

# **ALMA MATER STUDIORUM - UNIVERSITÀ DI BOLOGNA**

**SCUOLA DI INGEGNERIA  
Sede di Forlì**

**TESI DI LAUREA (6 CFU)**

**CORSO DI LAUREA IN INGEGNERIA MECCANICA  
CLASSE L-9**

**ELABORATO FINALE DI LAUREA  
In**

**TECNOLOGIA MECCANICA**

**Studio e confronto dei trattamenti termici di componenti in acciaio  
prodotti con tecnologia additiva e con processi convenzionali.**

Anno Accademico 2019/2020

**CANDIDATO:**

Gianmaria Gasperoni

**RELATORE:**

Erica Liverani

**CORRELATORE:**

Lorenzo Donati



# Sommario

Sommario Figure: .....	5
Sommario Tabelle: .....	7
<b>Introduzione</b> .....	8
<b>CAPITOLO 1 STATO DELL'ARTE ADDITIVE MANUFACTURING E PROCESSO SLM</b> .....	9
<b>Capitolo 1.1 Additive Manufacturing</b> .....	9
<b>Capitolo 1.2 Selective Laser Melting- "SLM"</b> .....	9
<b>CAPITOLO 2: TRATTAMENTI TERMICI</b> .....	13
<b>Capitolo 2.1 Introduzione al concetto di trattamento termico:</b> .....	13
<b>Ricottura:</b> .....	14
<b>Ricottura completa:</b> .....	15
<b>Ricottura di omogeneizzazione:</b> .....	15
<b>Ricottura di globulizzazione:</b> .....	16
<b>Ricottura di ricristallizzazione:</b> .....	16
<b>Ricottura di lavorabilità:</b> .....	17
<b>Tempra:</b> .....	17
<b>Tempra interrotta:</b> .....	18
<b>Tempra scalare bainitica:</b> .....	18
<b>Rinvenimento:</b> .....	19
<b>Bonifica:</b> .....	19
<b>Bonifica isotermica:</b> .....	20
<b>Indurimento per precipitazione</b> .....	20
<b>Capitolo 2.2 Parametri che influenzano le proprietà dei componenti</b> .....	23
<b>Capitolo 3: MATERIALI CONSIDERATI, COMPOSIZIONE E INFLUENZA CARATTERISTICHE LASER</b> .....	23
<b>Capitolo 3.1 Materiali considerati e composizione:</b> .....	23
<b>18Ni-300 Maraging Steel :</b> .....	23
<b>Acciaio inox 316L</b> .....	24
<b>Capitolo 3.2 Influenza parametri del laser:</b> .....	26
<b>Potenza del laser:</b> .....	28
<b>Velocità di scansione</b> .....	30
<b>Passo</b> .....	30
<b>Strategia di scansione:</b> .....	30
<b>Diametro di spot</b> .....	30
<b>La Densità di energia:</b> .....	31
<b>Spessore di strato:</b> .....	34
<b>Capitolo 4: Influenza del trattamento termico sui campioni stampati SLM (Acciaio Maraging):</b> .....	35

<b>Capitolo 4.1: Analisi svolte sulla microstruttura campione "As Built" trattato con SAT:</b> .....	35
<b>Analisi XRD e EBSD</b> .....	40
<b>Capitolo 4.2 Effetto dei trattamenti termici sulle proprietà meccaniche acciaio maraging</b> .....	45
<b>Resistenza all'impatto:</b> .....	51
<b>ANALISI SVOLTE E RISULTATI RACCOLTI ACCIAIO 316L(AISI316L)</b> .....	53
<b>Caratterizzazione Microstrutturale:</b> .....	53
<b>Influenza della struttura cellulare sub-granulosa</b> .....	55
<b>Analisi XRD:</b> .....	56
<b>Effetto della ricottura sulle proprietà meccaniche</b> .....	58
<b>Risultati di trazione:</b> .....	59
<b>Risultati dei test di fatica:</b> .....	60
<b>Confronto trattamenti termici ottimizzati per l'additive e tradizionali:</b> .....	62
<b>Capitolo 4.6: Conclusione:</b> .....	66
<b>Bibliografia</b> .....	69

## Sommario Figure:

FIGURA 1 MOVIMENTAZIONE MACCHINA DURANTE LA DEPOSIZIONE .....	10
FIGURA 2 SISTEMI DI REGOLAZIONE PER REGOLARE L'ADDUZIONE DELLA POLVERE .....	10
FIGURA 3 MOVIMENTAZIONE DEL SISTEMA .....	11
FIGURA 4 ACCENSIONE FASCIO LASER.....	11
FIGURA 5 DIAGRAMMA TEMPERATURA-TEMPO .....	14
FIGURA 6 DIAGRAMMA TEMPERATURA TEMPO RICOTTURA COMPLETA .....	15
FIGURA 7 DIAGRAMMA TEMPERATURA TEMPO RICOTTURA GLOBULIZZAZIONE .....	16
FIGURA 8 DIAGRAMMA TEMPERATURA TEMPO RICOTTURA DI RICRISTALLIZZAZIONE .....	17
FIGURA 9 DIAGRAMMA TEMPERATURA TEMPO RICOTTURA LAVORABILITÀ .....	17
FIGURA 10 DIAGRAMMA TEMPERATURA TEMPO TEMPRA .....	18
FIGURA 11 DIAGRAMMA TEMPERATURA TEMPO RINVENIMENTO .....	19
FIGURA 12 DIAGRAMMA TEMPERATURA TEMPO BONIFICA .....	20
FIGURA 13DIAGRAMMA TEMPERATURA TEMPO ISOTERMICA .....	20
FIGURA 14DIAGRAMMA TEMPERATURA TEMPO BONIFICA ISOTERMICA .....	20
FIGURA 15 INFLUENZA SULLA DENSITÀ DEI PARAMETRI DEL LASER.....	27
FIGURA 16 DISTRIBUZIONE DENSITÀ IN FUNZIONE DELLA FLUENZA E ANDAMENTO DENSITÀ IN FUNZIONE POTENZA DEL LASER.....	29
FIGURA 17 INFLUENZA POTENZA DEL LASER SU YS.....	29
FIGURA 18 STRATEGIE DI SCANSIONE .....	30
FIGURA 19 SEZIONI ORIZZONTALI VERTICALI DI CAMPIONI AS-BUILT ,DISTRIBUZIONE DEI PORI IN FUNZIONE DELLE VARIAZIONI DELLA DENSITÀ RELATIVA CON DENSITÀ DI ENERGIA, POTENZA E VELOCITÀ DI SCANSIONE.....	32
FIGURA 20 SEZIONI TRASVERSALI VERTICALI DI CAMPIONI AS-BUILT, DISTRIBUZIONE DEI PORI IN FUNZIONE DELLE VARIAZIONI DELLA DENSITÀ RELATIVA CON DENSITÀ DI ENERGIA, POTENZA E VELOCITÀ DI SCANSIONE.....	33
FIGURA 21: IMMAGINI SEM SULLE SUPERFICI SUPERIORI DEI CAMPIONI AS-BUILT ELABORATE A DENSITÀ DI ENERGIA (A) MINIMA (16,67 J / MM3), (B) OTTIMALE (71,43 J / MM3) E (C) MASSIMA (166,67 J / MM3). .....	33
FIGURA 22IMMAGINI SEM IN SEZIONE TRASVERSALE ORIZZONTALE E (B) VERTICALE, (C) IMMAGINI SEM IN SEZIONE TRASVERSALE ORIZZONTALE E (D) VERTICALE DEL CAMPIONE AS-BUILT FABBRICATO IN CONDIZIONI DI PROCESSO OTTIMALI. ....	37
FIGURA 23 (A) IMMAGINI SEM IN SEZIONE TRASVERSALE ORIZZONTALE E (B) DELLA SOLUZIONE CAMPIONE TRATTATA A 820 ° C PER 1 HE INVECCHIATA A 460 ° C PER 5 H. ....	37
FIGURA 24 IMMAGINI SEM CHE MOSTRANO LA MICROSTRUTTURA DELL'ACCIAIO MARAGING FORMATO SLM SOTTO DIVERSI TRATTAMENTI TERMICI: (A) AS-BUILT; (B) ST780-1 H; (C) ST900-1 H; (D) ST1020-1 H; (E) ST900-0,5 H; (F) ST900-2 H; (G) ST900-4 H; (H) DAT400-6 H; (I) DAT480-6 H; ( .....	39
FIGURA 25 MICROGRAFIE OTTICHE CON LUCE A BASSO INGRANDIMENTO: (A) ST900-1 H; (B) SAT440-6 H; (C) SAT560-6 H.....	40
FIGURA 26 GLI SPETTRI XRD DI CAMPIONI DI ACCIAIO MARAGING: (A) ST A DIVERSE TEMPERATURE; (B) ST IN TEMPI DI PERMANENZA DIVERSI; (C) DAT A DIVERSE TEMPERATURE; (D) DAT TEMPO DI PERMANENZA DIVERSO; (E) SAT A DIVERSE TEMPERATURE; (F) SAT IN TEMPI DI PERMANENZA DIVER .....	41
FIGURA 27 IL CONTENUTO DI AUSTENITE DEI CAMPIONI DI ACCIAIO MARAGING DAT: (A) DAT IN TEMPI DI PERMANENZA DIFFERENTI; (B) DAT A DIVERSE TEMPERATURE .....	42
FIGURA 28 : DATI EBSD SULLE SEZIONI TRASVERSALI ORIZZONTALI DI (A), (D) E (G)"AS BUILT", (B), (E) E (H) INVECCHIATE (460 ° C PER 5 H) E (C), (F) E (I) CAMPIONI STAED (STED A 820 ° C PER 1H E INVECCHIATI A 460 ° C PER 5 H). (A) - (C) MAPPE DI FASE, (D) - (F) MAPPE .....	42
FIGURA 29 CURVE DSC PER POLVERE DI ACCIAIO MARAGING E CAMPIONE PRODOTTO DA SLM. ....	44
FIGURA 30 TENSIONE NOMINALE - CURVE DI DEFORMAZIONE PER AS-BUILT CON PARAMETRI DI PROCESSO OTTIMALI E CAMPIONI STAED (STED A 820 ° C PER 1 HE INVECCHIAMENTO A 460 ° C PER 5 H) .....	45
FIGURA 31 CURVE SFORZO-DEFORMAZIONE A DIVERSI TRATTAMENTI TERMICI: (A) (B) ST; (C) (D) DAT; (E) (F) SAT. ....	47
FIGURA 32 MORFOLOGIA DELLA FRATTURA DEI CAMPIONI DI TRAZIONE: (A) AS-BUILT; (B) ST900-2 H; (C) DAT520-6 H; (D) SAT520-6 H.....	48

FIGURA 33 : IMMAGINI SEM CHE MOSTRANO LE SUPERFICI DI FRATTURA DEI CAMPIONI (A"AS BUILT" E (B) CON STA. LE FRECCHE PIENE INDICANO FOSSETTE MENTRE LE FRECCHE TRATTEGGIATE MOSTRANO FENDITURE DA FRATTURA. ....	48
FIGURA 34 DUREZZA MICRO-VICKERS DELL'ACCIAIO MARAGING A DIVERSI TRATTAMENTI TERMICI: (A) (B) ST; (C) (D) DAT E SAT. ....	50
FIGURA 35 VARIAZIONI DELLA DUREZZA VICKERS DEI CAMPIONI AS-BUILT, INVECCHIATI E STAE D IN FUNZIONE DELLA DENSITÀ DI ENERGIA. ....	50
FIGURA 36 DIPENDENZA DELLA DUREZZA VICKERS DALLA TEMPERATURA E DAL TEMPO DI INVECCHIAMENTO DEI CAMPIONI COSTRUITO CON DENSITÀ ENERGETICA OTTIMALE E TRATTATO CON SOLUZIONE A 820 ° C PER 1 H . 51	
FIGURA 37: RISULTATI DELLA PROVA D'URTO CHARPY DELL'ACCIAIO 18NI-300 MARAGING: (A) (B) ST; (C) (D) DAT E SAT. ....	52
FIGURA 38 SUPERFICI DI FRATTURA DEI CAMPIONI DI CHARPY: A) COME COSTRUITE; (B) ST900; (C) DAT520-6 H; (D) SAT480-6 H. ....	53
FIGURA 39 IMMAGINI MICROSCOPICHE OTTICHE CHE MOSTRANO LE MICROSTRUTTURE IN CONDIZIONI AS-BUILT (A), ALLEVIATE LE SOLLECITAZIONI (B), COMPLETAMENTE RICOTTE (C) E HIP (D). ....	54
FIGURA 40 : IMMAGINI SEM CHE MOSTRANO MICROSTRUTTURE CELLULARI SOTTOGRANATE NEGLI STATI AS-BUILT (A) E STRESS ALLEVIATO (B); MICROSTRUTTURE GROSSOLANE NEGLI STATI COMPLETAMENTE RICOTTO (C) E HIP (D). ....	55
FIGURA 41 MODELLO XRD 316L ....	56
FIGURA 42 IMMAGINI SEM A BASSO INGRANDIMENTO CHE MOSTRANO L'EVOLUZIONE MICROSTRUTTURALE DI (A) MATERIALE SLM E CAMPIONI TRATTATI TERMICAMENTE A (B) 573 K, (C) 873 K, (D) 1273 K, (E) 1373 K E (F) 1673 K. MICROGRAFIE SEM DI (A) MATERIALE AS-SLM E CAMPIONI TRATTATI T. ....	57
FIGURA 43 IMMAGINI TEM IN CAMPO CHIARO DEI CAMPIONI SLM 316L CHE MOSTRANO GRANI CON DIMENSIONI DI 3–5 MM CHE CONTENGONO CELLULE CON UNA DIMENSIONE DI 500 NM. NESSUN CAMBIAMENTO SOSTANZIALE SI OSSERVA DOPO IL RISCALDAMENTO A 573 K (C). ....	58
FIGURA 44 (A) CURVE TENSIONE-DEFORMAZIONE DI CAMPIONI SLM E PROVINI RICOTTI A VARIE TEMPERATURE, E (B) EFFETTO DEL TRATTAMENTO TERMICO SULLA RESISTENZA ALLO SNERVAMENTO E ALLA TRAZIONE DEI DIVERSI CAMPIONI. ....	58
FIGURA 45 CURVE DI FATICA DI CAMPIONI 316L LAVORATI DOPO DIVERSI TRATTAMENTI TERMICI. ....	61
FIGURA 46 LE SUPERFICI DI FRATTURA DEI CAMPIONI FA (A E B) E HIP (C E D) MOSTRANO L'INIZIO DELLA CRICCA DALLA SUPERFICIE. LE FIGURE B E D SONO MOSTRATE A DIVERSI INGRANDIMENTI PER EVIDENZIARE ALCUNI DETTAGLI. ....	62
FIGURA 47 EFFETTO INVECCHIAMENTO SULLE CARATTERISTICHE MECCANICHE. SAGGI SOLUBILIZZATI PER 1H A 815°C, RAFFREDDATI IN ARIA ED INVECCHIATI A 482°C PER LE DURATE INDICATE. E INFLUENZA DURATA INVECCHIAMENTO SU HRC ....	63
FIGURA 48 CURVE DI TENSIONE-DEFORMAZIONE DI TRAZIONE DEI CAMPIONI "AS BUILT", AGED, STED E SATED. ....	64
FIGURA 49 CURVE SFORZO-DEFORMAZIONE A DIFFERENTI TRATTAMENTI TERMICI DAT. ....	65
FIGURA 50 : ANDAMENTO PROPRIETÀ MECCANICHE IN FUNZIONE DELLA "SOLUTION TEMPERATURE" ....	66

## Sommario Tabelle:

TABELLA 1 DESIGNAZIONE(T) DELLE LEGHE DI ALLUMINIO .....	22
TABELLA 2 COMPOSIZIONE 18NI-300 .....	23
TABELLA 3 COMPOSIZIONE E PROPRIETÀ MECCANICHE 316L .....	25
TABELLA 4 RISULTATI PROVA TRAZIONE SUL PORIVNO TRATTATO .....	59
TABELLA 5 TIPI DI TT USATI E PROPRIETÀ MECCANICHE .....	63
TABELLA 6 PROPRIETÀ MECCANICHE ACCIAIO MARAGING .....	64

## Introduzione

L'ambito in cui si collocano i temi trattati in questo elaborato è quello della "Tecnologia Meccanica", è la parte di ingegneria meccanica che si occupa della realizzazione di un componente, partendo dalla materia prima e poi tramite appositi processi si arriva ad una forma ben definita e dotata di certe proprietà meccaniche e fisiche. I componenti studiati sono stati realizzati grazie all'Additive Manufacturing o Produzione Additiva, è un processo industriale impiegato per fabbricare oggetti partendo da un modello 3D computerizzato, viene suddiviso in strati da un software integrato nel sistema di controllo della macchina; lo schema di strati risultanti, guida la stampante nella deposizione o sinterizzazione del materiale.

Il tema trattato in questa tesi di laurea è quello di studiare e mettere in confronto gli effetti dei trattamenti termici applicati su componenti in acciaio prodotti utilizzando processi di fabbricazione additiva di Selective Laser Melting e con processi convenzionali.

L'obbiettivo è quello di mettere in mostra come questi trattamenti possano permettere di ottenere risultati diversi rispetto ai trattamenti convenzionali, in termini di proprietà meccaniche e microstruttura.

Il lavoro svolto in prima fase è stato quello di scegliere su quali materiali applicare questi trattamenti, sono stati individuati due acciai diversi: L'Acciaio Maraging (ovvero 18Ni-300) e L'acciaio 316L, inoltre è stato spiegato il processo di Selective Laser Melting, in modo da capire come i campioni venissero realizzati.

Il secondo step è stato quello di introdurre il concetto di trattamento termico e spiegare quali sono i parametri fondamentali che guidano questi processi quali: Velocità di riscaldamento, Temperatura di regime, Permanenza alla temperatura di regime, Velocità di raffreddamento e L'ambiente di riscaldamento. Successivamente sono state introdotti i principali trattamenti termici quali Ricottura (completa, di lavorabilità, di omogeneizzazione, globulizzazione ecc), Tempra (Interrotta, scalare bainitica ecc) Rinvenimento, Bonifica e non meno importante L'indurimento per precipitazione.

Essendo il campione realizzato mediante l'uso del laser, sono stati poi introdotti tutti i parametri, legati ad esso, quali Velocità di scansione, Potere del Laser, Diametro di spot, densità di energia ecc, che influenzano le proprietà del nostro campione.

Successivamente si è passati a sottoporre i vari campioni ai trattamenti termici per poi osservare i risultati in termini di microstruttura e proprietà meccaniche. Ed infine sono stati confrontati i dati

ottenuti dai trattamenti specifici per l'AM con quelli ottenuti mediante i trattamenti convenzionali, verificando che i primi portano ad un leggero aumento delle proprietà dei campioni realizzati in AM rispetto a quelli realizzati con i metodi classici.

## **CAPITOLO 1 STATO DELL'ARTE ADDITIVE MANUFACTURING E PROCESSO SLM**

### **Capitolo 1.1 Additive Manufacturing**

Il termine 'Additive manufacturing' (AM) o 'Produzione additiva' indica quelle tecnologie che consentono di costruire un componente di forma complessa, aggiungendo materiale strato su strato, rispetto alle tecnologie tradizionali in cui la lavorazione avviene principalmente per sottrazione di materiale (asportazione di truciolo).

La caratteristica principale di tale tecnologia è quella di realizzare un componente che ha forma molto simile a quella del componente finale.

Questa tecnologia è molto utile perché permette di creare strutture e prodotti con forme molto particolari e complesse, difficili da realizzare con tecniche come estrusione o sottrazione. Ciò permette ai produttori di accelerare il time-to-market dal prototipo al pezzo finale riducendo così i costi.

La definizione di AM indica un processo tecnologico di giunzione di materiale/i, avente lo scopo di produrre componenti tridimensionali; tale processo viene effettuato realizzando la geometria del componente per strati sovrapposti di polvere portata a fusione mediante una sorgente di calore. Nella famiglia dell'AM esistono moltissime tecnologie differenti, in tutto il vasto panorama delle possibilità per la nostra ricerca si è considerata quella SLM (Selective Laser Melting).

### **Capitolo 1.2 Selective Laser Melting- "SLM"**

Negli ultimi anni questa tecnologia è diventata una delle più usate per via della sua capacità di produrre direttamente componenti metallici di forma complessa partendo da un modello 3D.

Durante il processo una sorgente di energia più precisamente un laser viene usato come fonte di calore ad alta densità di potenza per portare a fusione le polveri metalliche in zona selettiva.

La fusione della polvere viene localizzata solamente in alcune zone strategiche in cui si deve ottenere il materiale compatto per la costruzione del componente.

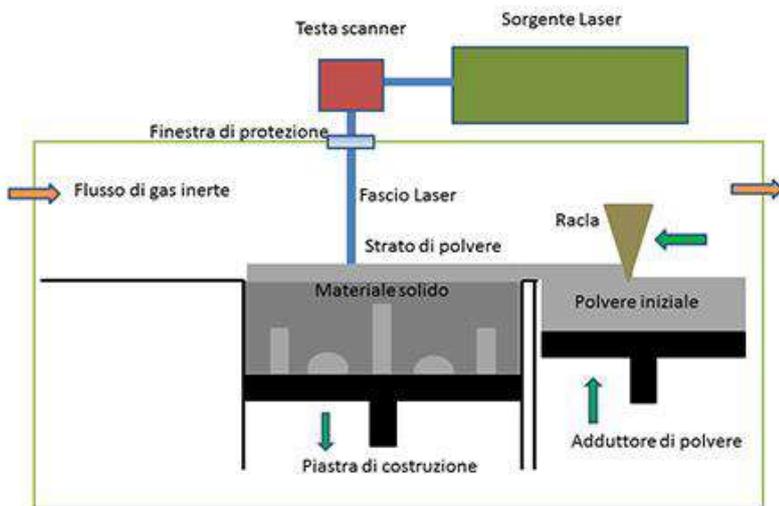


Figura 1 Movimentazione macchina durante la deposizione

Il fascio laser viene trasportato mediante elementi ottici fino alla zona immediatamente al di sopra della camera di lavoro.

Dopo la sua focalizzazione, il laser passa attraverso un vetrino di protezione, che ha il compito di sigillare la zona di trasporto ottico dalla camera di lavoro, in cui avviene il processo di fusione della polvere sotto un'atmosfera controllata. All'interno della camera di lavoro sono presenti dispositivi di movimentazione, che consentono di controllare l'adduzione della polvere e quindi di garantire la realizzazione del componente; generalmente sono presenti due piani, che si muovono lungo l'asse verticale in senso opposto uno all'altro.

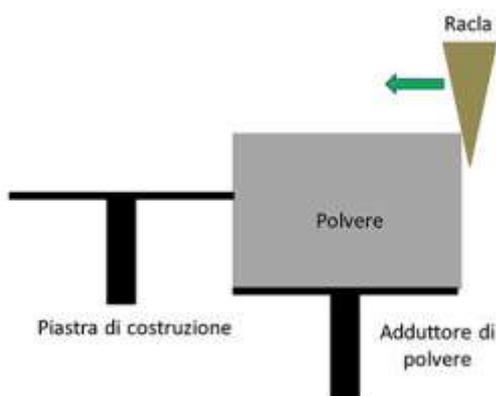


Figura 2 Sistemi di regolazione per regolare l'adduzione della polvere

Nella figura sovrastante sono rappresentate due piastre, presenti all'interno della camera di lavoro: la prima rappresenta il sistema di adduzione della polvere mentre la seconda è la piastra di

costruzione, sulla quale il componente verrà poi realizzato strato su strato. La piastra di adduzione di polvere sale nel corso della lavorazione, in quanto deve fornire la polvere durante il processo. La polvere viene trasferita da una “spatola” sulla piastra di costruzione. La quantità di polvere, che viene spostata sulla piastra di costruzione, dipende dallo spessore dello strato di polvere utilizzato durante la singola scansione del fascio laser. Tale spessore di polvere è un parametro di processo estremamente importante, in quanto condiziona fortemente le caratteristiche meccaniche del componente stesso.

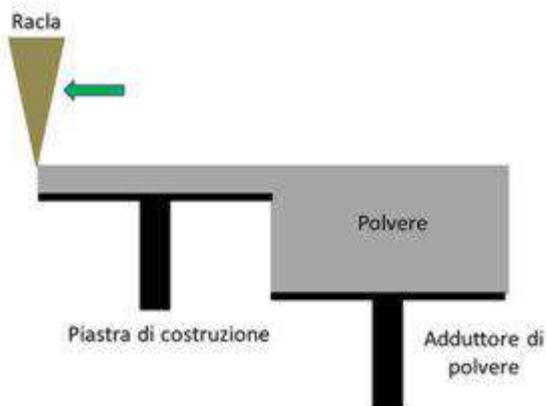


Figura 3 Movimentazione del sistema

Una volta che la “spatola” ha ricoperto la piastra di deposizione con lo spessore di polvere desiderato, torna nella sua posizione iniziale, ovvero lontano dalle due piastre. A questo punto, il fascio laser viene acceso e il movimento del fascio laser sul singolo strato di polvere dipende dalla geometria del componente da realizzare e da come sia stato suddiviso in strati dal software.

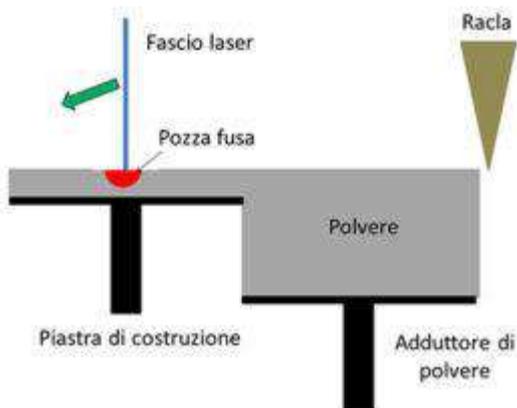


Figura 4 Accensione fascio laser

Una volta conclusa la scansione del fascio laser sulla superficie dove si voleva ottenere materiale solido e compatto, la piastra di costruzione viene mossa verso il basso, a questo punto, la sequenza delle operazioni, si ripete con la deposizione di un successivo strato di polvere e con la sua fusione localizzata, esclusivamente dove è richiesto di costruire una porzione di materiale denso. Il fascio laser porta, dunque, a fusione la polvere esclusivamente dove è necessario avere il materiale compatto per garantire la realizzazione del componente. Al contrario, dove invece il fascio laser non incide, la polvere rimane nel suo stato iniziale disgregato.

Al termine del processo produttivo, la piastra di costruzione risale nella sua posizione iniziale; a questo punto, il pezzo ottenuto deve essere estratto dalla massa di polvere non reagita, che generalmente lo racchiude.

Le caratteristiche a carico statico che presentano questi componenti sono simili o superiori a quelle ottenute per campioni lavorati a caldo o ottenuti per fusione. Sulla base degli studi effettuati da diversi autori si nota come i provini realizzati con SLM hanno tensioni di snervamento e rottura maggiori. La microstruttura molto fine che si ottiene con i processi additivi migliora la resistenza dei componenti, ma d'altro canto i difetti tipici di questi processi come micro-pori o inclusioni ne compromettono in parte la duttilità.

Possono venire impiegate varie tipologie di polveri contenenti Titanio, Alluminio, Ferro e molti altri elementi.

Le prestazioni del componente ottenuto dipendono principalmente dalla scelta accurata dei parametri di processo, come la potenza del laser velocità di scansione spessore strato ecc.

Combinazioni di parametri di processo inadeguate possono portare a difetti inaccettabili come rigonfiamenti, crepe, porosità e tensioni residue.

## CAPITOLO 2: TRATTAMENTI TERMICI

### Capitolo 2.1 Introduzione al concetto di trattamento termico:

Per trattamento termico, in genere, deve intendersi un complesso di operazioni (cicli termici) alle quali tutti i materiali metallici possono essere sottoposti portandoli a temperatura certamente inferiore a quella di fusione in ambiente di natura determinata e successivamente raffreddati con velocità prefissate, con lo scopo di conferire ai materiali le caratteristiche meccaniche e tecnologiche più adatte per il loro impiego. In genere un ciclo termico può essere rappresentato mediante un diagramma temperatura-tempo nel quale sono individuabili i parametri fondamentali che sono:

**La velocità di riscaldamento**, cioè la variazione della temperatura nel tempo  $dt/dT$ . In genere tale velocità deve essere lenta per consentire il graduale riscaldamento del materiale e quindi ottenere l'uniformità della temperatura in tutto il materiale per evitare che sullo stesso si possano innescare fratture a causa delle differenziate dilatazioni che potrà subire.

**La temperatura di regime T**, rappresentata dalla massima ordinata, viene definita in funzione del materiale trattato e dello scopo che si vuole ottenere.

**La permanenza alla temperatura di regime** è prestabilita ( $T_2 - T_1$ ) ma può variare entro certi limiti che dipendono principalmente dalla dimensione del componente da trattare. Gli scopi sono quelli di uniformare la temperatura in tutto il materiale e allo stesso tempo di consentire le trasformazioni strutturali.

**La velocità di raffreddamento**, cioè la variazione della temperatura nel tempo che è rappresentata dalla tangente dell'angolo  $\beta$  (pendenza della linea BC). Quest'ultimo parametro caratterizza il ciclo, da questa, infatti, dipendono i risultati del trattamento.

**L'ambiente di riscaldamento** è costituito dal mezzo entro il quale il materiale sosta alla temperatura di regime, di solito l'ambiente deve essere protettivo, vi può essere gas come azoto, anidride

carbonica, etc. L'ambiente non deve avere alcuna azione aggressiva sul materiale e per questo assume la denominazione di mezzo di riscaldamento neutro.

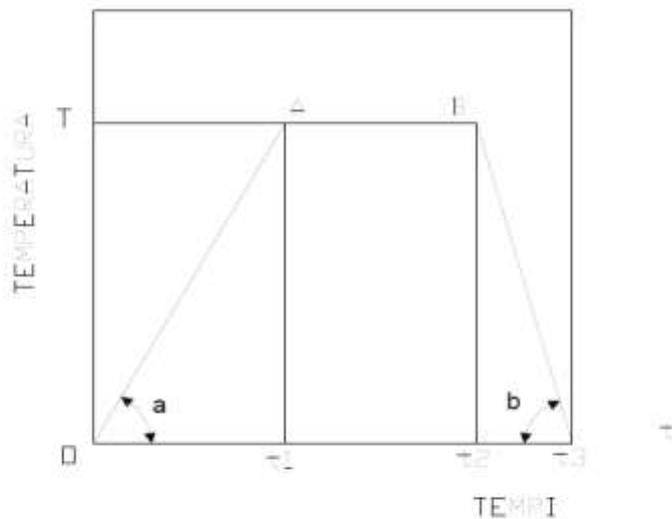


Figura 5 Diagramma Temperatura-Tempo

### **Ricottura:**

Questo trattamento termico generico comprende un riscaldamento lento ad una temperatura superiore di 30-50 °C a quella critica Ac3, la permanenza a tale temperatura per un tempo sufficiente perché si completino le trasformazioni strutturali (completa austenizzazione) ed infine un raffreddamento assai lento affinché si realizzino le strutture previste dal diagramma Fe- C.

Gli scopi di questo trattamento sono:

- Addolcire il materiale per renderlo più lavorabile alle macchine utensili;
- Consentire la deformazione a freddo dei materiali incruditi;
- Eliminare o ridurre le tensioni interne residue;
- Eliminare gli effetti di un precedente trattamento termico come la tempra martensitica;
- Omogeneizzare la struttura cristallina.
- Arrivare ad un equilibrio chimico (con la conseguente riduzione delle segregazioni),
- Strutturale (trasformazione delle fasi metastabili).

Tramite la ricottura si altera la microstruttura del materiale causando variazioni nelle sue proprietà quali flessibilità e la durezza.

Esistono varie tipologie di ricottura:

### **Ricottura completa:**

Consiste in:

riscaldamento  $30^{\circ}$ - $60^{\circ}$  sopra ad  $Ac_3$  per ipoeutetoidi e sopra  $Ac_1$  per gli ipereutetoidi;

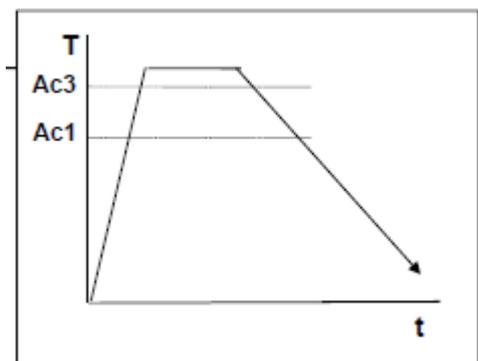
mantenimento a tale temp. per un tempo adeguato sufficiente ad uniformare la T sino al cuore (solitamente 1h a regime ogni 40-60 mm di spessore del pezzo o della carica) e consentire la completa austenitizzazione;

-raffreddamento molto lento in forno attraverso l'intervallo di trasformazione, in

modo da permettere la formazione di una struttura perlitica lamellare (grossolana) con valori molto bassi di durezza.

-ha anche lo scopo di annullare qualsiasi t.t. o meccanico precedente e pertanto può essere effettuata su materiali incruditi per lavorazioni a freddo (come fili, lamiere, nastri, ecc.) o temprati, o erroneamente trattati (per es. surriscaldati), o fucinati, o fusi (e pertanto a grana grossolana e surriscaldati).

Ha come scopo il distruggere completamente qualsiasi struttura precedente del materiale, dando luogo alla struttura ricotta, caratterizzata da equilibrio strutturale, notevole duttilità a freddo, ottima truciolabilità.



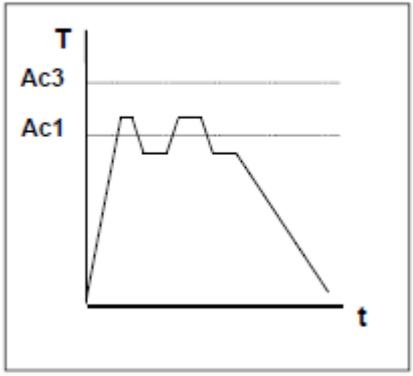
*Figura 6 Diagramma Temperatura tempo Ricottura completa*

### **Ricottura di omogeneizzazione:**

Differisce dalla ricottura completa per la prolungata permanenza alla temperatura costante di austenizzazione dell'acciaio. Il ciclo termico è identico a quello della ricottura completa e si esegue per getti e per lingotti con lo scopo di eliminare segregazioni, disuniformità strutturali ed eterogeneità di composizione chimica.

### **Ricottura di globulizzazione:**

Questo trattamento termico comprende un lento riscaldamento sino ad una temperatura di regime che può essere leggermente al di sotto di  $Ac_1$ , oppure compresa tra  $Ac_3$  e  $Ac_1$  ed anche con più oscillazioni prolungate intorno alla temperatura  $Ac_1$ , ed infine un raffreddamento lento sino ad una certa temperatura per proseguire, poi, più celermente. Lo scopo di questo processo termico è di impartire una buona lavorabilità alle macchine utensili, di impedire la precipitazione di carburi disposti a reticolo e di rendere meno duro il materiale.



*Figura 7 Diagramma Temperatura tempo ricottura globulizzazione*

### **Ricottura di ricristallizzazione:**

Il ciclo termico comprende il riscaldamento lento sino ad una temperatura inferiore ad  $Ac_1$ , di solito intorno ai 500-650 °C, la permanenza a questa temperatura per un tempo che può variare dalle 2 alle 20 ore, il successivo raffreddamento lento che avviene in forno sino a 300°C e poi accelerato sino a temperatura ambiente. Questo trattamento si esegue su materiali incruditi (pezzi ottenuti per stampaggio, per laminazione, per fucinatura, etc.) nei quali durante il ciclo termico avviene la formazione e la crescita di nuovi grani cristallini, conferendo così al materiale particolari proprietà fisiche e meccaniche favorevoli per poter essere lavorato.

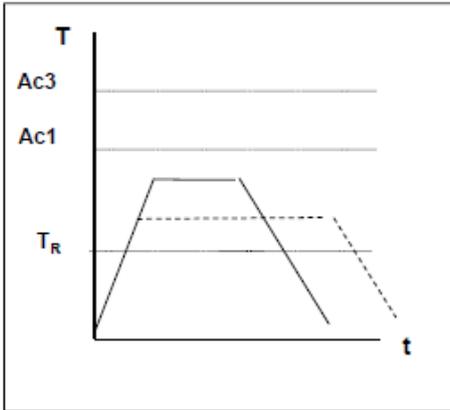


Figura 8 Diagramma Temperatura tempo Ricottura di ricristallizzazione

### Ricottura di lavorabilità:

Il riscaldamento del materiale avviene di poco al di sotto di Ac1, che viene fatto permanere per un tempo non molto prolungato a tale temperatura, segue il raffreddamento lento. Lo scopo è quello di rendere il materiale più lavorabile e deformabile a freddo.

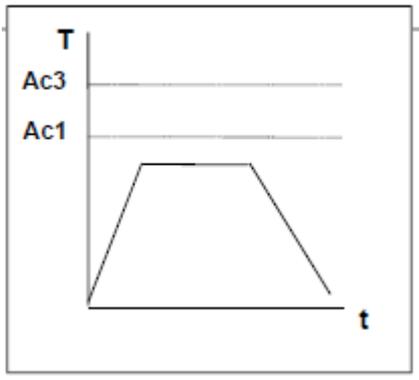
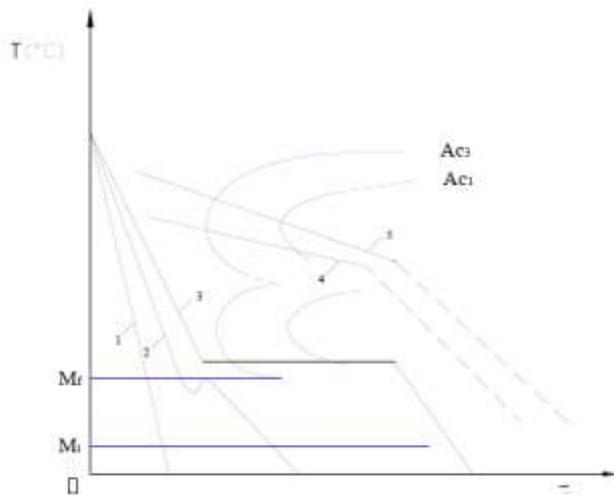


Figura 9 Diagramma Temperatura tempo Ricottura Lavorabilità

### Tempra:

Questo trattamento si esegue per far acquisire al materiale durezze elevate che possono raggiungere valori intorno a HRC = 50-65. I pericoli sono insiti nel raffreddamento che deve essere non veloce sino alla temperatura di 700 °C per evitare rischi di rotture e poi seguirà la tempra vera e propria.

Il ciclo termico comprende il riscaldamento di austenizzazione sino ad una temperatura di 850°C, e per un tempo di permanenza proporzionale agli spessori dei getti, raffreddamento in aria soffiata o in olio oppure acqua a seconda se si vorrà ottenere una struttura bainitica o martensitica.



1-tempra normale; 2-tempra interrotta3-tempra scalare Bainitica;  
4-ricottura di normalizzazione; 5-ricottura di lavorabilità

Figura 10 Diagramma Temperatura tempo tempera

### **Tempra interrotta:**

Il ciclo termico comprende il riscaldamento di austenizzazione a 850 °C circa, permanenza a tale temperatura per un tempo proporzionale agli spessori (30 min. per spessori di 20 mm), rapido raffreddamento per immersione in bagno di sali a 200-250 °C e permanenza in questo per uniformare in tutto il getto la temperatura e successivamente il raffreddamento finale in aria. Si evitano con questo trattamento screpolature nel materiale che sono sempre cause di scarti, però la durezza ottenuta è limitata a valori intorno a HRC= 50-55.

### **Tempra scalare bainitica:**

Per poter fissare la struttura bainitica voluta nella ghisa diviene necessario conoscere il relativo diagramma di Bain in modo da poter effettuare, operativamente, un ciclo termico necessariamente preciso. Il trattamento comprende il solito riscaldamento lento sino alla temperatura di austenizzazione di 850 °C la permanenza a questa temperatura per un tempo che cresce con l'aumentare degli spessori del getto, il raffreddamento veloce con immersione in un bagno di sali a 350-450°C, permanenza nel bagno di sali sino alla completa trasformazione dell'austenite in bainite, raffreddamento finale in aria. L'interruzione del raffreddamento veloce ad una temperatura più alta

di quella ambiente (350-450 °C) elimina i rischi di deformazioni e di fratture nel materiale trattato ed impedisce la formazione di tensioni interne, tanto che dopo la tempra effettuata non vi è alcun bisogno di effettuare trattamenti di rinvenimento.

### **Rinvenimento:**

A seconda della temperatura alla quale viene portato il materiale il rinvenimento può produrre effetti diversi, infatti un rinvenimento eseguito a bassa temperatura (100-200°C) può definirsi *rinvenimento di distensione* poiché nessun effetto produce alla struttura martensitica acquisita con la tempra ma ne riduce la durezza e le tensioni interne aumentando la resilienza del materiale. A temperature comprese fra 450-650 °C il rinvenimento trasforma completamente la struttura martensitica dell'acciaio ottenendo la struttura sorbitica costituita da un aggregato molto fine di ferrite e cementite (o carburi se gli acciai sono legati). Sono sconsigliabili rinvenimenti eseguiti negli intervalli di temperatura intermedia per certi acciai che presentano il fenomeno caratteristico della *fragilità al rinvenimento*.

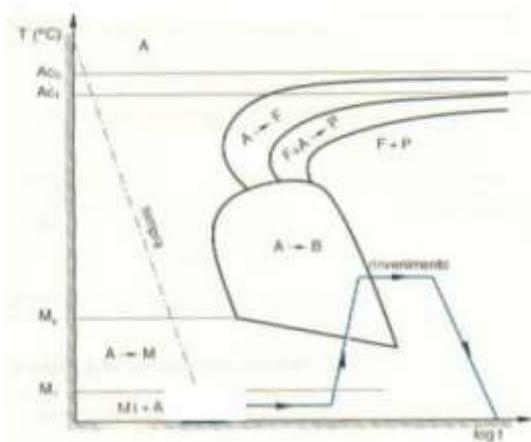


Figura 11 Diagramma Temperatura tempo Rinvenimento

### **Bonifica:**

La bonifica, può definirsi come un trattamento composto da tempra e rinvenimento, quest'ultimo a temperatura relativamente alta; tale trattamento è caratteristico per gli acciai per costruzioni. Il ciclo termico, fa vedere che il rinvenimento viene eseguito subito dopo la tempra, e ciò viene fatto per evitare che l'acciaio, divenuto martensitico in seguito al trattamento di tempra, rimanga sotto tensione formando cricche e distorsioni.

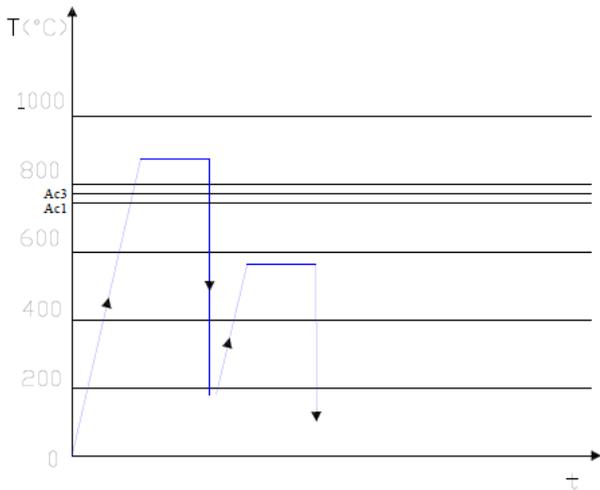


Figura 12 Diagramma Temperatura tempo Bonifica

### Bonifica isotermica:

Il ciclo termico prevede un raffreddamento del pezzo con velocità superiore a quella critica in fase di tempra, ad una temperatura intermedia tra  $A_{r3}$ , permanenza a tale temperatura sino alla completa trasformazione dell'austenite in una struttura intermedia, segue poi il raffreddamento finale più o meno rapido sino alla temperatura ambiente. Si otterrà una struttura bainitica non escludendo tuttavia piccole quantità di martensite.

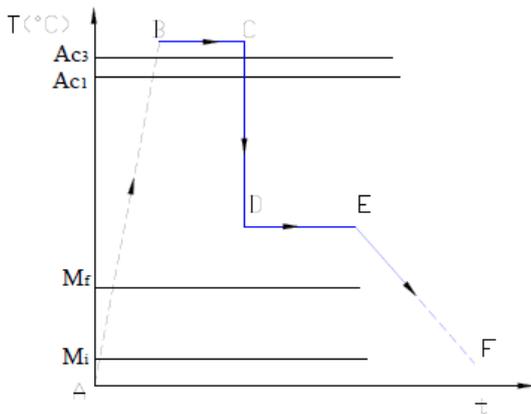


Figura 13 Diagramma Temperatura tempo Isotermica

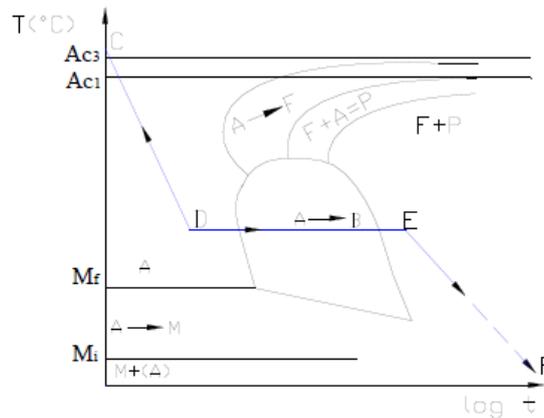


Figura 14 Diagramma Temperatura tempo Bonifica Isotermica

### Indurimento per precipitazione

Un trattamento termico molto importante è l'indurimento per precipitazione, esso viene comunemente utilizzato su Acciai Inox austenitici (Inox e duplex), questo trattamento consente, in

generale, di migliorare caratteristiche quali la resistenza meccanica a temperatura ambiente e/o alte temperature e la resistenza a corrosione. Tale trattamento prevede tre stadi: trattamento termico di solubilizzazione (SHT), tempra ed invecchiamento. Il trattamento di solubilizzazione viene condotto ad una temperatura  $T_s$  (temperatura di solubilizzazione) che varia in un intervallo di  $1000^{\circ}\text{C}$  e  $1250^{\circ}\text{C}$ , più si lavora con temperature alte e più la struttura che si ottiene è a grana fine inoltre il tempo di permanenza deve essere sufficientemente lungo allo scopo di ottenere una soluzione solida omogenea. Il processo di tempra consiste in un brusco raffreddamento, in genere in acqua, fino a temperatura ambiente allo scopo di inibire i processi diffusivi. Ciò consente di ottenere a bassa temperatura una soluzione solida soprassatura in condizioni metastabili. Durante il trattamento di invecchiamento si ha infine la precipitazione di composti indurenti contenenti gli elementi leganti (inizialmente in soluzione solida), determinando così un rafforzamento della matrice. Alcune leghe di alluminio induriscono a temperatura ambiente (invecchiamento naturale), mentre altre vengono invecchiate artificialmente mediante riscaldamento ad una temperatura intermedia tra la temperatura ambiente e quella di solubilizzazione. Il trattamento di solubilizzazione, tempra ed invecchiamento naturale si indica con T4, mentre la designazione T6 fa riferimento ad un trattamento di solubilizzazione, tempra ed invecchiamento artificiale.

Le curve di invecchiamento, che riportano la durezza in funzione del tempo di invecchiamento, variano con la temperatura; questo indica che la velocità di precipitazione non è costante con la temperatura. La formazione dei precipitati avviene in un certo numero di stadi; il primo step consiste nella formazione di cluster di soluto che possiedono una struttura FCC analoga a quella dell'alluminio, ma sono più ricchi di elementi in lega. Queste aggregazioni, che prendono il nome di zone di Guinier-Preston I (GP I), sono di piccole dimensioni e non offrono significativa resistenza al movimento delle dislocazioni. In questa fase non si ha quindi un rilevante aumento di durezza. Il secondo stadio prevede la formazione delle zone di Guinier-Preston II (GP II). Queste possiedono una struttura FCC, ma hanno dimensioni maggiori rispetto alle precedenti generando un rafforzamento per distorsione reticolare. All'aumentare del tempo di invecchiamento si ha la formazione del precipitato semicoerente. Lo scopo principale del trattamento è giungere a questa tipologia di precipitato perché è quello che maggiormente rafforza la lega. Questo ha infatti la stessa stechiometria della fase di equilibrio, ma possiede una struttura cristallina coerente con la matrice che determina la massima distorsione del reticolo. Infine, dopo un ulteriore periodo di tempo, si forma il precipitato incoerente cui corrisponde un calo di durezza (overaging).

Quando una dislocazione lineare incontra nel suo movimento un precipitato coerente con la matrice, questa può superarlo per taglio o attraverso il meccanismo di Orowan. Si parla di meccanismo di Orowan quando la dislocazione incontra due particelle poste a distanza  $l$  e le supera generando una dislocazione ad anello che avvolge i precipitati e una dislocazione rettilinea che prosegue il suo movimento oltre l'ostacolo. La tensione di taglio necessaria per avere by pass di Orowan è data dall'equazione:

$$\tau = \frac{2Gb}{l}$$

dove  $b$  è il modulo del vettore di Burgers e  $G$  il modulo di taglio. Si parla invece di meccanismo di taglio quando la dislocazione attraversa le particelle tagliandole. Detto  $r$  il raggio della particella, la tensione necessaria perché la dislocazione tagli il precipitato è data dall'equazione:

$$\tau \propto r^{\frac{1}{2}}$$

Per una data  $T$  di invecchiamento all'aumentare del tempo di permanenza in temperatura si ha un aumento della dimensione delle particelle coerenti e quindi della loro distanza media. Dalle equazioni soprariportate si desume che l'incremento di tensione  $\Delta\tau$  necessario perché le dislocazioni taglino i precipitati aumenta, mentre quello occorrente ad Orowan diminuisce. La curva che mostra l'incremento dello sforzo di taglio per il movimento della dislocazione in funzione del tempo di permanenza presenta quindi un massimo; di conseguenza le dislocazioni si muoveranno secondo il meccanismo che richiede lo sforzo minore.

Tabella 1 Designazione(T) delle leghe di alluminio

T1	Tempra in aria e invecchiamento naturale
T2	Tempra in aria, incrudimento e invecchiamento naturale
T3	Tempra, incrudimento e invecchiamento naturale
T4	Tempra e invecchiamento naturale
T5	Tempra in aria e invecchiamento artificiale
T6	Tempra e invecchiamento artificiale
T7	Tempra e stabilizzazione
T8	Tempra, incrudimento e invecchiamento artificiale
T9	Tempra, invecchiamento artificiale e incrudimento
T10	Tempra, invecchiamento artificiale e incrudimento

## Capitolo 2.2 Parametri che influenzano le proprietà dei componenti

L'obiettivo principale di questa ricerca è studiare e confrontare l'influenza che certi trattamenti termici hanno su certi parametri di campioni in acciaio (Maraging e 316L) realizzati con tecnologia SLM. I dati raccolti successivamente saranno confrontati con i medesimi campioni realizzati invece con tecniche comuni come fusione o forgiatura per analizzare eventuali differenze

I parametri presi in considerazione per lo studio sono: Durezza, Resistenza allo snervamento, Duttilità e Resistenza alla trazione.

Sui parametri sopra citati, e sulle altre proprietà meccaniche del componente incide in particolare modo la microstruttura del nostro pezzo, essa può venire influenzata da trattamenti termici come DAT (Direct Aging Treatment), ST (Solution Treatment), SAT (Solution + Aging Treatment), inoltre bisogna tenere in considerazione anche i parametri del fascio laser con cui viene realizzato il componente, per esempio potenza del laser, velocità di scansione, diametro di spot.

## Capitolo 3: MATERIALI CONSIDERATI, COMPOSIZIONE E INFLUENZA CARATTERISTICHE LASER

### Capitolo 3.1 Materiali considerati e composizione:

Gli acciai presi in considerazione in questa ricerca sono:

#### 18Ni-300 Maraging Steel :

Tabella 2 Composizione 18Ni-300

Alloying element	Ni	Co	Mo	Ti	Cr	Si	Mn	Al	C	P	Fe
wt%	18.5	9.0	5.2	0.62	0.20	0.01	0.08	0.07	0.02	0.02	Balance

In metallurgia con il nome Maraging Steel si indica un acciaio con caratteristiche di durezza e malleabilità elevate, dotato inoltre di buona tenacità con un comportamento elastico fino a rottura.

Come si può notare dal datasheet (io cancellerei la figura e rifare per bene solo la tabella con gli elementi di lega) sopra, il ferro costituente la lega, viene addizionato inoltre con Cobalto e Nichel (agenti di rinforzo). Sono presenti inoltre minori quantità di molibdeno alluminio e titanio. A differenza della maggior parte degli acciai contiene percentuali di carbonio esigue <0,2%. Il nome Maraging deriva dall'abbreviazione di Martensite-Aging e indica il processo con cui sono realizzati questi acciai, cioè essi sono ottenuti per invecchiamento della martensite. A causa dell'estrema povertà di carbonio la martensite ha una struttura cristallino cubica e non tetragonale, quindi esso non presenta la fragilità tipica della martensite. Grazie alla precipitazione degli elementi in lega ottenuta tramite l'invecchiamento si riescono a ottenere elevati miglioramenti delle proprietà meccaniche come resistenza allo snervamento/rottura alla trazione.

Questi acciai vengono trattati termicamente con tempra e rinvenimento.

La tempra si esegue con il riscaldamento dell'acciaio fino a 800-900°C temperatura alla quale rimane per circa 5h permettendo così agli elementi in lega di diffondersi. Successivamente segue un rapido raffreddamento a temperature molto basse per trasformare l'austenite in martensite cubica. L'invecchiamento invece si opera per riscaldamento intorno ai 400-500°C facendo così precipitare i vari composti intermetallici da cui in seguito deriverà l'elevata durezza dell'acciaio.

Questo acciaio trova impiego in campo aeronautico, aerospaziale e automobilistico dove le temperature di esercizio sono lontane dalla temperatura di rinvenimento dell'acciaio.

### **Acciaio inox 316L**

L'acciaio inox 316L o AISI316L è una lega di acciaio inox austenitica composta da un tenore di cromo tra il 16% e il 18%, di nichel tra il 11% e 14% e di molibdeno tra il 2% e 3%. A differenza del AISI 316, questa ha un tenore di carbonio inferiore allo 0,035% utile quindi ad impedire la precipitazione dei carburi di cromo e quindi la corrosione. La presenza del Molibdeno rende ottima la resistenza alla corrosione. Esso trova impiego nel settore alimentare/agroalimentare ed in numerosi ambienti chimici acidi e clorurati.

Element	C	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Mo
wt%	0.03	0.75	0.025	0.01	17.5-18.0	2.0	Balance	12.5-13.0	0.5	2.25-2.50

Tabella 3 Composizione e proprietà meccaniche 316L

Mechanical Properties	Test Method	As Built	Heat Treated
Tensile strength	ISO 6892-1:2009(B) Annex D	587 ± 26 MPa	529 ± 8 MPa
Yield Strength (Rp 0.2%)	ISO 6892-1:2009(B) Annex D	464 ± 26 MPa	330 ± 8 MPa
Elongation at Break	ISO 6892-1:2009(B) Annex D	Approx. 40 ± 5%	Approx. 63 ± 5%
Young's Modulus	-	167 ± 26 GPa	200 GPa
Hardness	DIN EN ISO 6508-1	20 HRC	20 HRC

**\_CARBONIO:** è il principale elemento alligante del ferro per ottenere un acciaio. Incide negativamente su Lavorabilità, saldabilità, tenacità e sulla plasticità a freddo. Al contrario incide positivamente su Resistenza, durezza, temprabilità e resistenza all'usura.

**\_NICHEL:** Molto spesso è accompagnato dal cromo e molibdeno, indice positivamente su resistenza, durezza allo stato bonificato, temprabilità resistenze e resilienza e migliora la resistenza alla corrosione.

**\_CROMO:** Ha benefici su resistenza durezza allo stato bonificato temprabilità resistenza resilienza e resistenza alla corrosione.

**\_MOLIBDENO:** Normalmente accompagnato da nichel e cromo, aumenta resistenza durezza durata utensili, temprabilità e resistenza alla corrosione.

**\_SILICIO:** Presente in moltissimi acciai per via della sua azione ossidante, aumenta la resistenza all'usura, temprabilità e cala la deformabilità a caldo e freddo.

**\_MANGANESE:** I suoi effetti principali sono, indurire l'acciaio senza pregiudicare la resilienza, influenza la fucinabilità, saldabilità e aumenta la penetrazione della tempra.

### Capitolo 3.2 Influenza parametri del laser:

I componenti metallici realizzati con processi di Additive Manufacturing, più precisamente con tecnologia SLM, spesso possono offrire caratteristiche e proprietà meccaniche superiori a quelli dei materiali sfusi. I parametri di processo possono essere classificati come parametri laser (Potenza e dimensione dello spot) e parametri di scansione (Velocità, distanza tra le tracce e strategia di scansione) e una serie di altre variabili legate prevalentemente alla fisica del processo (tipo e numero di supporti, orientamento, atmosfera, preriscaldamento), in questo lavoro ci si è concentrati sulle prime due.

Per valutare l'effetto di queste categorie si introduce un parametro chiamato Fluenza o Energia per Unità di Volume:

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

Per osservare al meglio l'influenza di questi parametri sugli acciai Maraging si è deciso di considerarli con una certa possibilità di variazione cioè, la potenza del laser varia tra 100-400W, la velocità di scansione tra 400 e 1000 mm/s, la distanza tra tracce adiacenti (passo) compresa tra 0,025 e 0,2mm il Diametro di spot tra 0,05-0,3 mm.

Altri parametri come lo spessore del layer (0,05mm), la dimensione del campione (lunghezza 34mm profondità 6mm e 3mm di spessore) sono mantenuti costanti per esaminare l'effetto della direzione di costruzione sulle proprietà meccaniche.

Per quanto riguarda invece l'AISI 316L il range di variazione di questi parametri, per ottenere densità maggiori del 98%, scelto è una potenza tra 100W e 150W, passo compreso da 0,05-0,07mm e orientamento che varia da 45° a 90°.

Il termine orientamento, indica la direzione di costruzione del campione, cioè se viene realizzato usando un laser che rispetto all'orizzontale esegue passate inclinate, nel nostro caso, di 45° o 90°.

Queste variazioni di direzione influiscono sulla distanza intra-layer e sul numero di layer, questo influenza la quantità di energia che trattiene il campione, più il numero di layer e di conseguenza la loro distanza è alta e meno energia viene trattenuta e ciò influisce sulla microstruttura del componente.

Sono state inoltre determinate la densità del componente con il Metodo di Archimede e la microstruttura è stata osservata mediante l'uso del microscopio ottico.

La densità è una proprietà fondamentale che determina le proprietà meccaniche del componente realizzato come SLM. La potenza del laser, velocità di scansione pitch (altezza dal piano) e il diametro di spot, sono parametri che influenzano notevolmente la densità dei provini stampati con SLM.

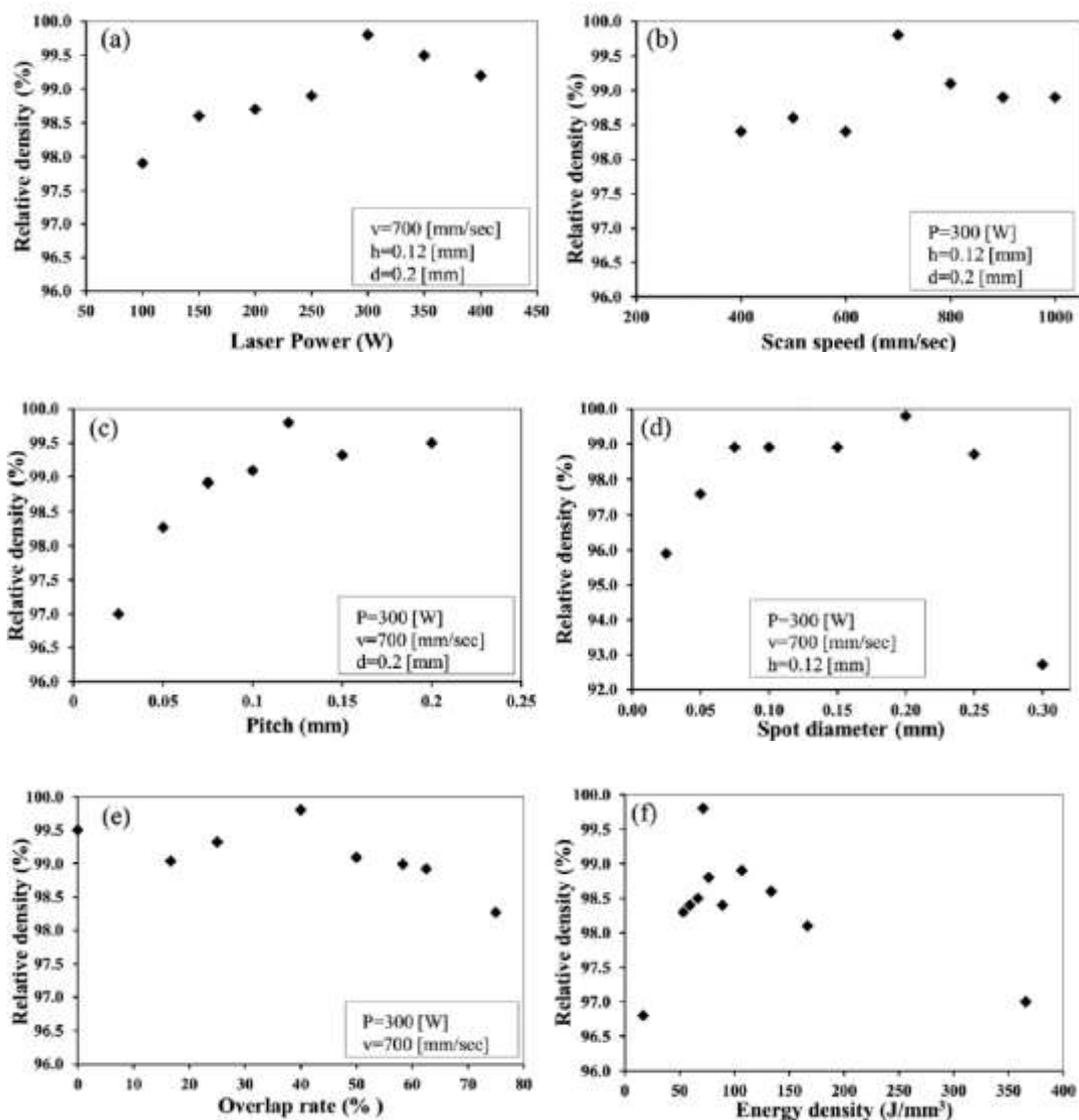


Figura 15 Influenza sulla Densità dei parametri del laser

I diagrammi sopra-riportati mostrano come varia la densità in funzione dei parametri citati nel caso dell'acciaio Maraging. Come si nota dalla figura A con una potenza del laser di 100W la densità del campione è circa 97,9%, facendo aumentare la potenza la densità relativa aumenta fino ad un valore massimo di 99,8% con 300W. Oltre i 300W la densità cala fino ad arrivare a 99,2% con 400W. La figura B invece mostra che la densità aumenta da 98,4 a 99,8% con un aumento di velocità di scansione da 400m/sa 700mm/s. Oltre i 700mm/s essa cala fino a 98,7% ottenuto con una velocità di 1000mm/s. L'immagine C mostra che usando un pitch di 0,025mm otteniamo un valore di densità basso 97% mentre aumentando il pitch fino a 0,12mm la densità cresce rapidamente fino a 99,8%, incrementando ancora il pitch la densità calerebbe di poco. Un altro parametro importante è il tasso di ricoprimento, esso è funzione del pitch e del diametro di spot,  $Overlap\ rate\ (\%) = (1-h/d)*100$ .

I risultati ottenuti in figura C sono stati ottenuti usando  $d=0,2$ . Quando il pitch è sotto 0,1mm le tracce di scansione sono costantemente intersecate. Quando la potenza del laser velocità di scansione e lo spessore del layer sono tenuti costanti l'energia assorbita per unità di volume cresce al decrescere del pitch.

### Potenza del laser:

La potenza è il primo parametro che influenza la densità finale del componente. A parità di altri parametri, all'aumentare della potenza la densità aumenta, per poi diminuire leggermente se si instaurano fenomeni di balling o in caso d'intrappolamento di gas nella pozza a causa delle alte velocità. Potenze troppo basse non permettono una corretta penetrazione del calore e quindi causano la mancata ri-fusione dei layer precedenti, con conseguente minore adesione tra gli strati. Inoltre, le temperature massime raggiunte sono minori e con esse cala anche la viscosità del metallo liquido. Il metallo fuso viscoso ha scarsa bagnabilità e non riesce a penetrare all'interno dei vuoti, ma tende a formare degli agglomerati metallici circondati da zone a mancata fusione.

### **Acciaio Maraging:**

Considerando una potenza di 100W la densità relativa del campione è di circa 97,3%.

Aumentando la potenza fino a 300W si ottiene una densità massima del 99,8%, oltre questa soglia la densità cala.

### **AISI 316L**

La figura sotto ci mostra i parametri di processo per avere densità maggiori del 98% si nota che componenti con densità così elevata si ottengono con Potenza del Laser tra 90-150W e velocità di scansione di 500-900mm/s. E' possibile notare che quando con potenze del laser <100W si ottiene una densità molto bassa. Mentre con Potenze di 150W si ottengono massimi valori di densità. Densità di 98,4% si ottengono con Potenze di 100W e Hatch space di 0,05mm mentre il massimo si ottiene con 150W e 0,07mm.

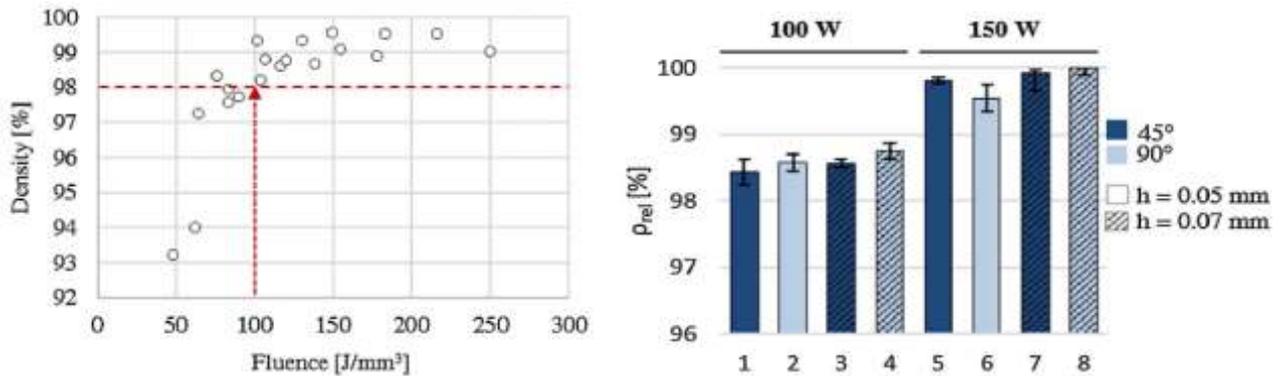


Figura 16 Distribuzione densità in funzione della fluenza e andamento densità in funzione potenza del laser

Come si può notare dalle figure sotto, la potenza del laser influisce anche su proprietà come l'allungamento a rottura, quest'ultima invece incide a sua volta su YS e UTS. In particolare quando la potenza cala, l'allungamento cala circa del 10%, questo vale anche per i componenti con diverse direzioni di costruzione (45° e 90°). Questo può essere correlato alla minor densità dei componenti realizzati con potenze di 100W, di conseguenza vuoti e cavità riducono fortemente l'allungamento a rottura.

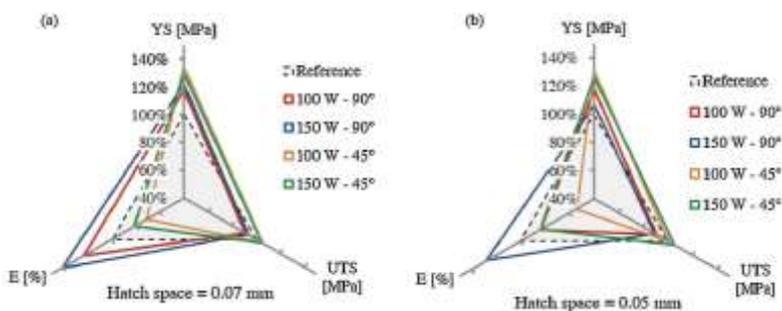


Figura 17 Influenza potenza del laser su YS.

### Velocità di scansione

La velocità ha un effetto opposto a quello della potenza. L'aumento di velocità, infatti, aumenta la presenza di difetti di consolidamento: il tempo di interazione tra il fascio laser e la superficie diminuisce e quindi le temperature in gioco e la profondità della pozza di fusione calano.

Per quanto riguarda invece la velocità di scansione passa da 98,4% a 99,8 passando da 400 a 700mm/s.

### Passo

Un andamento simile lo ha anche il passo, che passando da 0,025 a 0,12mm porta la densità ad aumentare fino a 99,8%. Al contrario un passo molto piccolo implica troppa energia in input, che potrebbe deteriorare troppo la superficie facendo calare molto rapidamente la densità, invece un passo troppo grande può impedire una corretta fusione del letto di polvere depositato, a causa della ridotta sovrapposizione tra tracce adiacenti, causando quindi la formazione di porosità con un calo della densità.

### Strategia di scansione:

La strategia di scansione indica in che modo il laser si muove all'interno dei confini di ciascuno strato per fondere tutta la superficie di interesse. Esistono varie tipologie di scansione governate da software:

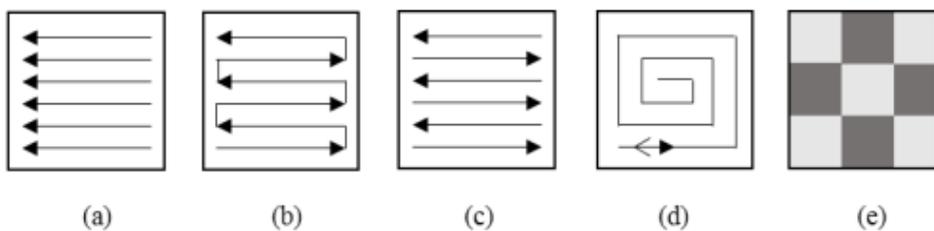


Figura 18 Strategie di scansione

La scelta della strategia di scansione influenza fortemente le tensioni residue sul componente perché è responsabile dei gradienti termici che si formano all'interno del componente. Negli studi fatti finora la strategia più utilizzata è quella a scacchiera con rotazione successiva delle isole e del punto iniziale di accensione del laser.

### Diametro di spot

L'interazione del laser con lo strato di polvere avviene con il laser a fuoco e quindi il diametro coincide con lo spot. Più grande è lo spot e più grande sarà la quantità di polvere influenzata.

variando le dimensioni dello spot del laser incidente si possono ottenere risultati differenti nel prodotto finale.

Come si può notare dai grafici, un diametro di spot molto piccolo porta ad avere valori di densità bassi, questo perché si creano tracce fuse più strette con spazi adiacenti che costituiscono pori. Al contrario aumentando il diametro la densità aumenta, però bisogna stare molto attenti, perché diametri molto grandi, circa 0,3mm possono portare a densità molto basse 92,7%, questo perché se il diametro aumenta, l'area di contatto con il laser aumenta mentre l'energia per sciogliere la polvere rimane costante, di conseguenza l'efficienza di fusione cala e porta alla formazione di porosità. Quando invece il diametro è uguale al passo notiamo valori di densità prossimi a 99,5%. Questo accade perché anche con lo 0% di sovrapposizione, la larghezza della traccia posata è più grande del punto laser focalizzato, ciò può produrre una buona fusione track-to-track caratterizzata da un minor numero di pori e una superficie migliore per le passate di finitura della SLM.

### **La Densità di energia:**

#### **Acciaio Maraging:**

Un altro parametro fondamentale è la densità di energia (E)  $E=P/(vht)$  essa è funzione della potenza del laser (P), velocità di scansione(v), del passo (h) e dello spessore del layer (t). L'energia utilizzata deve essere tale da fondere interamente tutta la polvere, come infatti si può notare dai grafici sopra, più è alta E e più la densità è elevata, il massimo si ottiene con energia pari a 71,43J/mm<sup>3</sup> che porta ad avere una densità del 99,8%. Facendo degli studi al microscopio ottico, si è ottenuta una traccia di come può essere la superficie del componente "As built", dove si notano la distribuzione dei pori e i relativi valori di densità al variare dell'energia e della potenza del laser. Realizzando un componente con bassa densità di energia otteniamo una superficie con più pori e di maggiori dimensioni nella sezione orizzontale piuttosto che in quella verticale, sembra inoltre che l'orientazione dei pori sia coerente con la direzione di scansione (orizzontale). Le figura sotto A e B mostrano l'immagine ottenuta con microscopio ottico nella sezione trasversale sia orizzontale che verticale del campione "as built" che mostra la distribuzione dei pori e i relativi valori di densità sotto differenti condizioni di potenza del laser e densità di energia. Chiaramente molti pori rimangono nel campione realizzato con valori più bassi d'energia e potenza del laser. I pori sono larghi e più irregolari nella sezione orizzontale che in quella verticale. Nella figura A sembrerebbe quasi che i pori dalle forme irregolari sono orientati lungo la direzione di scansione, mentre nella figura B lungo la direzione di costruzione. Ad alti valori di densità di energia e potenza del laser,

numerosi pori persistono ancora. L'eccessiva energia per unità di volume può causare la formazione di una larga pozza di fusione e l'uscita dei gas intrappolati durante il ciclo di raffreddamento.

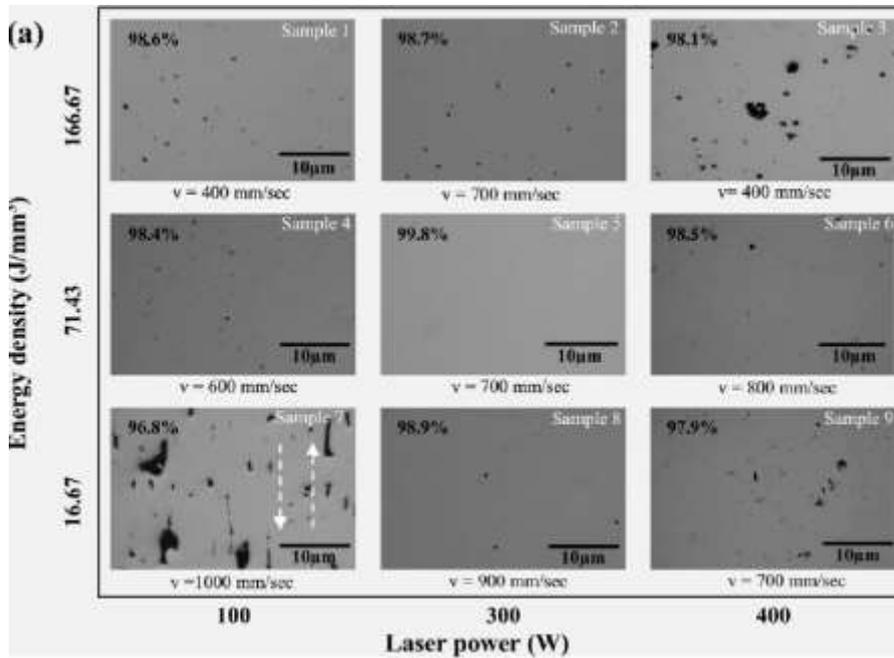


Figura 19 Sezioni orizzontali verticali di campioni as-built, distribuzione dei pori in funzione delle variazioni della densità relativa con densità di energia, potenza e velocità di scansione.

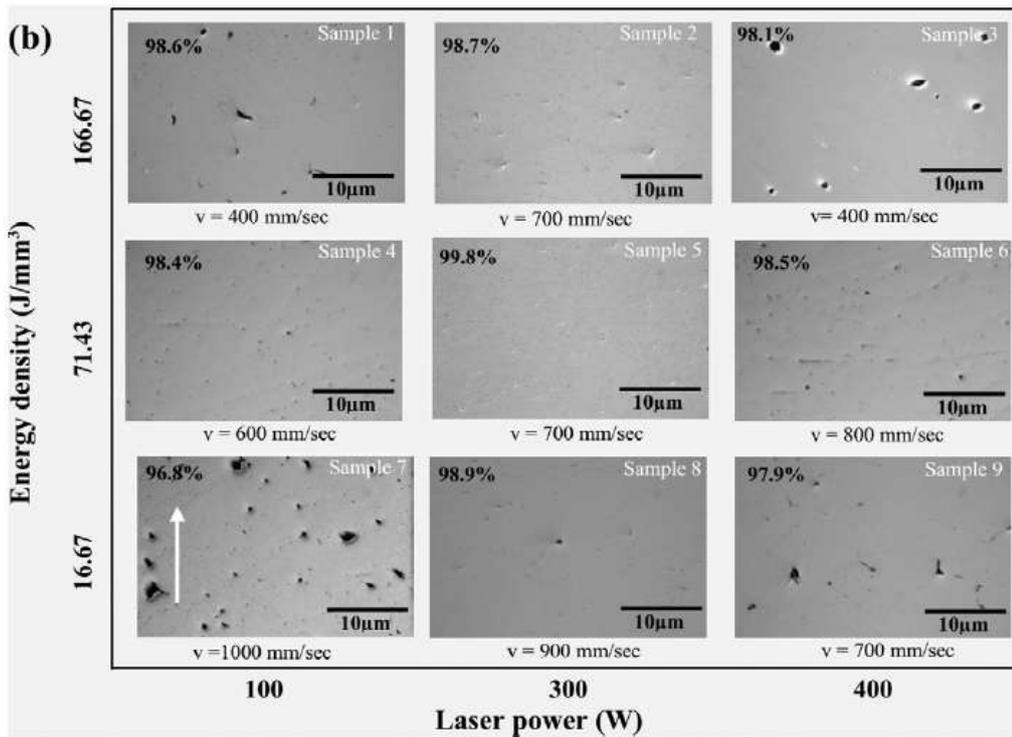


Figura 20 Sezioni trasversali verticali di campioni as-built, distribuzione dei pori in funzione delle variazioni della densità relativa con densità di energia, potenza e velocità di scansione

Come anche descritto precedentemente, la velocità ha un effetto sia positivo che negativo sulla densità, se fatta aumentare mantenendola entro certi limiti, la densità aumenta e quindi la presenza di difetti cala (400mm/s a 700mm/s) se invece è portata sopra questi valori i difetti aumentano, come si nota dalle foto, e di conseguenza la densità cala in maniera evidente.

Le frecce tratteggiate presenti nelle foto indicano la direzione di scansione, mentre quelle piene la direzione di costruzione.

Utilizzando il SEM (scanning Elecront Microscope) è stata osservata la morfologia della superficie del provino "As built".

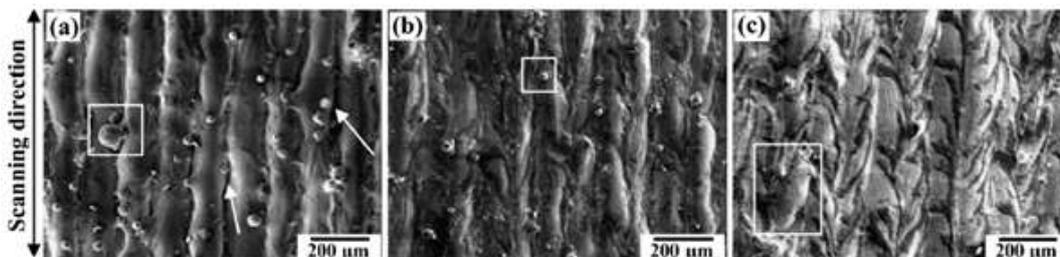


Figura 21: Immagini SEM sulle superfici superiori dei campioni as-built elaborate a densità di energia (a) minima (16,67 J / mm<sup>3</sup>), (b) ottimale (71,43 J / mm<sup>3</sup>) e (c) massima (166,67 J / mm<sup>3</sup>).

Superfici rugose sono state osservate con valori di energia tra (16,6 J/mm<sup>3</sup>) e un massimo a (166,6 J/mm<sup>3</sup>). Con il valore minimo una insufficiente fusione ha causato la formazione di distinte tracce e lacune, Inoltre sulla superficie possono essere viste particelle di polvere (evidenziate con un rettangolo), esse si pensa siano sorte dalla polvere non fusa a causa del basso valore d'energia. Al contrario alcune grandi particelle sferiche sono rimaste in superficie in condizioni di alto livello di densità di energia, questa loro formazione è causata dal fenomeno di "Balling" che deriva dal restringimento della traccia fusa in modo da ridurre l'energia di superficie sotto l'azione della tensione superficiale, il Balling è un tipico difetto microstrutturale quasi-invitabile nella maggior parte dei metodi di fusione a letto di polvere. La causa principale del Balling include il basso livello di densità di energia, l'alto gradiente termico, la scarsa bagnabilità della polvere fusa e la larga pozza di fusione con prolungato tempo di raffreddamento.

### ***Spessore di strato:***

Le tecnologie di additive manufacturing producono parti in 3D aggiungendo fette 2D strato dopo strato, pertanto, ad un certo punto del processo, la distanza tra ciascun strato deve essere impostata. Questa distanza è chiamata spessore di strato e ha valori compresi tra 0,02 - 0,1 millimetri. Più alto è questo valore e più veloce sarà il processo produttivo poiché, a parità di altezza, saranno richiesti meno strati. Per comparare processi produttivi si fa riferimento ad un fattore. Questo fattore mostra il volume di materiale prodotto per ora, normalmente espresso in cm<sup>3</sup> /h. Tale fattore viene calcolato con il prodotto tra lo spessore di strato, la distanza tra le tracce e la velocità di scansione.  $B = h \cdot t \cdot v$

Come si può vedere, il grado di costruzione (B), è direttamente proporzionale allo spessore di strato. In fase di settaggio dei parametri di processo bisogna considerare che nonostante un aumento dello spessore di strato risulti in un incremento della produttività, allo stesso tempo comporta una riduzione della risoluzione della parte, condizione molto restrittiva in alcuni impieghi specifici (si pensi per esempio a protesi biomediche).

## Capitolo 4: Influenza del trattamento termico sui campioni stampati SLM (Acciaio Maraging):

### Capitolo 4.1: Analisi svolte sulla microstruttura campione "As Built" trattato con SAT:

Tutte le analisi sotto riportate sono state eseguite su campioni di acciaio Maraging 18Ni-300 i quali a loro volta hanno subito due diversi trattamenti termici quali:

**Solution treatment:** E' un trattamento termico molto comune, viene usato per molte famiglie di metalli quali acciai inox, leghe di alluminio superleghe a base di nichel, leghe di titanio e rame, tutti questi possono richiedere la ricottura in soluzione. Lo scopo del trattamento è quello di dissolvere i precipitati presenti nel materiale e trasformare il materiale alla temperatura di ricottura in soluzione in una struttura monofase. Alla fine del processo il materiale viene rapidamente raffreddato fino a temperatura ambiente per evitare che si verifichino precipitazioni durante il raffreddamento. Come si può notare dall'immagine 22 i materiali trattati con ST vengono portati rispettivamente a temperature di 820°C e mantenuti per un'1h.

**Direct Aging Treatment:** Chiamato anche Invecchiamento esso è un trattamento termico atto ad aumentare la durezza dei metalli, è l'indispensabile completamento dell'operazione di tempra, che fine a se stessa non avrebbe una rilevante utilità pratica. Il mantenimento di una lega ad una temperatura intermedia tra quella di solubilizzazione e quella ambiente, provoca la precipitazione fine degli elementi di lega che si vanno a depositare nel bordo del grano cristallino del metallo aumentandone le dimensioni. Oltre al gradiente di temperatura esercitato, che non deve eccedere il limite di successiva trasformazione, il raggiungimento di alcune proprietà meccaniche è determinato dalla durata del processo stesso. Sempre osservando l'immagine 22 si nota che il campione viene portato alla temperatura di 460°C circa e mantenuto per diverse ore, circa 5.

Prima di sottoporre i nostri campioni ai trattamenti termici sopradescritti sono state fatte diverse analisi mediante il microscopio ottico, in modo da mostrare come si presenta la superficie del campione non appena è stato realizzato. L'immagine 23 rivela chiaramente tracce chiare e discontinue del processo di fusione indotto dal raggio laser. Le pozze di fusione hanno tipica forma ellittica o semi ellittica con asse parallelo alla direzione di accrescimento e la sovrapposizione tra le diverse tracce di scansione sono state osservate sulla croce verticale.

Durante il processo SLM il gradiente termico è massimo sul bordo anteriore del laser, la crescita della traccia di scansione sono proporzionali al gradiente termico. Le zone scure tra le varie tracce di scansione rivelano una eterogenea distribuzione degli elementi alliganti nel campione As-Built

Il complicato processo termico sperimentato durante il processo SLM porta ad una solidificazione delle strutture cellulari ed a una crescita epiassiale lungo i diversi confini. Come illustrato in figura 9c la sezione trasversale orizzontale del provino "As built" è costituito da una microstruttura cellulare di dimensioni sub-micrometriche con spaziatura intercellulare di 1 $\mu$ m, ciò contribuisce all'eccellente forza e durezza. Invece la microstruttura della parte trasversale verticale è caratterizzata da una fine microstruttura colonnare e/o dendritica a causa della rapida solidificazione della pozza fusa. A causa dell'elevato gradiente termico sul bordo grano, i grani si sono propagati allontanandosi da queste superfici. L'alto grado di raffreddamento durante la solidificazione ha portato alla formazione della fase  $\alpha'$  proibendo così la precipitazione dei componenti intermetallici.

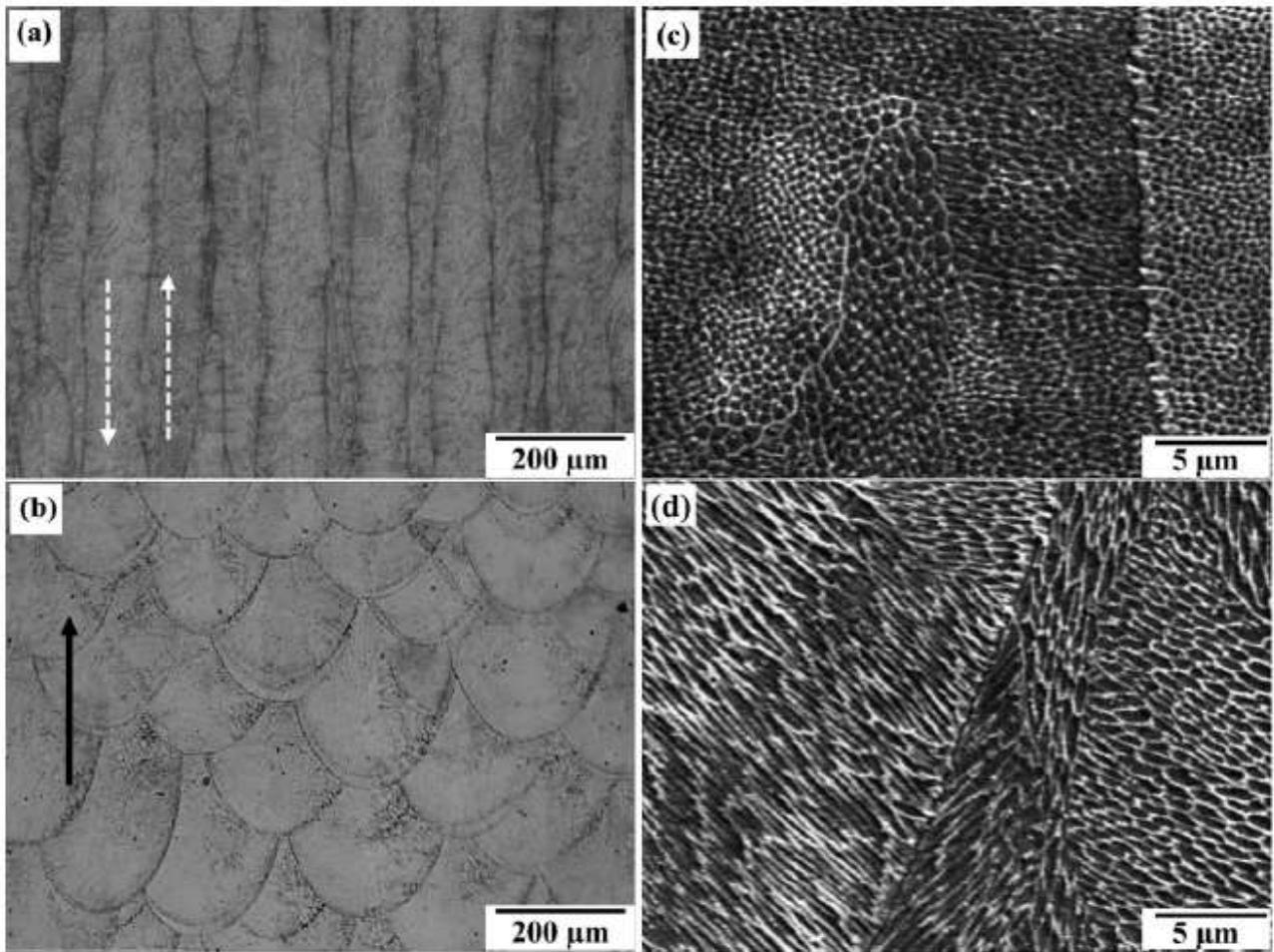


Figura 22 immagini SEM in sezione trasversale orizzontale e (b) verticale, (c) immagini SEM in sezione trasversale orizzontale e (d) verticale del campione as-built fabbricato in condizioni di processo ottimali.

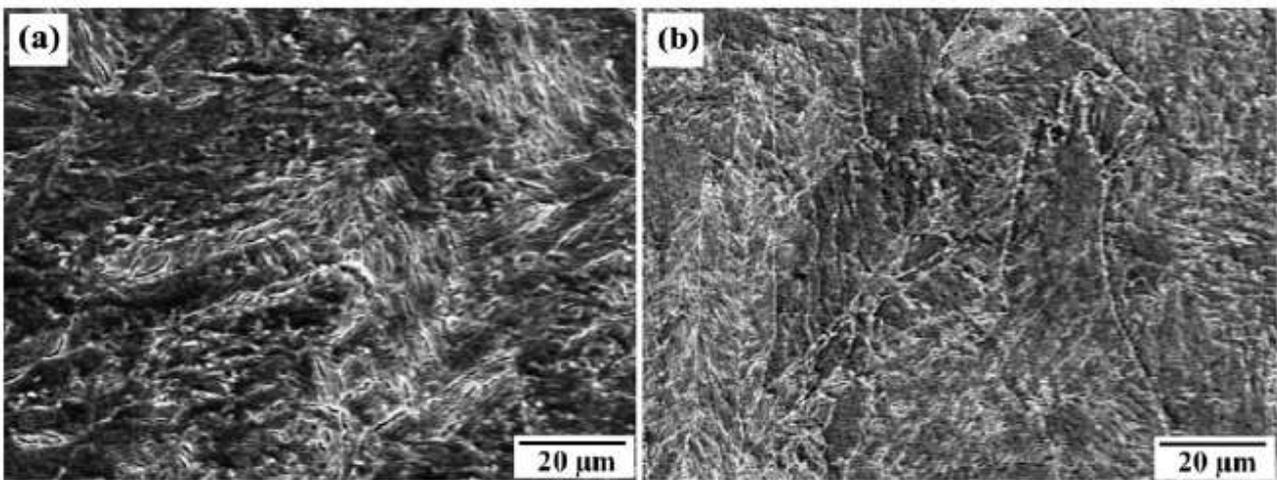


Figura 23 (a) Immagini SEM in sezione trasversale orizzontale e (b) della soluzione campione trattata a 820 ° C per 1 h e invecchiata a 460 ° C per 5 h.

La figura 24 A mostra la microstruttura del campione “così costruito” dove il confine è portato a scioglimento, si indica con il cerchio rosso, come si nota ci sono due morfologie di confini, uno con grappoli ad angolo piccolo costituito da strisce (freccie blu) e da strutture cellulari sottili (freccia arancione). Dopo il trattamento ST e con l’aumento del tempo di permanenza le celle e le strisce spariscono gradualmente (figura 24 B-G). Considerando una temperatura bassa del ST, troviamo una granulometria più grande, il confine esiste ancora (ST780-1h) e possiamo trovare anche delle particelle bianche al confine. Con l’aumento della temperatura la microstruttura mostra grandi slat intrecciati indicati da freccie arancioni e bianche. Questo perché l’alta temperatura durante ST provoca la crescita del grano austenitico che porta a listelli di martensite più grandi. Il miglioramento del tempo di permanenza durante ST non ha un gran effetto sulla microstruttura.

Invece le figure 24 H-M presentano la microstruttura dei campioni sottoposti al DAT a temperature e tempi di permanenza diversi. Le strisce, il confine fuso e le strutture cellulari non spariscono completamente ma diventano sfocati con l’aumento della T e del Tempo di permanenza.

La figura 24 H-M mostrano altre morfologie diverse da quelle ottenute con ST e DAT, sono costituite da pacchetti di martensite a SAT4006h. Il bordo grano indica che i pacchetti di martensite non si estendono dal limite del precedente grano austenitico. Inoltre può essere visto che il grano martensitico diventa più lungo e largo, però il confine è ancora debolmente visibile. Con l’aumento della temperatura a 560° o l’aumento del tempo di permanenza fino a 12h l’assicella martensitica sparisce.

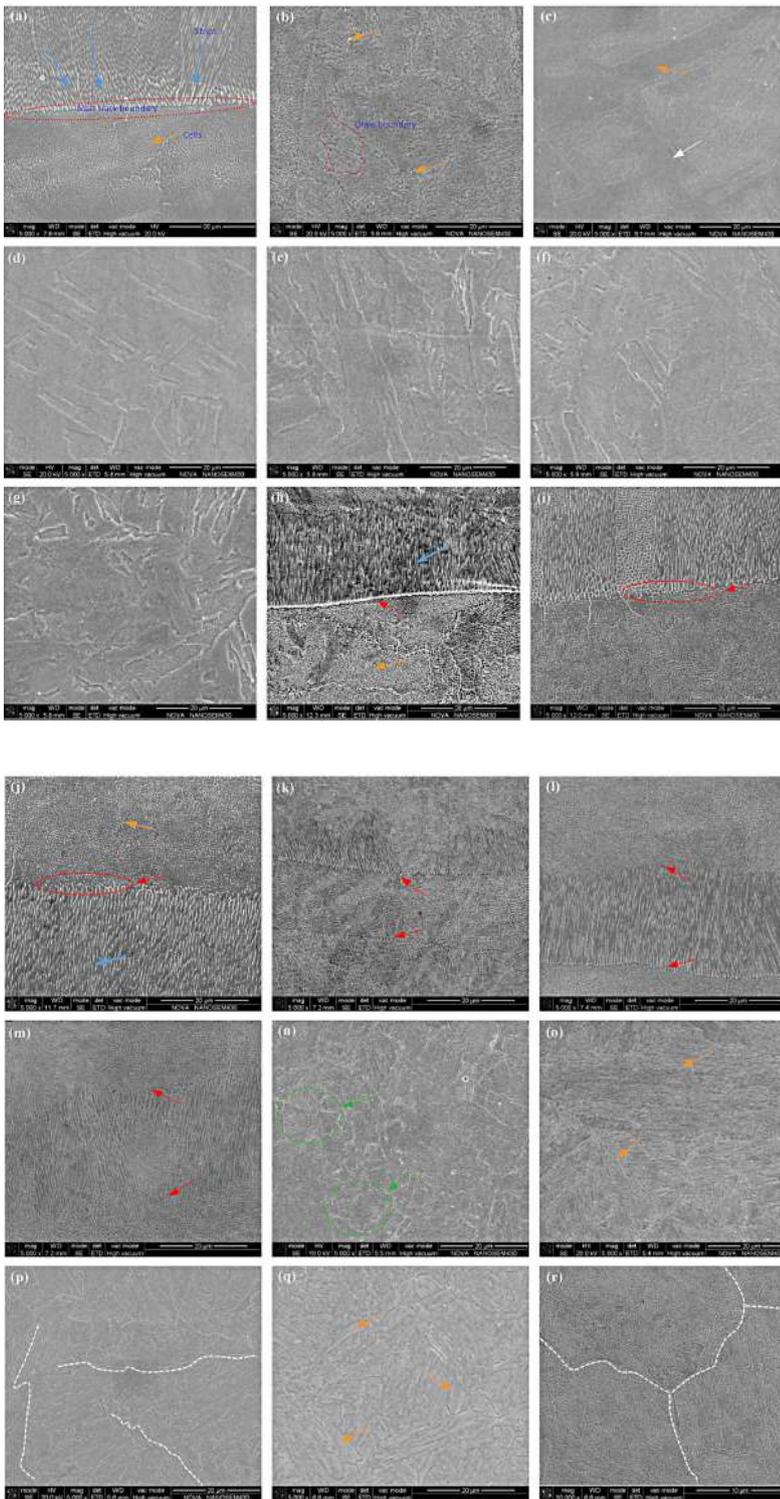


Figura 24 Immagini SEM che mostrano la microstruttura dell'acciaio Maraging formato SLM sotto diversi trattamenti termici: (a) as-built; (b) ST780-1 h; (c) ST900-1 h; (d) ST1020-1 h; (e) ST900-0,5 h; (f) ST900-2 h; (g) ST900-4 h; (h) DAT400-6 h; (i) DAT480-6 h; (

La figura 25 invece mostra le micrografie ottiche con luce a basso ingrandimento

Rispettivamente di ST900-1h SAT440-6h e SAT560-6h. Dopo aver sottoposto il campione ad un Solution Treatment a 900° per 1h la struttura martensitica è di piccole dimensioni. Sottoponendola ad un trattamento di invecchiamento a 440° per 6h notiamo alcuni piccoli cambiamenti (figura B), Invece aumentando la temperatura d'invecchiamento la dimensione del grano martensitico diventa più grande e comparabile con la spaziatura del listello.

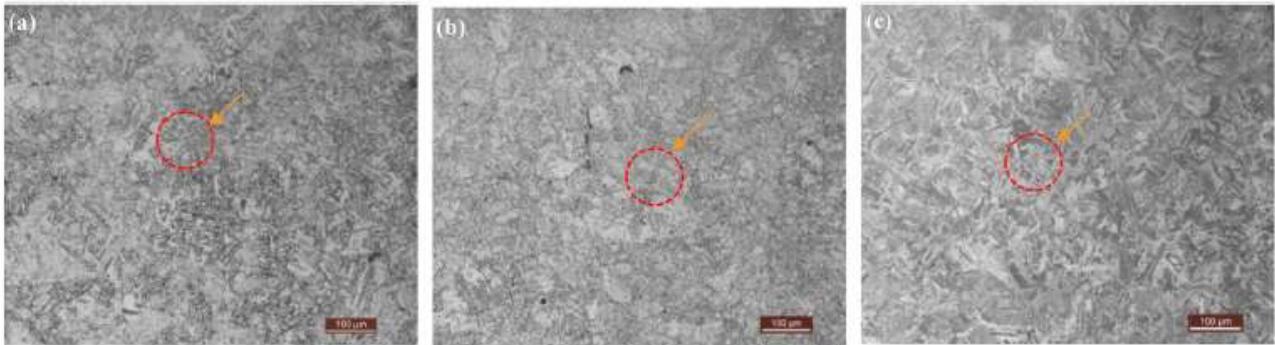


Figura 25 Micrografie ottiche con luce a basso ingrandimento: (a) ST900-1 h; (b) SAT440-6 h; (c) SAT560-6 h.

### Analisi XRD e EBSD

L'analisi XRD (X Ray Diffraction) è una delle tecniche più importanti per lo studio dei solidi cristallini. Non fornisce informazioni dirette sulla composizione chimica di un campione, ma permette di definire e quantificare le fasi cristalline presenti in un qualsiasi materiale nei primi 20 micron di superficie.

L'analisi XRD del campione SAT è mostrata nelle figure sotto, è evidente che  $\alpha$ -phase (BCC)  $\gamma$ -phase (FCC) coesistono nel campione "As Built" che indica che la struttura FCC è stata prodotta durante SLM. Con l'aumento della temperatura durante ST il picco  $\gamma$  (200) sparisce oltre 840°C mentre l'intensità del picco  $\alpha$  (200) cala. Al contrario l'intensità del picco  $\alpha$ (211) cresce debolmente. Possiamo concludere dicendo che il trattamento ST trasforma la fase  $\gamma$  in  $\alpha$  per raggiungere la piena matrice martensitica e la fase martensitica cresce preferibilmente nella direzione in cui aumentano temperatura e tempo di mantenimento. Seguendo l'incremento del tempo di mantenimento solo il picco  $\gamma$  (200) cresce e non esistono altri picchi. Il risultato ci indica che prolungando il tempo di permanenza possiamo solo promuovere l'incremento  $\gamma$ (200).

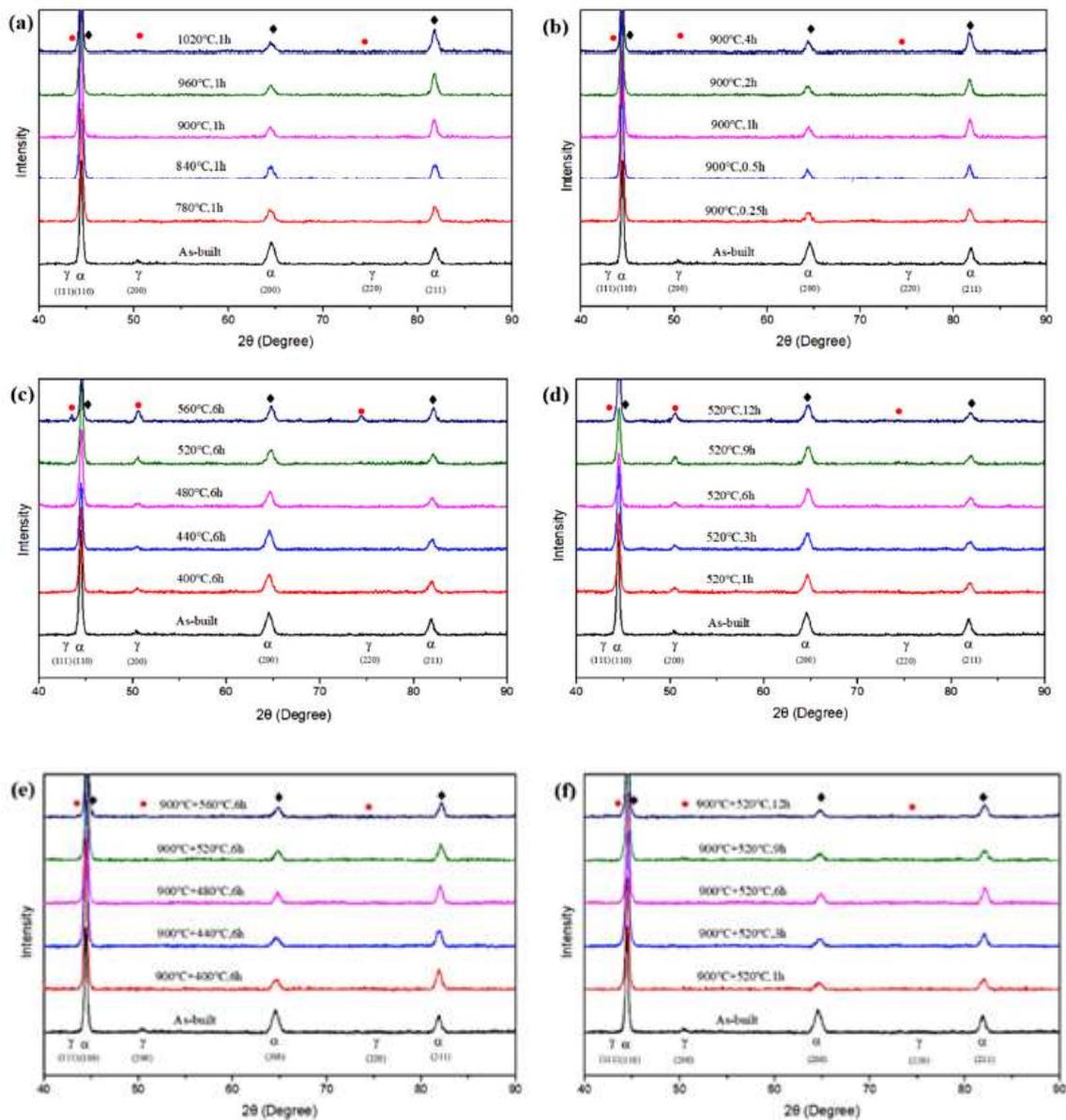


Figura 26 Gli spettri XRD di campioni di acciaio maraging: (a) ST a diverse temperature; (b) ST in tempi di permanenza diversi; (c) DAT a diverse temperature; (d) DAT tempo di permanenza diverso; (e) SAT a diverse temperature; (f) SAT in tempi di permanenza diver

Ora consideriamo le immagini E-F, esse sono simili al ST ma diverse dal DAT. Non esiste nessun picco  $\gamma$  nel SAT ciò indica che il trattamento di invecchiamento non permette la trasformazione a  $\gamma$  dopo ST.

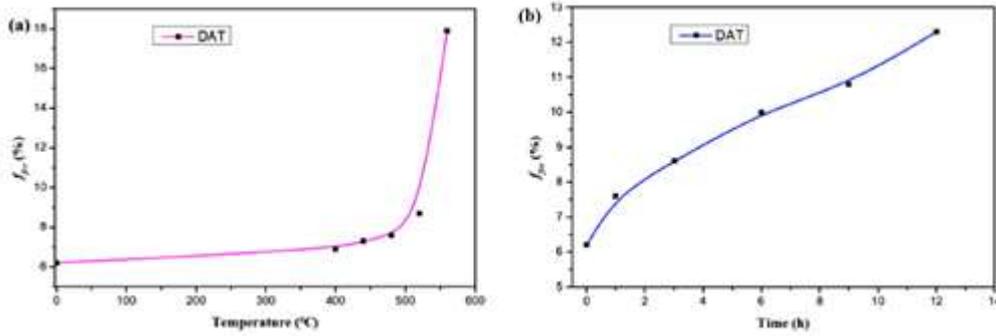


Figura 27 Il contenuto di austenite dei campioni di acciaio maraging DAT: (a) DAT in tempi di permanenza differenti; (b) DAT a diverse temperature

La diffrazione da retrodiffusione elettronica ( EBSD) è una tecnica cristallografica-microstrutturale usata per esaminare l'orientamento cristallografico di parecchi materiali.

La figura 28 invece mostra i dati EBSD sulle sezioni trasversali e orizzontali di provini invecchiati e sottoposti a ST.

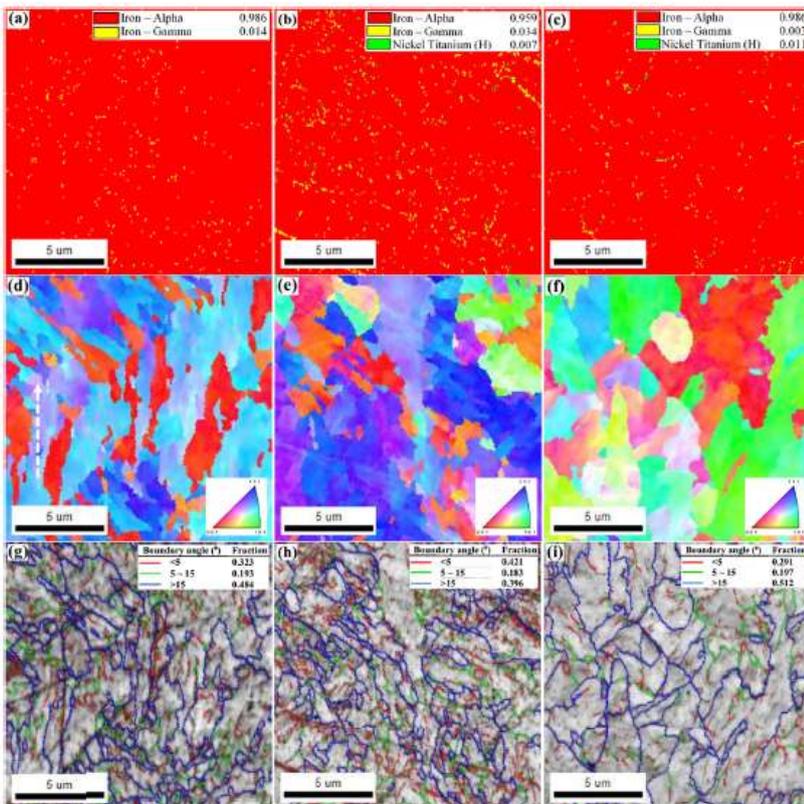


Figura 28 : Dati EBSD sulle sezioni trasversali orizzontali di (a), (d) e (g) "As Built", (b), (e) e (h) invecchiate (460 ° C per 5 h) e (c), (f) e (i) campioni STed (STed a 820 ° C per 1h e invecchiati a 460 ° C per 5 h). (a) - (c) mappe di fase, (d) - (f) mappe

La figura 28 A-C mostra la mappa di fase del componente "As built" e si può notare che non è completamente martensitico infatti sono rimaste tracce della fase  $\gamma$ . Dopo l'invecchiamento a 460 gradi per 5h la quantità di fase  $\gamma$  è aumentata. Invece se sottoposto a ST a 820 gradi per 1h e poi invecchiamento a 460 gradi per 5h, avremmo portato la fase  $\gamma$  a calare, allo stesso tempo sarebbero apparse tracce di particelle di Ni<sub>3</sub>Ti precipitate durante l'invecchiamento. La figura 28 D-F, la mappa IP, ci mostra la dimensione, la forma e l'orientazione dei grani dei componenti "così costruito", Invecchiato e sottoposto a SAT.

I trattamenti termici presi in considerazione non sono diversi da quelli indicati nelle parti precedenti, cioè ST (Solution Treatment), DAT (Direct Aging Treatment) e SAT (Solution + Aging Treatment).

Conducendo un'analisi microstrutturale si nota che ST e SAT elimineranno la struttura cellulare e quella a listelli, ma il DAT ha solo un lieve effetto su queste. Prendendo in considerazione il DAT, aumentando la temperatura e il tempo di mantenimento, la percentuale di Austenite aumenta, mentre invece con ST e SAT l'Austenite è introvabile. Al tempo stesso sia l'allungamento che la tenacità del provino trattato con DAT aumentano leggermente, all'aumentare della temperatura. E' importante sottolineare che il DAT produce una microdurezza, resistenza alla trazione e resistenza agli urti molto simile al SAT, sebbene le microstrutture siano completamente diverse.

Per prevenire l'ossidazione durante il trattamento termico, più precisamente durante il riscaldamento, i provini sono posizionati tubo di vetro isolato riempito con l'argon, un gas a elevato purezza, Inoltre sono poi posizionati all'interno di una fornace a temperatura ambiente. A causa dell'alto processo di raffreddamento del processo SLM, la dimensione dei grani è molto piccola. Per studiare al meglio il processo di trattamento termico, si è usato il DSC cioè il calorimetro a scansione differenziale. La caratteristica DSC mostra il fenomeno endotermico, ed esotermico durante il fenomeno del riscaldamento, esso è correlato alla trasformazione di fase.

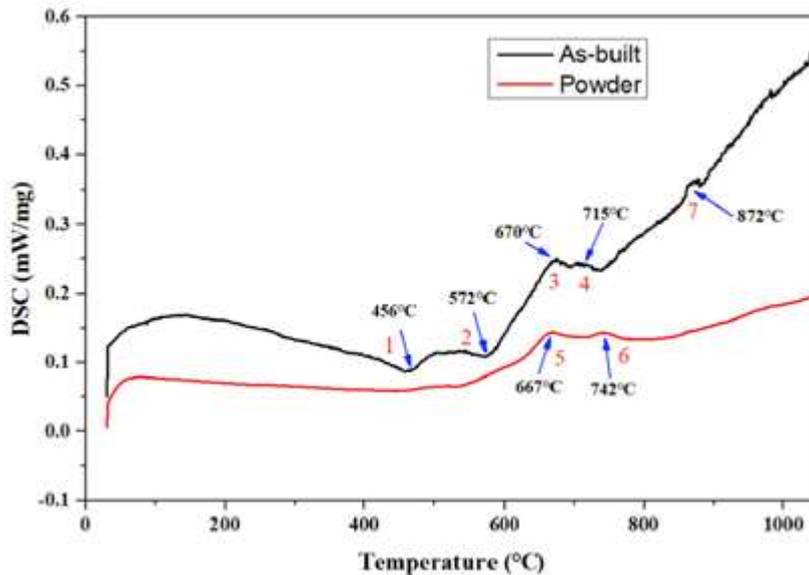


Figura 29 Curve DSC per polvere di acciaio Maraging e campione prodotto da SLM.

L'immagine 29 rappresenta la curva DSC per il provino "così costruito" mostra 4 picchi mentre quella della polvere ne ha solo 2. Il primo picco esotermico può essere attribuito alla formazione del carburo.

Il secondo picco esotermico è spesso associato alla crescita del grano dell'austenite trattenuta e alla formazione dei principali precipitati intermetallici come il  $Ni_3(Ti,Mo)$  seguito dalla decomposizione del  $Fe_2Mo$ . I picchi endotermici 3,4 sono nella zona ad alta temperatura. Il primo può essere correlato alla trasformazione di fase da  $\alpha$  a  $\gamma$  e quest'ultimo è considerato causato dalla decomposizione dei precipitati.

Alcuni disturbi si verificano ad alte temperature nella curva DSC per il provino "così costruito" che può essere correlato all'inclusione di impurità come gli ossidi durante il processo di stampaggio. I picchi 5,6 indicano che la polvere venga trattata mediante SAT.

## Capitolo 4.2 Effetto dei trattamenti termici sulle proprietà meccaniche acciaio maraging

La figura 30 mostra curve di tensione-deformazione ottenute da prove di trazione eseguite con direzione di carico prima parallela e poi perpendicolare alla direzione di costruzione per provini "As Built" e SAT trattati. I primi hanno mostrato buona duttilità, bassa resistenza alla trazione e bassi valori del modulo di Young. Però invecchiamento e ST hanno portato ad un significativo aumento della resistenza a trazione, ad un incremento significativo del modulo di Young e ad un calo drastico della duttilità. Questo aumento della forza è causato dalla precipitazione di componenti intermetallici fini nella matrice martensitica durante l'invecchiamento. L'aumento invece del modulo di Young è associato alla formazione di precipitati fini durante il processo SAT, questo perché i vari composti intermetallici hanno modulo di Young più elevato rispetto alla matrice martensitica. Per quanto riguarda l'influenza della direzione di costruzione sulle proprietà meccaniche, i provini verticali con direzione di costruzione parallela alla direzione di carico hanno una minore resistenza alla trazione, ma un maggiore allungamento rispetto al provino orizzontale, con direzione di costruzione perpendicolare alla direzione di carico.

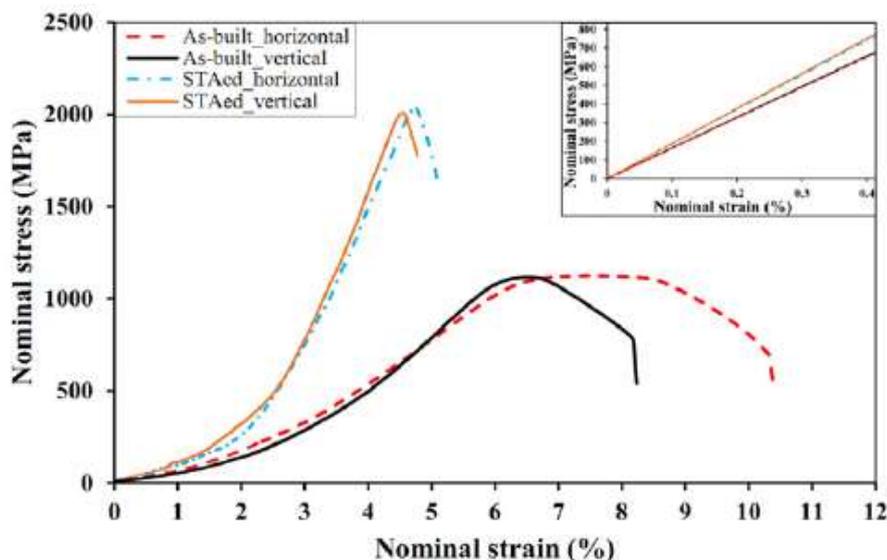


Figura 30 Tensione nominale - curve di deformazione per as-built con parametri di processo ottimali e Campioni STAed (STed a 820 ° C per 1 h e invecchiamento a 460 ° C per 5 h)

La figura 9 mostra le curve di trazione a temperatura ambiente dopo ST, DAT e SAT per evidenziare le differenze dopo certi trattamenti termici. Considerando il campione "As built" la resistenza a trazione decresce leggermente sotto ST, al contrario cresce nettamente dopo DAT e SAT. Nel dettaglio la resistenza a trazione prima cala e poi cresce con l'aumento della temperatura di ST, mentre l'allungamento a rottura rimane lo stesso. Al contrario la resistenza a trazione rimane invariata e l'allungamento a rottura prima cresce e poi cala con l'aumento della temperatura di mantenimento a 900°C. Per il campione DAT la resistenza a trazione e l'allungamento, entrambi sembrano aumentare e poi calare con l'aumento della temperatura di mantenimento. Specialmente la temperatura d'invecchiamento ha una particolare influenza, ciò è causato dall'effetto dell'austenite e delle particelle precipitate. L'aumento di austenite aumenta l'allungamento mentre può portare a riduzione della resistenza a trazione. Creando delle particelle di precipitati la resistenza a trazione aumenta, ma quando esse diventano troppo grandi oltre a far calare l'allungamento cala anche la resistenza a trazione. Per quanto riguarda invece i campioni SAT la resistenza a trazione cresce e poi cala drasticamente con l'aumento di temperatura dopo ST a 900°C per 1h mentre l'allungamento è quasi costante. Prolungando invece il tempo di mantenimento l'allungamento aumenta e poi cala. Il risultato sopra ci mostra come il trattamento termico ha effetto diverso sulla proprietà di trazione. Sia il DAT che SAT possono significativamente aumentare la resistenza a trazione allo stesso modo, ciò significa che il trattamento d'invecchiamento può da solo accrescere la resistenza a trazione delle parti realizzate con SLM senza richiedere un ST addizionale, posso ottenere ottime performance a 520° per 6h.

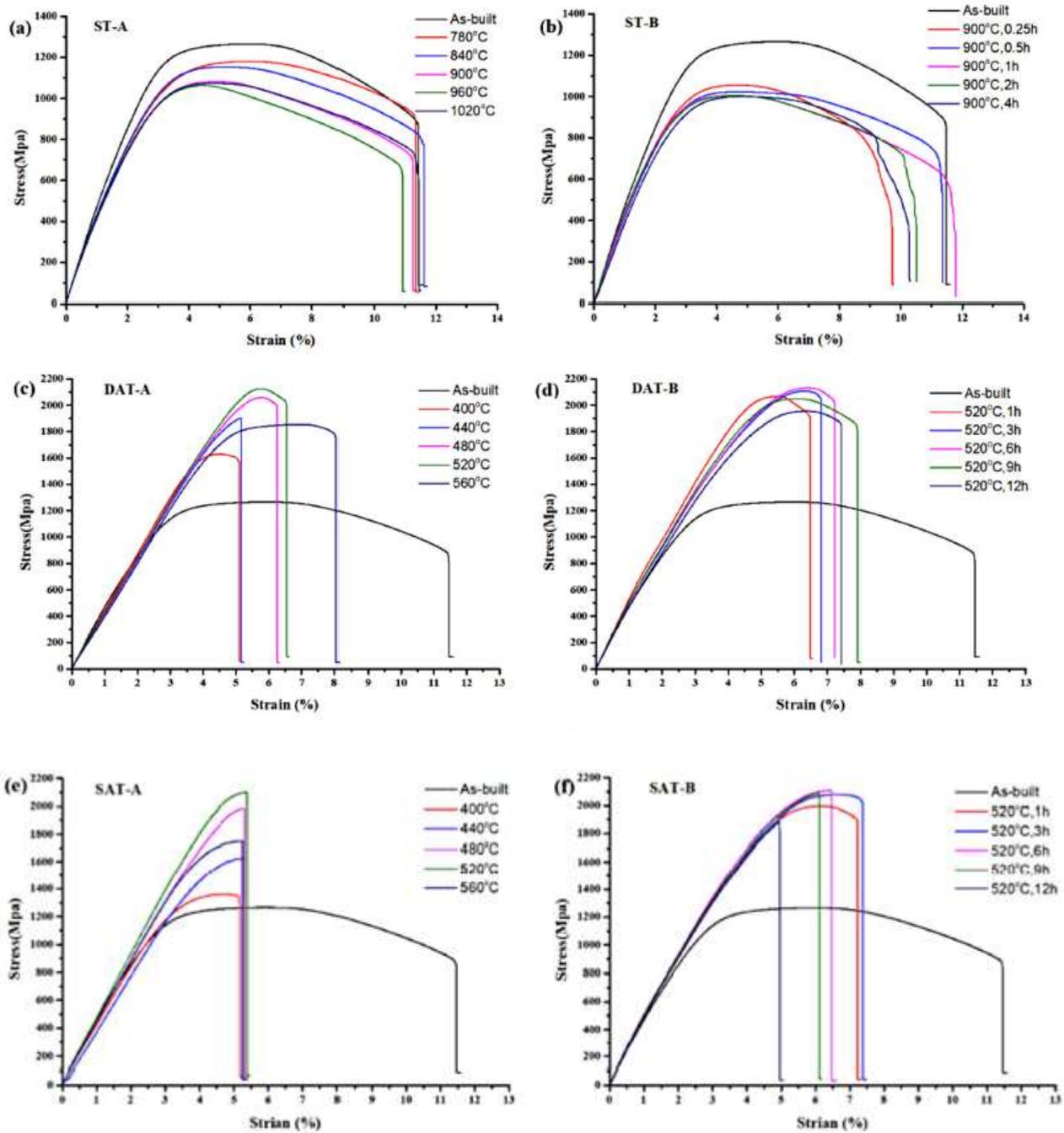


Figura 31 Curve sforzo-deformazione a diversi trattamenti termici: (a) (b) ST; (c) (d) DAT; (e) (f) SAT.

La morfologia della frattura ottenuta dai campioni "As Built", ST900-2h DAT520-6h e SAT520-6h è mostrata nelle due immagini sotto.

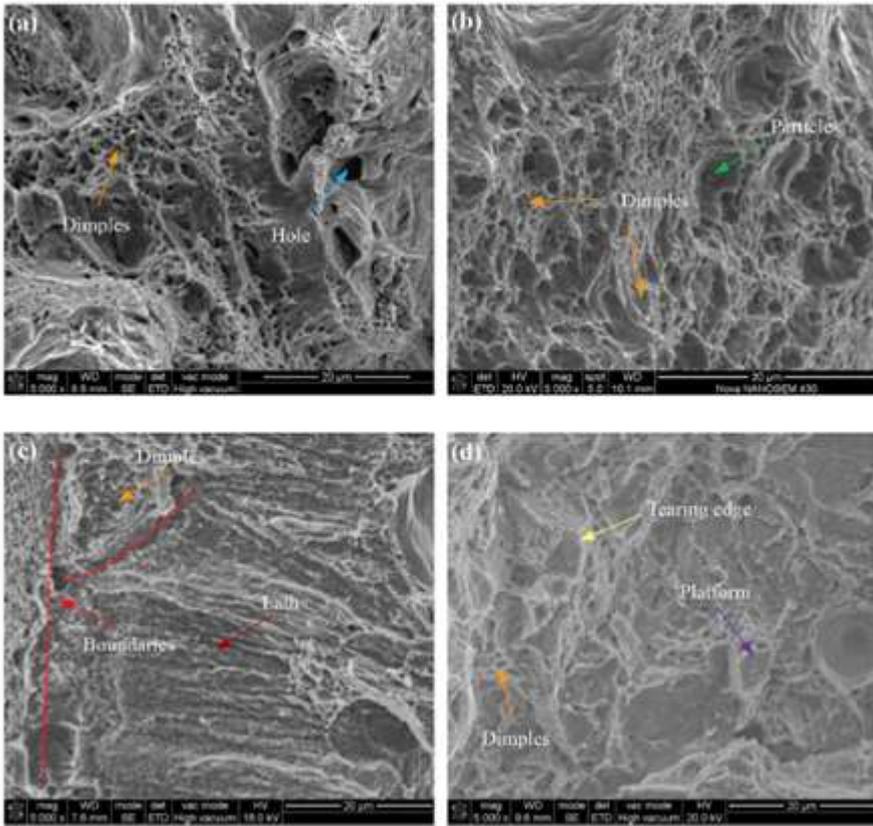


Figura 32 Morfologia della frattura dei campioni di trazione: (a) as-built; (b) ST900-2 h; (c) DAT520-6 h; (d) SAT520-6 h.

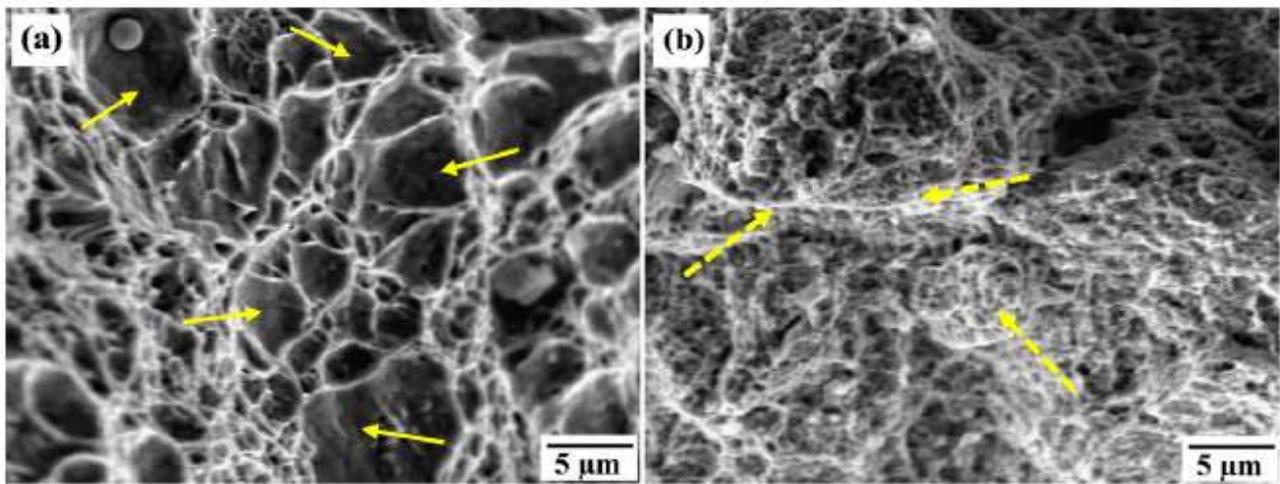


Figura 33 : Immagini SEM che mostrano le superfici di frattura dei campioni (a "As Built" e (b) con STA. Le frecce piene indicano fossette mentre le frecce tratteggiate mostrano fenditure da frattura.

Le fossette mostrate nella figura 32A indicano buona plasticità corrispondente ad un buon allungamento. Allo stesso tempo i fori profondi sono il risultato del processo SLM causato dal ritiro o dalla vaporizzazione del liquido fuso. LA figura 32B mostra un gran numero di fossette nel campione "così costruito" che dimostrano la frattura plastica e spiegano la ragione per cui

l'allungamento del "as built" e del ST sono simili. La particella incastonata (freccia verde) in una grande fossetta implica la presenza della seconda fase non disciolta. La figura 32C mostra l'immagine SEM della frattura superficiale del campione DAT520-6h in cui compaiono i pacchetti di asticelle e le fossette.

Si può affermare inoltre che la fessura si estende lungo i listelli martensitici, in un listello martensitico che è definito dai confini. Ciò dimostra ulteriormente l'esistenza di austenite (con buona plasticità) oltre che alla martensite. La figura 32D mostra la superficie di frattura del campione SAT520-6h. Oltre ai bordi di strappo (freccia gialla) e alle piccole piattaforme (freccia viola) ci sono un piccolo numero di fossette che ci fanno pensare che lo sviluppo delle crepe è principalmente regolato da un meccanismo di quasi-scissione. Per i campioni DAT e SAT le fratture sono ovviamente fragili con poca deformazione plastica.

È evidente che la superficie di frattura del provino "As Built" è rappresentata da sottili dimples (fig 33 A), questo rappresenta una modalità di rottura completamente transgranulare riferita come micro-coalescenza del vuoto. D'altra parte la rottura mostra nel provino trattato con SAT un aspetto fragile caratterizzato da fenditure (fig 33 B). I campioni processati a bassa e alta densità di energia hanno mostrato fratture fragili a causa di inefficienze di fusione, mentre quelli processati con densità di energia ottimale, di 71,43 J/mm<sup>3</sup> hanno avuto una frattura duttile.

Successivamente è stato eseguito uno studio sulla micro-durezza del campione "As built" dopo ST, DAT e SAT. Dalla figura 34 A e B possiamo notare come la micro-durezza del campione trattato con ST a varie temperature decresce e poi cresce debolmente dopo aver raggiunto il minimo, con aumento di temperatura e tempo di permanenza di 1h. Altri risultati indicano che ST può ridurre la micro-durezza dell'acciaio maraging realizzato con SLM del 15,7%.

Al contrario la figura 34 C-D mostra il comportamento della micro-durezza dei campioni trattati con DAT e SAT, essa cresce molto. Invece dopo il semplice DAT la durezza cresce e poi cala con l'aumento della temperatura e del tempo di permanenza. La durezza raggiunge il massimo valore a 653.94 HV a 520°C per 6h.

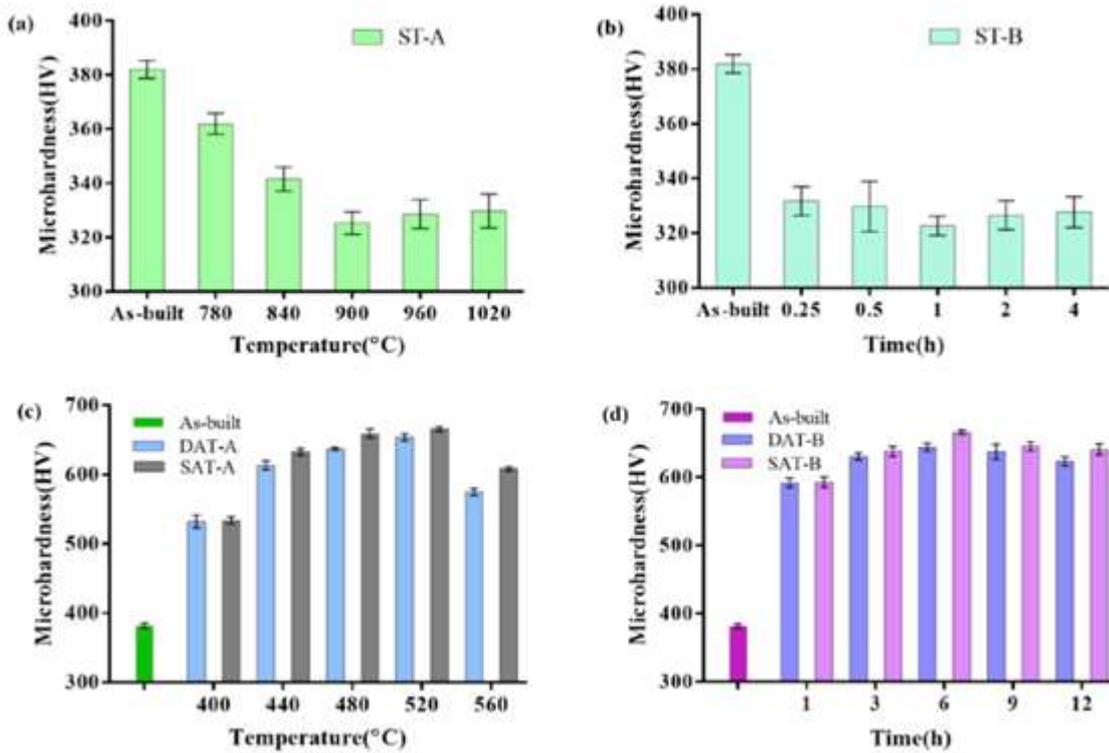


Figura 34 Durezza Micro-Vickers dell'acciaio Maraging a diversi trattamenti termici: (a) (b) ST; (c) (d) DAT e SAT.

La figura 35 mostra le variazioni di durezza Vickers in funzione della densità di energia.

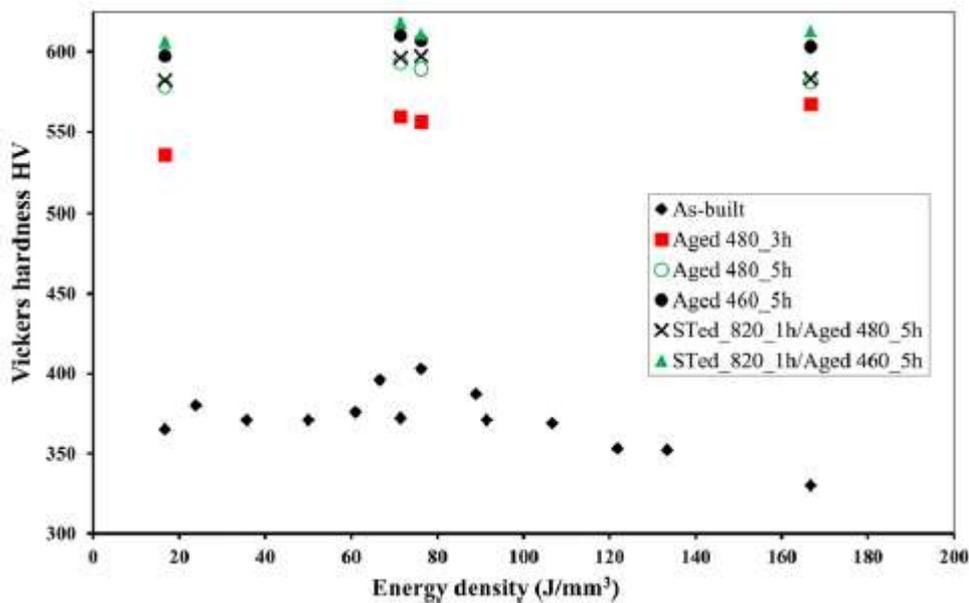


Figura 35Variazioni della durezza Vickers dei campioni as-built, invecchiati e STaed in funzione della densità di energia.

Prendendo in considerazione l'acciaio maraging tradizionale che ha durezza di 280HV allo stato martensitico, tutti i provini "As built" mostrano una durezza maggiore (330-400 HV) dopo il trattamento ST a 820° per 1h e un trattamento di invecchiamento a 480° per 5h.

La figura 36 mostra la dipendenza della durezza Vickers dalla temperatura di invecchiamento e dal tempo di mantenimento, per provini che sono stati costruiti con ottimo livello di densità di energia e ST trattati a 820° per 1h, seguiti da invecchiamento a diverse temperature e ore.

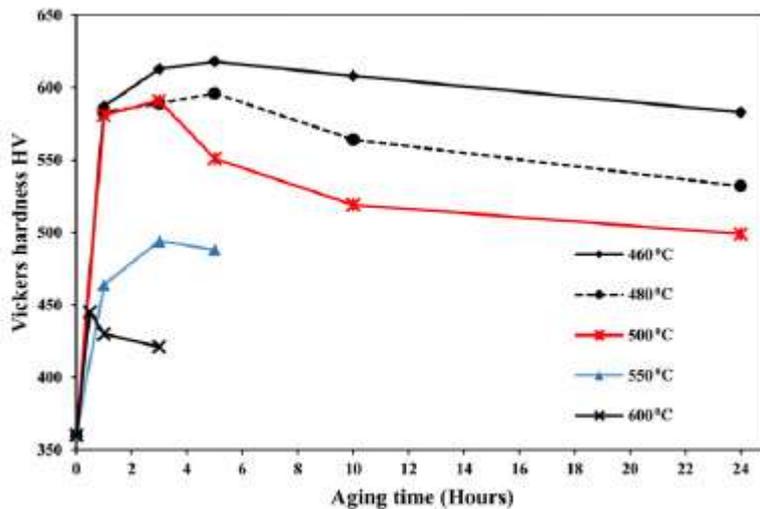


Figura 36 Dipendenza della durezza Vickers dalla temperatura e dal tempo di invecchiamento dei campioni costruito con densità energetica ottimale e trattato con soluzione a 820 ° C per 1 h

Come si nota dal grafico, l'invecchiamento a 460° porta il provino a valori di durezza molto alti, circa 618HV dopo invecchiamento per 460° per 5h. Prolungando il tempo di permanenza o aumentando le temperature, otteniamo un declino anche graduale della durezza, la causa principale di questo fatto è attribuibile al fatto che temperature più alte portino a ingrandimento eccessivo delle particelle, sottoponendole ad invecchiamento eccessivo.

### Resistenza all'impatto:

Svolgendo vari test sull'influenza della temperatura nella resistenza all'impatto, abbiamo riportato i risultati nel grafico sotto. Possiamo vedere come il ST può incrementare la resistenza fino ad un certo livello usando determinate temperature, questo incremento poi è seguito da un calo quando la temperatura è circa di 960° o quando il tempo di permanenza supera 1h. Al contrario sia il DAT che SAT permettono una riduzione della resistenza all'impatto. Sebbene la tenacità del DAT-A aumenti dopo i 480°C per 6h tutti gli altri calano drasticamente.

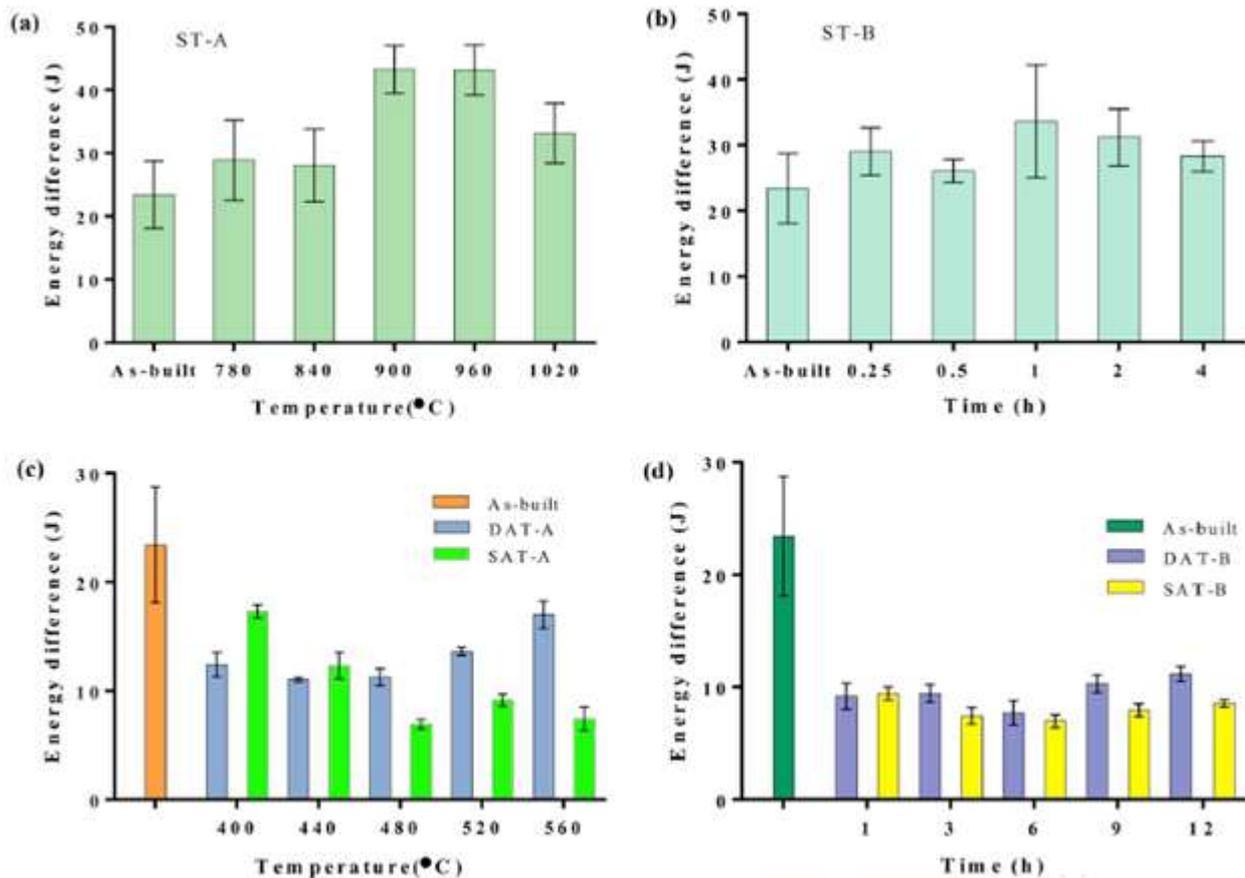


Figura 37: Risultati della prova d'urto Charpy dell'acciaio 18Ni-300 Maraging: (a) (b) ST; (c) (d) DAT e SAT.

La figura 38 invece mostra invece la superficie di frattura dopo una prova d'impatto Charpy a temperatura ambiente. Le labbra di taglio e la zona fibrosa coesistono (figura A-B) mentre la zona radicale è quasi inesistente il che indica buona tenacità dei campioni "as built" e ST900-1h. Il labbro di taglio di quest'ultimo è più grande e mostra così la migliore tenacità. Nella figura 38 C e D le superfici di fratture sono entrambe piatte e il labbro di taglio e la zona fibrosa non sono state trovate mentre sono state trovate alcune particelle ossidate o dei vuoti. La zona radicale piatta dimostra che la cricca cresce rapidamente dal V-port in corso d'impatto. Ciò è dovuto principalmente alla formazione di precipitati fini durante il trattamento d'invecchiamento sia nel DAT che SAT che limita così la deformazione duttile del campione.

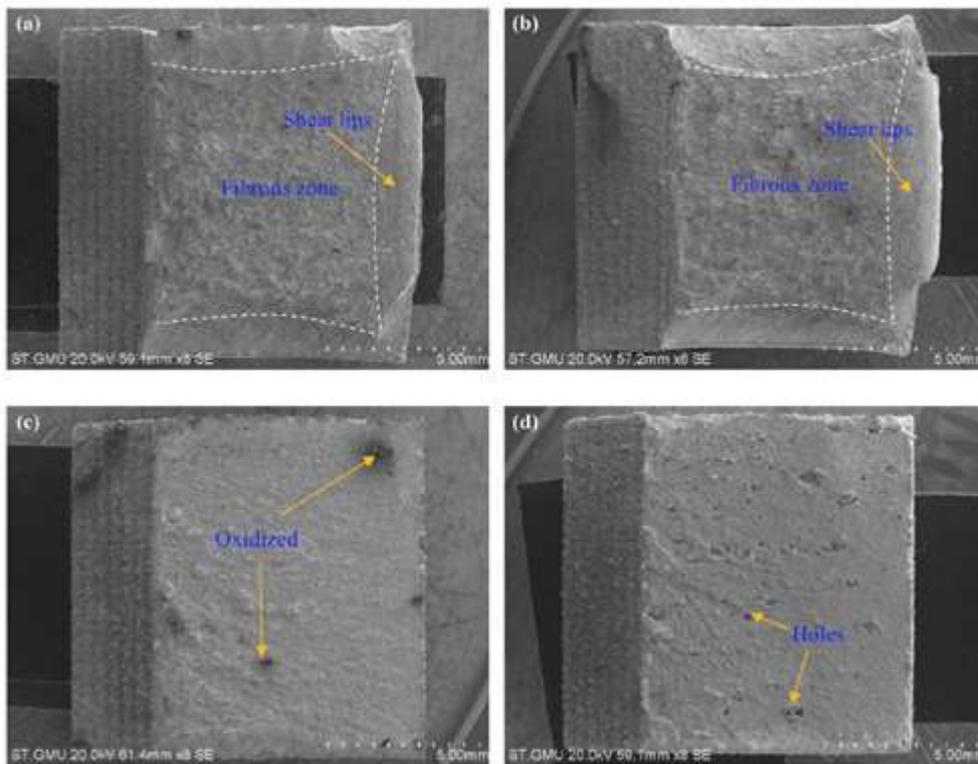


Figura 38 Superfici di frattura dei campioni di Charpy: a) come costruite; (b) ST900; (c) DAT520-6 h; (d) SAT480-6 h.

## **ANALISI SVOLTE E RISULTATI RACCOLTI ACCIAIO 316L(AISI316L)**

### **Caratterizzazione Microstrutturale:**

Precedentemente erano stati riportati gli studi inerenti al Maraging Steel 18Ni-300, ora invece verranno analizzati i campioni dell'Acciaio 316L:

Nella figura sottostante è possibile osservare la microstruttura dopo aver lavorato con tecnologia SLM o LPBF.

La sorgente di calore mobile sul letto di polvere ci permette di ottenere un risultato simile alla saldatura. Si vedono i grani colonnari crescere attraverso le pozze fuse, a causa della epiaassiale solidificazione e della rifusione degli strati, inoltre una diretta influenza della "storia" termica è possibile notarla dalla crescita del grano. Una microstruttura molto simile può essere vista nella figura 39 B sotto-riportata indicativa della ritenzione della microstruttura durante il trattamento termico di distensione.

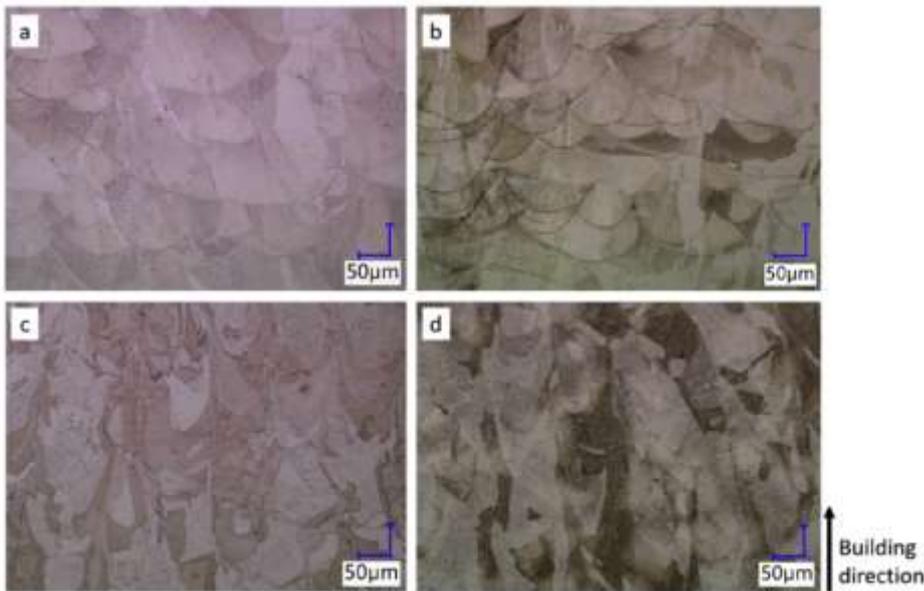


Figura 39 Immagini microscopiche ottiche che mostrano le microstrutture in condizioni as-built (a), alleviate le sollecitazioni (b), completamente ricotte (c) e HIP (d).

Osservando più attentamente è possibile notare un sotto-grano più fine sia per il campione “As Built” (A) e per quello Stress relieved (B). C’è inoltre una correlazione tra la forma del pool di fusione e l’orientazione delle strutture cellulari. Questi confini cellulari agiscono come un sistema per dislocazioni e segregazione elementare. Dopo un trattamento di ricottura le pozze fuse non sono visibili come nella figura C sopraripotata, probabilmente è possibile vedere un’irregolare disposizione di grani grossolani.

Osservando l’immagine SEM sotto-riportata è possibile notare l’assenza di strutture cellulari sottogranate e una riduzione forse del sistema di dislocazioni. Come si nota dallo studio delle foto HIP(hot isostatic pressed) figura sopra B e sotto C la microstruttura è simile a quella ricotta. Una non eccessiva dissoluzione dei bordi grano viene vista. Considerando le similitudini, AB e SR sono riferite ad una microstruttura del sotto-grano, mentre FA e HIP sono raggruppati come microstruttura a grana grossa.

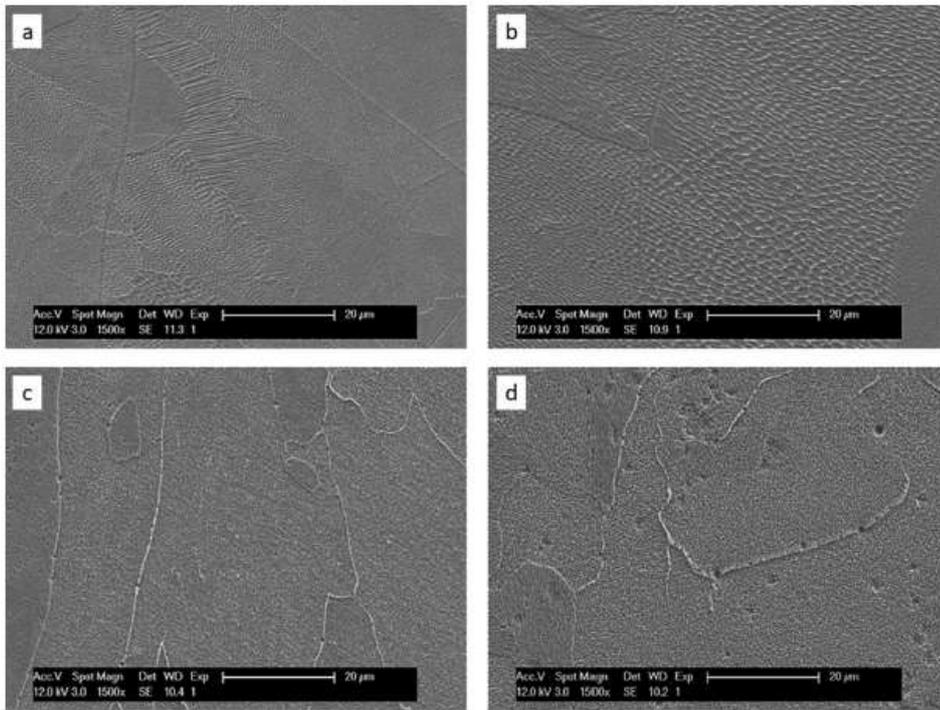


Figura 40 : Immagini SEM che mostrano microstrutture cellulari sottogranate negli stati as-built (a) e stress alleviato (b); microstrutture grossolane negli stati completamente ricotto (c) e HIP (d).

### **Influenza della struttura cellulare sub-granulosa**

Dalla relazione tra gradiente di temperatura e crescita del grano, velocità, grandezze maggiori di questi parametri in LPBF non consentono tempi di diffusione sufficienti per la solidificazione planare. Un Rateo di raffreddamento di  $10^5$ - $10^7$  K/s portano alla solidificazione cellulare con velocità che influenza la dimensione cellulare. Alcuni studi hanno verificato che un tasso di raffreddamento di  $10^6$  k/s permette di ottenere una spaziatura di 0,5-0,9 µm tra i bracci cellulari. Questi risultati sono in accordo con le microstrutture mostrate nelle immagini sopra. Viene affermato che una tale microstruttura cellulare formatasi con questo tasso di raffreddamento agisce sui confini delle cellule come sistema per reti di dislocazione e segregazione elementare. Tre tipi diversi di bordo sono stati osservati usando il microscopio elettronico e sono: Confine di pozza fusa, bordi grano e bordo cellulare. Il primo è noto come il più debole di loro come studiato dal comportamento a frattura. E' stato studiato che il distacco e la rottura si sono verificati lungo il bordo fuso durante la prova di trazione. Il bordo grano formato dalla solidificazione epitassiale e i confini cellulari svolgono quindi un ruolo significativo nel determinare la resistenza meccanica. Alcune relazioni come quella di Hall-Petch (che da una descrizione quantitativa della tensione di snervamento) conta per questa influenza della dimensione del grano e del bordo, affermando che diminuire le granulometrie portano ad aumentare la resistenza a trazione. A causa delle strutture

cellulari sub-granate, sebbene non considerevoli, si ottengono resistenze più elevate in base al rinforzo del bordo grano.

### Analisi XRD:

I modelli XRD rivelano che solo una fase singola dell'austenite si forma nel campione realizzato con SLM e trattato termicamente a varie temperature. Questo può essere attribuito al fatto che la trasformazione di fase è strettamente correlata al rateo di raffreddamento e alla composizione chimica dei vari alliganti specialmente Cr/Ni. Fino a quando questo rateo è basso la possibilità che avvenga la trasformazione ferritica è soppressa, inoltre la rapida solidificazione durante il processo SLM porta ad una densità molto alta di dislocazioni che possono prevenire la trasformazione di fase.

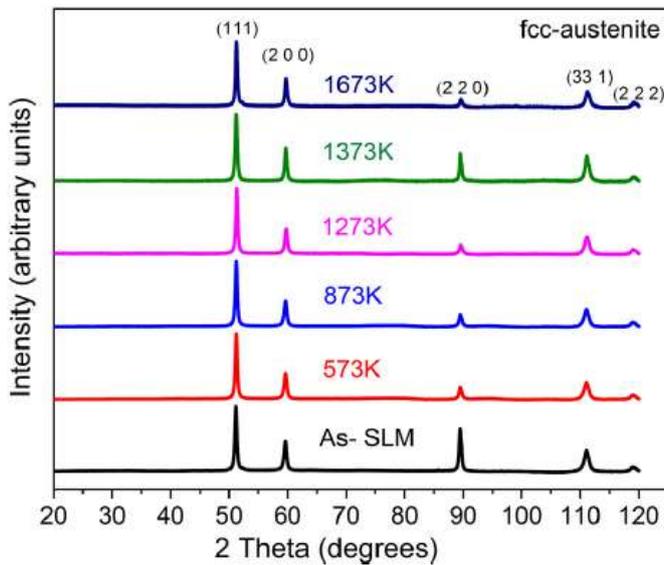


Figura 41 Modello XRD 316L

Come si può notare dalla figura, non troviamo differenze significative tra i picchi dei campioni SLM e trattati termicamente.

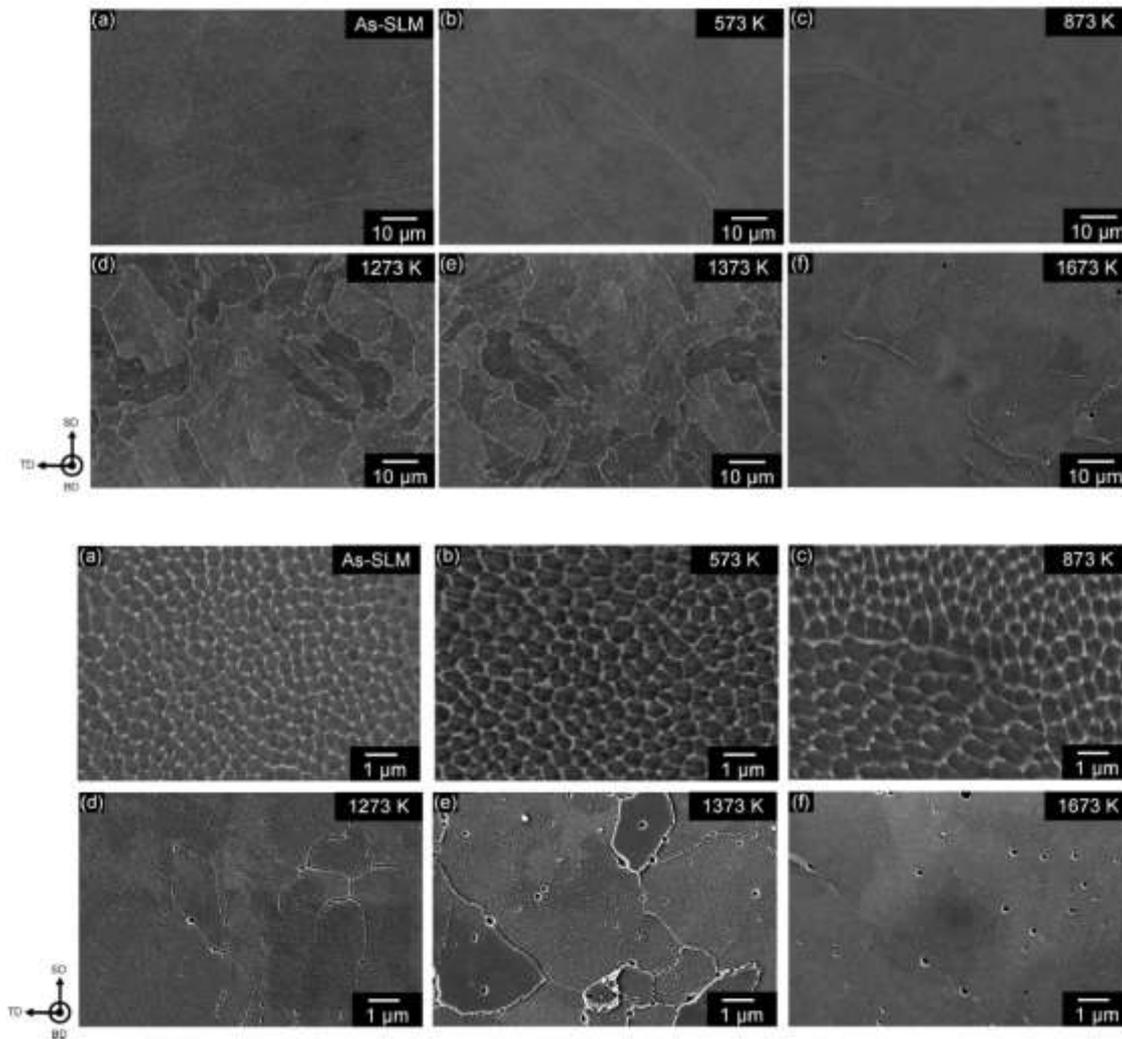


Figura 42 Immagini SEM a basso ingrandimento che mostrano l'evoluzione microstrutturale di (a) materiale SLM e campioni trattati termicamente a (b) 573 K, (c) 873 K, (d) 1273 K, (e) 1373 K e (f) 1673 K. Micrografie SEM di (a) materiale as-SLM e campioni trattati t

Le due figure soprariportate mostrano la microstruttura cellulare complessa e la struttura a grano fine del campione realizzato da SLM che è il risultato della rapida solidificazione e dell'effetto Marangoni (Cioè il trasferimento di massa lungo un'interfaccia a causa di un gradiente di tensione superficiale). Una struttura simile è osservata nei campioni ricotti a 873K (Figure B-C) con l'unica differenza riguardante la dimensione delle celle che aumenta da 520mm a 773mm per il campione ricotto rispettivamente a 573K e 873K. Quando la temperatura supera i 1273K la struttura microcellulare non è più osservabile. I punti neri osservabili nella figura D-F sono il risultato della crescita del grano e dell'ingrossamento microstrutturale che avviene durante la ricottura.

Per analizzare ancora meglio la microstruttura del campione sono state portate avanti indagini TEM (Trasmission Electron Microscope). Vengono mostrate sotto le immagini in campo chiaro del materiale realizzato con SLM e riscaldato a 573K e 873K. Le immagini rivelano la presenza di sotto-grani di dimensione di 500mm.

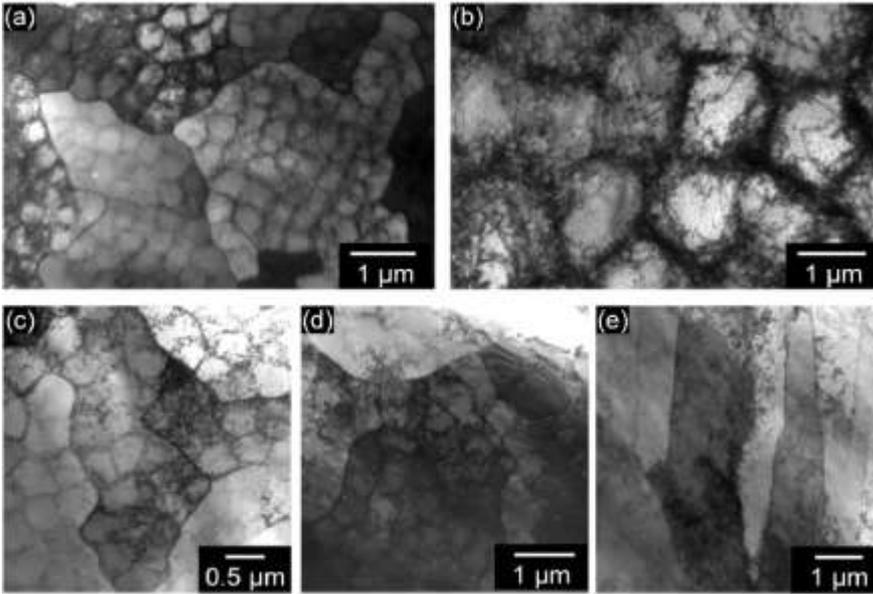


Figura 43 Immagini TEM in campo chiaro dei Campioni SLM 316L che mostrano grani con dimensioni di 3–5 μm che contengono cellule con una dimensione di 500 nm. Nessun cambiamento sostanziale si osserva dopo il riscaldamento a 573 K (c).

Nel caso del campione trattato a 873K in alcune sono il grano mostrava una morfologia più allungata.

### Effetto della ricottura sulle proprietà meccaniche

Sono stati eseguiti prove di trazione a temperatura ambiente parallelamente alla direzione di costruzione dei campioni SLM trattati termicamente. I risultati sono stati riportati nel grafico sottostante.

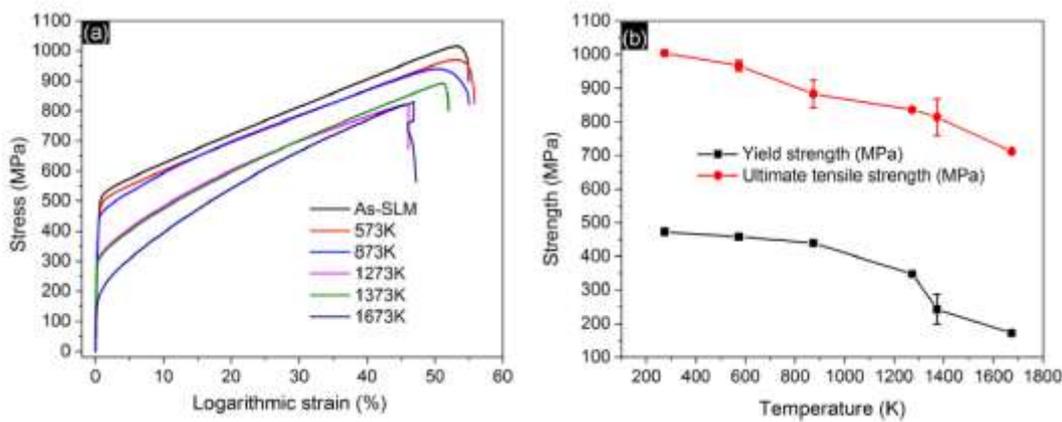


Figura 44 (a) curve tensione-deformazione di campioni SLM e provini ricotti a varie temperature, e (b) effetto del trattamento termico sulla resistenza allo snervamento e alla trazione dei diversi campioni.

Come si può notare il campione SLM mostra un'eccellente combinazione di forza e duttilità, la resistenza allo snervamento e la resistenza alla trazione sono rispettivamente 550MPa e 1016MPa

e rispettivamente la deformazione plastica supera il 50%. La forza del campione cala con l'aumentare della temperatura di ricottura. Ci sono molte possibilità che spiegano questo comportamento, una prima causa potrebbe essere correlata alla presenza di elementi immiscibili all'interfaccia solido liquido che possono solidificare al bordo, dando così origine a una struttura microcellulare molto fine, con presenza di sub-grani accompagnati dalla formazione di dense dislocazioni. Una seconda motivazione potrebbe essere correlata all'orientazione delle celle e delle pareti può causare un accumulamento di dislocazioni alle pareti, che può prevenire la generazione stress locali alti fino al raggiungimento dello sforzo di trazione finale. Non appena lo stress applicato aumenta la dislocazione ostacola il movimento attraverso i muri di dislocazioni e simultaneamente l'effetto struggente degli atomi segregati contribuisce alla stabilizzazione delle dislocazioni durante la deformazione plastica.

Il terzo motivo potrebbe essere legato al fatto che la microstruttura spesso ha sotto-grani che grazie al loro disorientamento respingono il movimento delle dislocazioni e ritardano il verificarsi della frattura.

Una delle differenze più ovvie tra campioni SLM e quelli ricotti è la degradazione della resistenza allo snervamento e della resistenza a trazione con l'aumento della temperatura, come mostrato nella figura B sopraripotata. Come detto in precedenza una direzione preferenziale dei grani non viene osservata. Perciò è come se i risultati sono causati dalla variazione microstrutturale ottenuta sotto questo trattamento termico. Le analisi SEM e TEM confermano che la ricottura causa una crescita delle celle e dei grani e un rimpicciolimento delle dislocazioni. Il disorientamento dei sotto grani è inversamente proporzionale alla temperatura di ricottura. Questo significa che non ci sono abbastanza barriere per portare avanti la deformazione plastica e ostacolare i movimenti di dislocazioni. Come conseguenza le proprietà meccaniche tre campioni trattati termicamente con ricottura sono deteriorate.

### **Risultati di trazione:**

*Tabella 4 Risultati prova trazione sul porivno trattato*

Condition	$\sigma_{y, 0.2\%}$ [MPa]	UTS [MPa]	Elongation before fracture [%]
As-built	453 ± 6	573 ± 6	46 ± 1
Stress relief heat treated	449 ± 5	570 ± 5	48 ± 1
Fully annealed	338 ± 8	560 ± 12	57 ± 1
HIP	320 ± 2	560 ± 7	59 ± 1
ASTM A240/A240M (minimum requirements) [37]	170	485	40

La tabella mostra i risultati delle prove di trazione per tutte e quattro condizioni dei materiali. Il campione "As built" mostra una tensione allo snervamento e UTS molto alto rispetto ai requisiti. Queste performance sono attribuite alla microstruttura fine dei sotto grani visibile nella figura A sopra. L'allungamento a rottura mostra un valore più alto a causa del temporaneo impedimento e del conseguente fenomeno di scivolamento con questa microstruttura cellulare. Si nota che la ASTM A240/240M specifica solo i requisiti minimi. L'acciaio 316 a grana grossa prodotta convenzionalmente potrebbe possedere valori di allungamento a rottura ancora maggiori. Risultati molto simili possono esser visti in condizioni di sollievo da stress comparati con "AS BUILT" come indicazione della stessa ritenzione della microstruttura cellulare. I trattamenti di Ricottura e Hit hanno portato ad un significativo ammorbidimento con allungamento a frattura del 58%, come era presumibile dall'ingrossamento della microstruttura.

### **Risultati dei test di fatica:**

L'immagine sotto riportata mostra i risultati dei test di fatica in un diagramma semi-logaritmico per tutti in campioni in ogni condizione.

Nel grafico vengono riportati anche i dati dei campioni studiati da Roland per paragone.

Il grafico ci mostra che i campioni AB e SR hanno un comportamento a fatica molto simile, ma comunque superiore al riferimento. Al contrario i campioni FA e HIP hanno performance minori. Tutti i campioni considerati esibiscono un Run-out a 2,000,000 cicli a 300MPa. All'interno di FA e HIP non troppa differenza viene vista.

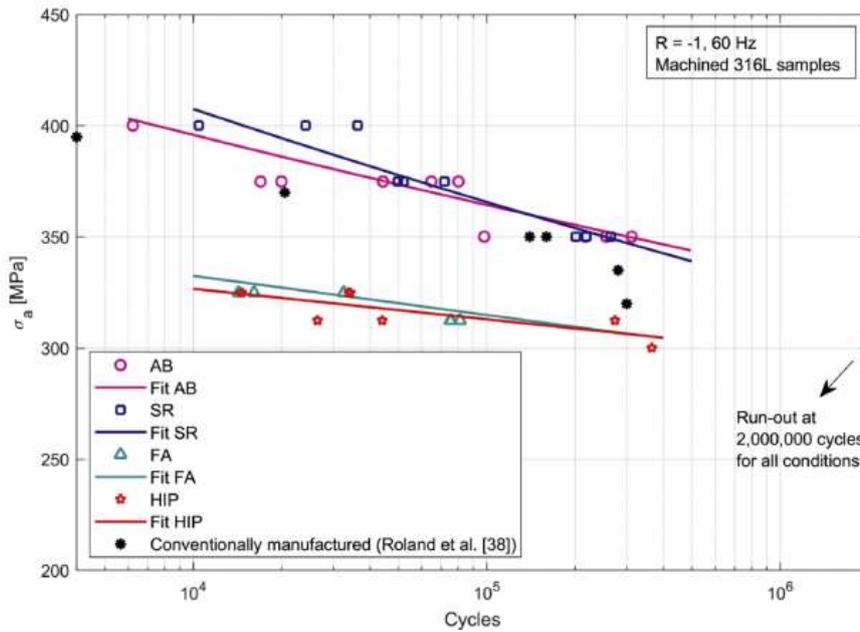


Figura 45 Curve di fatica di campioni 316L lavorati dopo diversi trattamenti termici.

Un punto degno di nota è che i campioni FA e HIP avevano un range di tensione molto piccolo tra il Run-Out e la tensione di snervamento che portava a curva piatta. Studiando la natura della frattura si nota che la cricca iniziava dalla superficie e si propagava fino al cuore del campione. Nella figura sotto sono osservabili le superfici di frattura dei campioni AB e SR, si notano due distinte regioni, una in cui la cricca si genera e dove vediamo la zona di propagazione e la seconda in cui ci viene mostrata la zona di rottura finale. All'inizio si verificano croste a gradini lungo la direzione di crescita della fessura e la zona di propagazione e la zona di frattura finale è rappresentata da fossette. Nessun cedimento indotto dai pori è visibile sulle superfici fratturate. Inoltre le caratteristiche della frattura transgranulare sono viste nella figura B e D che indicano che i fenomeni microstrutturali influenzano l'inizio della fessura e del comportamento di propagazione.

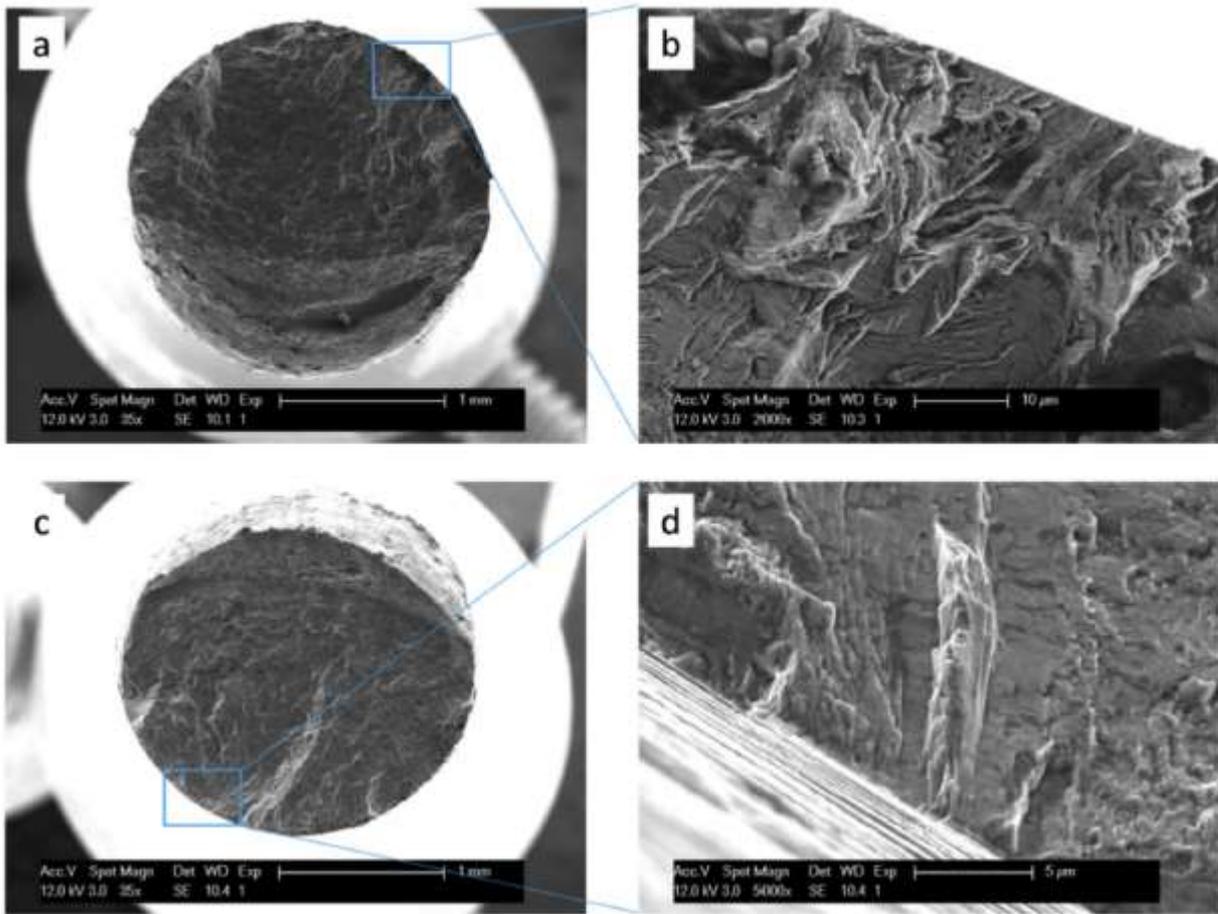


Figura 46 Le superfici di frattura dei campioni FA (a e b) e HIP (c e d) mostrano l'inizio della cricca dalla superficie. Le figure b e d sono mostrate a diversi ingrandimenti per evidenziare alcuni dettagli.

### **Confronto trattamenti termici ottimizzati per l'additive e tradizionali:**

I trattamenti termici vengono descritti mediante il ciclo termico, cioè mediante curve temperatura tempo. L'ottimizzazione di questi trattamenti termici sui componenti stampati additive non porta necessariamente a trovare che il trattamento ideale debba essere eseguito con lo stesso ciclo convenzionale anzi spesso il campo delle temperature e dei tempi di permanenza variano rispetto a quelli convenzionali per ottenere le stesse proprietà finali. Questo accade perché la microstruttura di partenza dei componenti additive è diversa da quella dei componenti ottenuti per deformazione plastica.

### **ACCIAIO MARAGING**

Per svolgere questo confronto sono stati considerati campioni di acciaio maraging 18Ni-300

L'acciaio Maraging è un materiale molto comune e viene usato per realizzare molti componenti, per ottenere il massimo delle sue caratteristiche, è molto spesso sottoposto a trattamenti termici, che ne variano le caratteristiche, come verrà mostrato in seguito.

**Componente non realizzato in additive:**

Si considera inizialmente un trattamento termico di invecchiamento effettuato a 900/925°C per 6h ottenendo i risultati riportati sotto.

Tabella 5 Tipi di TT usati e proprietà meccaniche

**AGING (heat treatment)**

	<b>*AGING TEMP</b>	<b>*AGING TIME</b>	<b>*RESULTING HARDNESS</b>
Maraging 250	900/925 °F	6 hrs.	48/52 Rc
Maraging 300	900/925 °F	6 hrs.	50/55 Rc
Maraging 350	900/925 °F Or 950 °F	6 hrs. 3 hrs.	55/60 Rc 56/60 Rc

<b>TYPICAL - ROUND BAR MINIMUM PROPERTIES AFTER AGING (LONGITUDINAL DIRECTION)</b>	<b>Rc</b>	<b>TENSILE STRENGTH ksi</b>	<b>0.2% YIELD Strength ksi</b>	<b>ELONGATION in 4.5√A %</b>	<b>REDUCTION OF AREA %</b>
250	50	254	248	11.0	53
300	54	293	286	10.0	46
350	57	342	336	6.2	28

Consideriamo ora un acciaio indurito per invecchiamento dopo averlo solubilizzato a 820° per poi essere sottoposto a raffreddamento in aria. Sotto è illustrata il grafico che mette in relazione la durezza HRC ottenuta con la durata dell'invecchiamento.

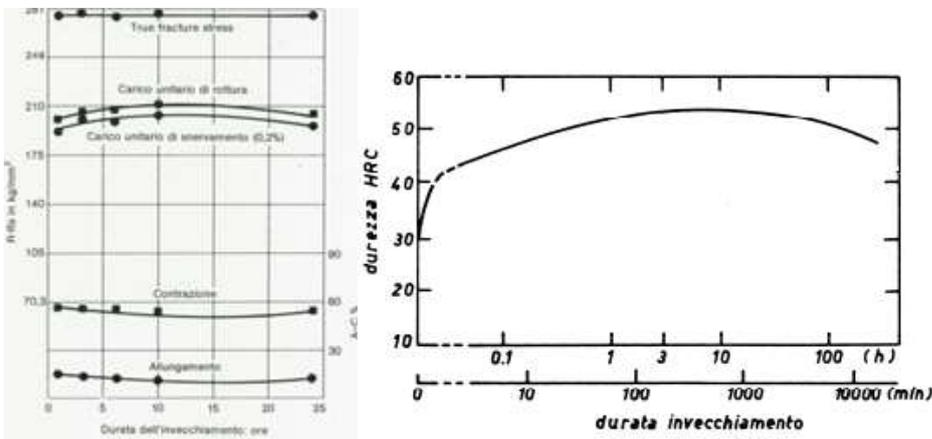


Figura 47 Effetto invecchiamento sulle caratteristiche meccaniche. Saggi solubilizzati per 1h a 815°C, raffreddati in aria ed invecchiati a 482°C per le durate indicate. E influenza durata invecchiamento su HRC

Tabella 6 Proprietà meccaniche acciaio maraging

Proprietà	18 Ni 200	18 Ni 250	18 Ni 300
Resistenza a trazione (MPa)	1000 1360-1600	1000 1700-1900	1000 1850-2100
Carico di snervamento (MPa)	840 1300-1500	820 1650-1800	810 1800-2100
Allungamento a rottura (%)	17 6-12	19 6-10	17 5-10

**Componente realizzato in additive:**

Il trattamento termico come viene detto in precedenza influenza le caratteristiche del materiale. Ora viene considerato un trattamento termico in cui il campione viene, Trattato per St a 840°C per 1h e successivamente invecchiato a 490°C per 6h e sono stati trovati i seguenti risultati.

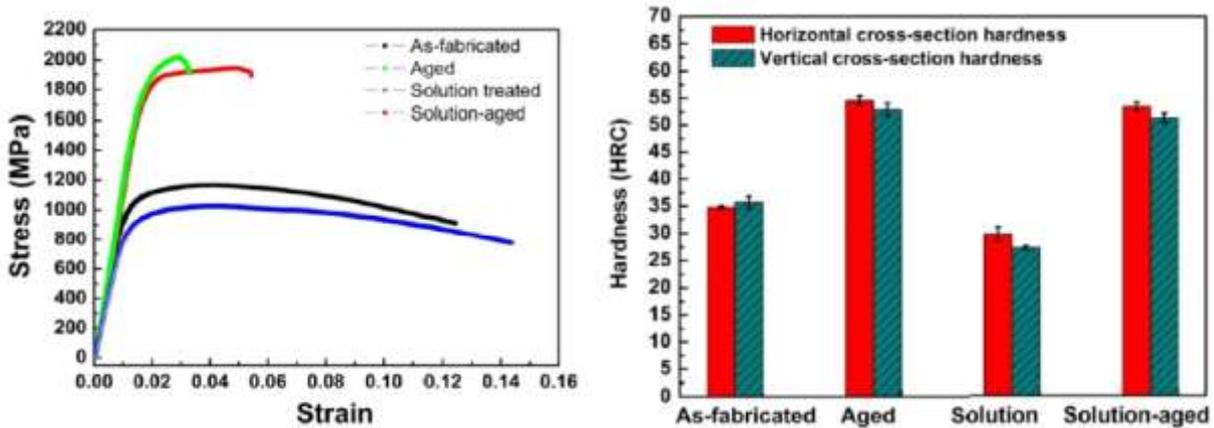


Figura 48 Curve di tensione-deformazione di trazione dei campioni "As built", Aged, STed e SATed.

Considerando le durezza HRC a circa parità di trattamento termico si nota che nel caso del campione stampato in SLM e sottoposto a SAT, si ottengono valori poco più grandi rispetto al campione realizzato senza tecnologia SLM.

Considerando invece l'acciaio maraging ma solo sottoposto ad invecchiamento (DAT) si osserva che:

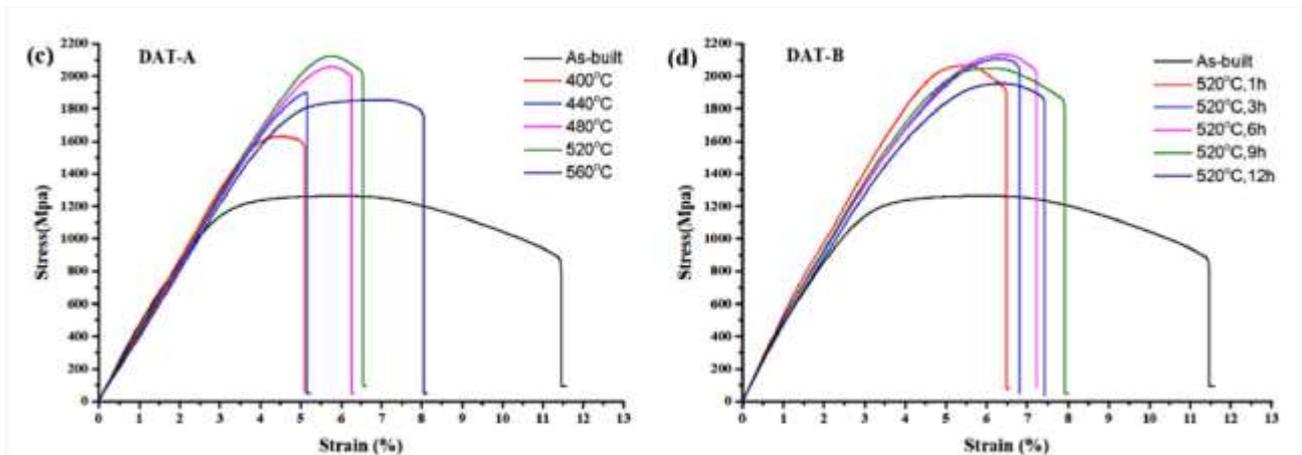


Figura 49 Curve sforzo-deformazione a differenti trattamenti termici DAT.

Si nota che considerando il grafico C i risultati migliori in termini di “sforzo” si ottengono con l’invecchiamento a 520°C (del campione ottenuto per SLM) ottenendo valori poco superiori ai 2100MPa cioè il massimo valore ottenibile con campione non realizzato con SLM.

Entrando più nello specifico, mantenendo costante la temperatura (520°C) e variando il tempo di permanenza otteniamo un ampio range di tempi che ci porta a risultati appena superiori a 2100MPa o comunque a valori molto prossimi a quel valore.

Se precedentemente le differenze fra i valori delle caratteristiche due tipi di campioni non era molto accentuate, ma comunque presenti, se si considerano invece l’allungamento e la riduzione/contrazione dell’area ora i valori osservabili sono ben distinti.

Osservando il grafico sotto si nota che la percentuale di riduzione dell’area del campione stampato con SLM è maggiore (con valori compresi tra 60 e 70%) rispetto a quello non stampato con SLM che presenta valori di contrazione appena minori del 60%. Un ragionamento simile può essere esteso all’allungamento, nel grafico sottoriportato si notano valori prossimi al 20% mentre nel all’altro caso i valori sono più vicini al 15%.

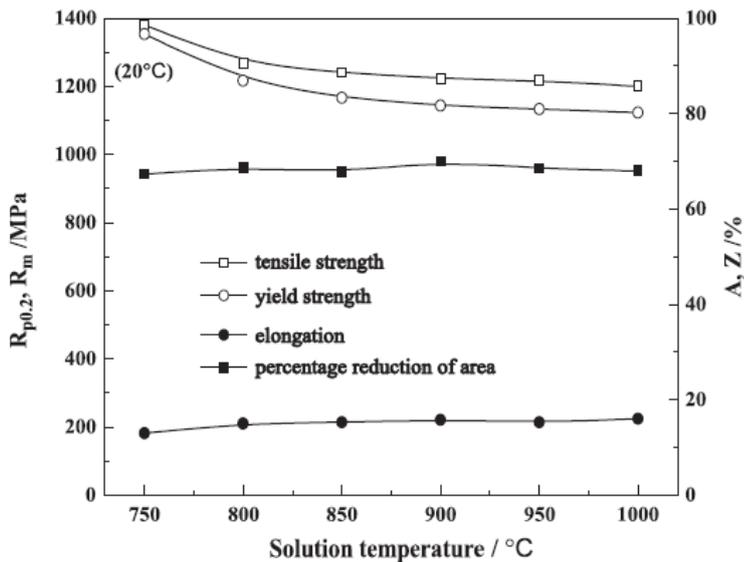


Figura 50 : Andamento proprietà meccaniche in funzione della “Solution temperature”

### **Capitolo 4.6: Conclusione:**

Questa tesi ha come obiettivo l’analisi dell’effetto del processo di trattamento termico su campioni stampati con tecnologia SLM, confrontati con i campioni realizzati con le tecnologie tradizionali. Una serie di trattamenti termici come il Solution Treatment (ST), Direct Aging Treatment (DAT) e Solution + Aging Treatment (SAT) sono stati condotti su provini di acciaio maraging realizzato con SLM, mentre un altro trattamento termico come la ricottura è stato svolto su campioni di acciaio inox 316L realizzato anch’esso con tecnologia SLM.

### **Conclusioni Acciaio Maraging**

\_I trattamenti ST e SAT hanno un effetto significativo sull’evoluzione della microstruttura. Quando la temperatura del ST è prossima a 780°C il grano austenitico del bordo e le particelle bianche possono essere osservate. Aumentando la temperatura fino a 840°C le celle, le assicelle e la traccia fusa al bordo spariscono. La microstruttura del campione DAT è molto simile a quella del campione “As built”. Come sopraccitato anche qui quando la temperatura aumenta, così come il tempo di permanenza, la traccia fusa si dissolve gradualmente. Considerando il campione SAT la microstruttura è formata da assicelle di martensite, ma quando la temperatura raggiunge i 560°C o 12h di mantenimento le assicelle spariscono e sono rimpiazzate da tessuto bianco e nero.

\_ Comparandolo con il campione “As built” il processo ST riduce la microdurezza e la resistenza a trazione, mentre l’allungamento a rottura non aumenta a causa dello sparire dei grani fini ottenuti con SLM. Ma al contrario la resistenza all’impatto è incrementata. Sia il DAT che il SAT possono

incrementare la microdurezza e la resistenza a trazione mentre l'allungamento a rottura e la resistenza all'impatto calano. Il migliore trattamento termico per ottenere alta durezza e resistenza è il DAT a 520°C per 6h, con valori di durezza e resistenza ottenibili pari a massimo 653,93HV e una resistenza alla trazione di 2126,30 MPA.

La microdurezza, la resistenza e le proprietà d'impatto del DAT sono molto simili al SAT, ma la microstruttura è ovviamente diversa tra questi due campioni. Il contenuto di Austenite aumenta con la temperatura e tempo di permanenza nel DAT, mentre ST e SAT comportano l'eliminazione dell'austenite nel campione di acciaio maraging realizzato con SLM.

Come già approfondito in questo documento, oltre all'influenza del trattamento termico, bisogna considerare anche l'effetto dei parametri di processo (Velocità di scansione, Diametro di Spot, Potenza del laser e Passo) sulla densità e sulla morfologia della superficie del campione realizzato con tecnologia SLM. Un risultato ottimale (densità del 99,8%) si può ottenere con Velocità di scansione di 700mm/s, Potenza del laser di 300W, fattore di sovrapposizione del 40% e densità di energia del 71,43j/mm<sup>3</sup>.

### **Conclusioni Acciaio Inox 316L:**

L'indagine su campioni miniaturizzati ha dimostrato l'obiettivo obbiettivo di questo lavoro:

-Studio dell'influenza della microstruttura sottoposta a diversi trattamenti termici sul comportamento a fatica ad alti cicli-

Inseguito sono stati riassunti i risultati ottenuti:

-Con una microstruttura cellulare sub-granulosa, i campioni "As Built" e "Stress Relieved" esibiscono una performance se sottoposti a fatica molto alta migliore dei campioni realizzati in maniera convenzionale. La struttura cellulare mostra un'efficace resistenza contro lo scivolamento da dislocazione e l'inizio di crepe.

-Quando alta duttilità e performance a regime molto alto di cicli sono richieste, microstrutture a grana grossa da ricottura completa o HIP possono essere preferite. Poiché non si osserva molta differenza tra i due trattamenti, considerando l'aspetto economico la ricottura completa è migliore.

-A seconda dell'applicazione richiesta, un trattamento termico su misura per certe performance può essere scelto. Una condizione "As Built" può essere preferita quando carichi maggiori o carichi ciclici

di maggior intensità sono richiesti. Invece quando molta duttilità e minori stress ciclici sono richiesti, si preferisce usare una ricottura completa.

-Il run out osservato a 300MPa e 2,000,000 cicli indica la possibilità di avere un limite di fatica vicino al 50% del UTS comparato con il 316L lavorato.

-Per aiutare ulteriormente nella selezione del trattamento termico, una microstruttura basata sul modello della rottura a fatica è adattata al LPBF 316L. Il modello mostra una previsione conservativa rispetto alla frattura sperimentale reale e può essere espanso per tenere conto di altri materiali e fattori influenzanti.

## Bibliografia

(2020, 09 25). Tratto da Wikipedia: [https://it.wikipedia.org/wiki/Produzione\\_additiva](https://it.wikipedia.org/wiki/Produzione_additiva)

A.Fortunato, E. S. (2017, November). *Science Direct*. Tratto da <https://www-sciencedirect-com.ezproxy.unibo.it/science/article/pii/S0924013617302169>

AGsteel. (s.d.). [http://www.agsteels.it/files/catalogo\\_maraging.pdf](http://www.agsteels.it/files/catalogo_maraging.pdf). Tratto da [http://www.agsteels.it/files/catalogo\\_maraging.pdf](http://www.agsteels.it/files/catalogo_maraging.pdf)

Asuka Suzukia, R. N. (2019, 07). *Science Direct*. Tratto da <https://www-sciencedirect-com.ezproxy.unibo.it/science/article/pii/S221486041830719X>

Jun Song, Q. T. (2019, 12). *Effect of heat treatment on microstructure and mechanical behaviours of 18Ni-300 maraging steel manufactured by selective laser melting*. Tratto da Science Direct: <https://www-sciencedirect-com.ezproxy.unibo.it/science/article/pii/S0030399219308473>

Shuo Yina, C. C. (2018, 08). *Science Direct*. Tratto da <https://www-sciencedirect-com.ezproxy.unibo.it/science/article/pii/S2214860418302999>

*Trater*. (2020). Tratto da <https://www.trater.it/trattamento-termico-austenitici>

Vanmeensel, C. E. (2020). *Microstructural analysis and fatigue crack initiation modelling of*.

Wang, Y. B. (2019, 06 8). *Science Direct*. Tratto da <https://www-sciencedirect-com.ezproxy.unibo.it/science/article/pii/S092150931930749X>

*Wikipedia*. (s.d.). Tratto da [https://it.qwe.wiki/wiki/Maraging\\_steel](https://it.qwe.wiki/wiki/Maraging_steel)

*Wikipedia*. (2019, 12 19). Tratto da [https://it.wikipedia.org/wiki/Trattamento\\_termico#:~:text=Per%20trattamento%20termico%20si%20intende,cristalline%20che%20gli%20conferiscono%20determinate](https://it.wikipedia.org/wiki/Trattamento_termico#:~:text=Per%20trattamento%20termico%20si%20intende,cristalline%20che%20gli%20conferiscono%20determinate)