta cercando di ottimizzare due spessori di layer differenti che avranno scopi diversi durante il loro futuro impiego industriale:

- Spessore 50 μm , da utilizzare quando si desiderano maggiori volumi di produzione.
- Spessore 30 μm , per lavorazioni più precise nelle quali è importante anche la finitura superficiale.

Come punto di partenza si sono utilizzati i parametri con cui l'azienda produce abitualmente pezzi in leghe di alluminio, e variando pochi parametri per volta si sono stampati diverse serie di campioni per entrambi gli spessori. In questo modo si sono creati i presupposti per trovare le correlazioni tra proprietà sul prodotto finale e i parametri utilizzati per realizzarli. La prima prova di caratterizzazione che è stata effettuata è quella di densità, dalla quale si sono ottenute le informazioni più importanti per definire i set. Infatti la prova di rugosità, effettuata subito dopo, non ha dato risultati rilevanti per colpa della strategia di scansione adottata. Al termine di questi due primi test sono stati scelti due provini per ciascuno spessore di layer sui quali concentrare le prove successive. Per la selezione si è cercato di scegliere campioni che combinassero elevate densità e discrete velocità di scansione, per ridurre per quanto possibile i tempi di produzione. Si è poi proseguito svolgendo su un gruppo ristretto di provini la prova di durezza Rockwell, i cui risultati hanno dimostrato la presenza di una struttura martensitica nei pezzi as build. Le densità e le durezza sono, poi, state verificate per i provini selezionati tramite un'analisi per immagini delle porosità e la prova di durezza Vickers, che hanno sostanzialmente confermato i risultati precedentemente ottenuti. Il passo successivo sono state le prove di trazione, effettuate per il momento solo per i parametri con spessore del layer 50 μm , pertanto lo studio dei 30 μm in questo elaborato termina con la determinazione dei due set di parametri su cui approfondire le analisi. Le prove di trazione effettuate con entrambi i set a spessore maggiore hanno permesso di determinare tra i due quello che porta a proprietà superiori, i cui parametri sono riportati in Tabella 22.

Tabella 22: Parametri di processo migliori per layer 50 μm al termine delle prove

N°	Potenza [W]	Velocità [mm/s]	Spot [μm]	A1	Larghezza traccia [mm]	Trace distance [mm]	Spessore layer [mm]	Fluenza [J/mm^3]
13	370	1200	120	0,5	0,15	0,075	0,05	82,22

Utilizzando questo set di parametri sono stati realizzati anche due gruppi di provini che sono stati trattati termicamente e sottoposti alla prova di trazione. I risultati di quest'ultimo test hanno dimostrato una ottima risposta dei componenti stampati al trattamento termico e hanno comprovato il raggiungimento di proprietà meccaniche paragonabili a quelle di componenti commerciali.

Pertanto si è riusciti a determinare di un set di parametri con cui è possibile realizzare prodotti in AISI 420 tramite processo additivo SLM che posseggano caratteristiche simili a quelle ottenute tramite lavorazioni tradizionali. Nel prossimo futuro saranno, ovviamente, necessari ulteriori test per verificare altre proprietà importanti, come la resilienza e la resistenza ad usura, ma le premesse sono promettenti, e si confida in una risoluzione positiva della campagna sperimentale in corso sia per lo spessore del layer di 50 μm sia per quello da 30 μm .

Ringraziamenti

Con la conclusione di questa tesi finalmente termino questo lungo percorso di ingegneria meccanica triennale, ed essendo una occasione speciale è doveroso che esprima la mia gratitudine verso tutti quelli che sono stati al mio fianco e mi hanno aiutato in questi anni.

La prima persona che desidero ringraziare è l'ing. Erica Liverani che mi ha guidato e istruito durante il tirocinio e durante questo lavoro di tesi. Insieme a lei desidero ringraziare Paolo Proli per i consigli e l'aiuto fornitomi in laboratorio. Nei circa due mesi che ho passato al vostro fianco lavorando su questo progetto mi avete fatto sentire come a casa, grazie davvero. La mia gratitudine va anche al prof. Lorenzo Donati, che mi ha fatto da relatore ed è sempre stato disponibile quando ho avuto bisogno della sua collaborazione.

Il ringraziamento più grande, però, non può che andare alla mia famiglia, che in questo periodo di studi mi è sempre stata vicina, ed in particolar modo sono grato ai miei genitori per il loro supporto economico e soprattutto psicologico, senza il quale non avrei avuto modo nemmeno di iniziare questo percorso. Una menzione speciale se la merita anche mio fratello che più di tutti mi deve sopportare quotidianamente. Grazie Lore!

Per ultimi ma non meno importanti, arrivano i miei amici, sia quelli di vecchia data, sia quelli più recenti. In particolar modo ringrazio il mio migliore amico Lag (Gianluca Laghi) per tutto il tempo che condivide con me e i miei compagni di uscite serali Papa (Alessandro Papavasiliou) e Marco. Infine, la mia riconoscenza va ai miei compagni di università, ma soprattutto amici Carlo, Mara, Bric (Federico Bricoli) e Karim. Senza il vostro aiuto e la vostra compagnia non sarei mai arrivato al termine di questo lungo sentiero.

Bibliografia

- [1] Duda T., Raghavan L. V. (2016), 3D Metal Printing Technology, *IFAC-PapersOnLine*, 49(29), 103–110.
- [2] Wohlers, T. and Gornet, T. (2014), History of additive manufacturing. s.l: *Wohlers Report*.
- [3] Smit J., Kreutzer S., Moeller C., Carlberg M. (2016), Industry 4.0, *POLICY DEPARTMENT A: ECONOMIC AND SCIENTIFIC POLICY*.
- [4] Herzog D., Sayed V., et al. (2016), Additive manufacturing of metals, *Acta Materialia*, 117, 371-392.
- [5] Li Yang, Keng Hsu, et al. (2017), Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production, *Springer*.
- [6] Murr L.E., Gaytan S.M., et al. (2010), Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting, *Acta Materialia*, 58, 1887-1894.
- [7] Thompson S., Bian L., Shamsaei N., Yadollahi A. (2015), An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics, *Additive Manufacturing*, 8, 36-62.
- [8] Kevin F. Carr (2008), Optical Materials: Silicon carbide mirrors benefit high-speed laser scanning, dal sito: <https://www.laserfocusworld.com/articles/2008/04/optical-materials-silicon-carbide-mirrors-benefit-high-speed-laser-scanning.html>
- [9] Murr L.E., Martinez E., et al. (2012), Fabrication of Metal and Alloy Components by Additive Manufacturing: Examples of 3D Materials Science, *jmr&t*
- [10] Gong H., Rafi K., et al. (2015), Influence of defects on mechanical properties of Ti–6Al–4V components produced by selective laser melting and electron beam melting, *Materials and Design*, 86, 545-554.
- [11] Casalino G., Campanelli S.L., Contuzzi N., Ludovico A.D. (2015), Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel, *Optics & Laser Technology*, 65, 151–158.
- [12] Zhao X., Wei Q., et al. (2015), Fabrication and Characterization of AISI 420 Stainless Steel Using Selective Laser Melting, *Materials and Manufacturing Process*, 30:11, 1283-1289.
- [13] Guan K., Wang Z., et al. (2013), Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel, *Materials and Design*, 50, 581-586.

- [14] Olakanmi E.O. (2013), Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties, *Journal of Materials Processing Technology*, 213, 1387– 1405.
- [15] Shifeng W., Shuai I., et al. (2014), Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts, *Journal of Materials Processing Technology*, 214, 2660–2667.
- [16] Reimer A., Leuders S., et al. (2014), On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting, *Engineering Fracture Mechanics*, 120, 15-25.
- [17] Yadollahi A., Shamsaei N., et al. (2017), Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel, *International Journal of Fatigue*, 94, 218-235.
- [18] Chivel Y., Smurov I. (2011), Temperature Monitoring and Overhang Layers Problem, *Physics Procedia*, 12, 691-696.
- [19] Järvinen J., Matilainen V., et al. (2014), Characterization of effect of support structures in laser additive manufacturing of stainless steel, *Physics Procedia*, 56, 72 – 81.
- [20] Mercelis P., Kruth J.P. (2006), Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyping Journal*, 12/5, 254–265.
- [21] Li C., Liu Z.Y., Fang X.Y., Guo Y.B. (2018), Residual Stress in Metal Additive Manufacturing, *Procedia CIRP*, 71, 348-353.
- [22] Robinson J., Ashton I., et al. (2018), Determination of the effect of scan strategy on residual stress in laser powder bed fusion additive manufacturing, *Additive Manufacturing*, 23, 13–24.
- [23] Newson T. (2002), STAINLESS STEELS - APPLICATIONS, GRADES AND HUMAN EXPOSURE, *AvestaPolarit Oyj Abp*.
- [24] AZO Material Total Materia, 420 (AISI), sottogruppo A473 (2018), link: <http://search.totalmateria.com/MaterialDetails/MaterialDetail?vkKey=1250385&keyNum=7734&type=2&hs=0>
- [25] Cogne Acciai Speciali S.p.a, Data sheets: IMCO420A, IMCO420B, IMCO420C, IMCO420D. Sito: <https://www.cogne.com/customer/>
- [26] 420 Stainless Steel, MatWeb material property data, dal link: <http://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=641544e4c9f1425390d05ae37d55440a&ckck=1>

- [27] Concept Laser, M2 cusing Multilaser data sheet, dal link <https://www.concept-laser.de/en/products/machines.html>
- [28] Aboulkhair N., Everitt N., Ashcroft I., Tuck C. (2014), Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting, *Additive Manufacturing*, 1–4, 77–86.
- [29] Liverani E., Toschi S., Ceschini L., Fortunato A. (2017), Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel, *Journal of Materials Processing Tech.*, 249, 255–263.
- [30] Kempen K, Yasa E., et al. (2011), Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel, *Physics Procedia*, 12, 255–263.