

Proprietà microstrutturali e meccaniche della lega IN718 prodotta per additive manufacturing e sottoposta a trattamento termico

A. Ferrarotti, A. Difalco, F. Giuffrida, G. Mussino, M. Vedani, M. Baricco, A. Castellero

Questo lavoro di ricerca è rivolto allo studio dell'effetto del trattamento termico sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche della superlega Inconel 718 (IN718) prodotta tramite manifattura additiva, utilizzando la tecnica di fusione laser a letto di polvere (L-PBF). Per studiare le proprietà sopra menzionate dei campioni, sono state impiegate varie tecniche, tra cui la microscopia ottica, la microscopia elettronica a scansione, la diffrazione di elettroni retrodiffusi, le misurazioni di durezza Vickers e i test di compressione.

Il trattamento termico impiegato consiste nella procedura standard per la lega IN718 e comprende una solubilizzazione a 980 °C per 1 ora, quindi una tempra in acqua, seguita da un primo invecchiamento a 720 °C per 8 ore, un raffreddamento di due ore fino a 620° e raggiunta tale temperatura un secondo invecchiamento per 8 ore. La microstruttura risultante mostra all'interno dei grani alcuni precipitati fini di tipo γ'/γ'' dispersi nella matrice γ , mentre lungo i bordi di grano si individua una distribuzione continua di precipitati più grossolani, attribuibili sia alla fase δ che alla fase di Laves. I risultati delle prove di compressione, eseguite su strutture reticolari, evidenziano un infragilimento complessivo dovuto alla presenza delle fasi sopra citate. In prospettiva, è necessario ottimizzare il trattamento termico al fine di evitare o ridurre la formazione delle fasi infragilenti.

PAROLE CHIAVE: ADDITIVE MANUFACTURING, IN718, STRUTTURE RETICOLARI, TRATTAMENTI TERMICI ;

INTRODUZIONE

La tecnologia di Additive Manufacturing (AM) di polveri metalliche, sviluppata negli ultimi trent'anni come tecnica di prototipazione rapida, è recentemente cresciuta in modo significativo e ad oggi è ampiamente utilizzata per i suoi vantaggi in termini di costi e di riduzione di materiale di scarto. Lo sviluppo delle diverse tecniche di manifattura additiva in campo metallurgico ha trovato applicazione principalmente nei settori biomedicale, manifatturiero, automotive e aerospaziale, grazie anche alla possibilità di realizzare manufatti ad elevata complessità geometrica, senza compromessi imposti dalle limitazioni dei processi convenzionali [1-4]. L'AM è spesso considerato una colonna portante dell'Industria 4.0, che mira alla produzione in-situ di prodotti estremamente orientati alle specifiche esigenze dei clienti. La fusione laser a letto di polvere (L-PBF) è una delle tecniche AM più utilizzate per la realizzazione di componenti metallici. Il processo parte dalla costruzione di un modello CAD, quindi segue il suo orientamento all'interno di un volume di costruzione per

**A. Ferrarotti, A. Difalco, M. Baricco,
A. Castellero**

Dipartimento di Chimica e NIS – INSTM,
Università degli Studi di Torino, Torino

F. Giuffrida, G. Mussino

CIM 4.0, Competence Industry Manufacturing Centre,
Torino

M. Vedani

Dipartimento di Ingegneria meccanica,
Politecnico di Milano, Milano

includere le strutture di supporto, la successiva suddivisione in layer, la definizione di una strategia di scansione e di una serie di parametri specifici dei materiali impiegati. L'oggetto viene realizzato depositando sottili strati di polvere e fondendoli progressivamente, attraverso un sistema di controllo digitale, all'interno di una camera in atmosfera inerte [1,5]. In questo processo, l'elevata velocità di raffreddamento induce un forte gradiente termico, ciò influenza sia la morfologia della microstruttura (dendritiche planari, cellulari, colonnari o equiassiche), sia le proprietà meccaniche [6,7].

Considerando le diverse tecniche di AM, la ricerca metallurgica è principalmente indirizzata verso due direzioni. In primo luogo, l'ottimizzazione delle proprietà microstrutturali e meccaniche dei manufatti, che è essenziale per garantire semilavorati o prodotti finiti che soddisfino le qualifiche e i requisiti previsti dalle normative. L'ottimizzazione del processo di stampaggio, e delle tecniche di post-processing richiede un'intima comprensione delle relazioni tra le proprietà microscopiche (microstruttura, forma e dimensione dei grani, porosità, termodinamica e cinetica di solidificazione) e macroscopiche (durezza, resistenza a snervamento e a frattura, tenacità, ecc.). Di particolare rilevanza è lo studio delle microstrutture derivanti dalla rapida solidificazione, tipica delle tecniche AM, e della rugosità superficiale dei manufatti stampati, la quale è critica per prevenire cedimenti dovuti a fratture da fatica. In secondo luogo, lo studio delle tecniche di atomizzazione di polveri metalliche è essenziale per ampliare il quadro di leghe processabili per AM. Infatti, a causa della peculiare modalità con cui il letto di polveri metalliche viene steso e movimentato, una granulometria fine e una forma quasi perfettamente sferica risultano requisiti fondamentali per il corretto svolgimento del processo. I progressi in questo filone di ricerca hanno permesso di ampliare la gamma di leghe utilizzabili, partendo da un iniziale ristretto gruppo di leghe a base alluminio, fino all'attuale ampia varietà, composta da superleghe a base Ni, acciaio maraging, e leghe a base Ti e Cu, allargando considerevolmente i settori di applicabilità.

Le superleghe a base Ni vengono utilizzate laddove siano richieste elevate sollecitazioni (ad esempio trazione, fatica, tenacità e termiche) in combinazione ad una buona resistenza alla corrosione o all'ossidazione. Di conseguenza, hanno trovato largo impiego nei motori a combustione

ad alte prestazioni (turbine a gas in ambito aerospaziale) e per la produzione di energia in centrali termoelettriche, ma anche nucleari (rotori, dischi di turbine, pale, alberi, cuscinetti, mandrini e bulloni). Inconel 718 (IN718) è una superlega a base Ni specificatamente progettata per applicazioni ad alte temperature. Tale lega può tollerare temperature di servizio fino a 1050 °C, con esposizioni occasionali fino a 1200 °C, vicino alla regione del punto di fusione del materiale (l'intervallo di solidificazione è 1260-1336 °C) [8]. Si basa sul sistema ternario Ni-Cr-Fe, composto da una matrice austenitica FCC γ indurita tramite precipitazione di fasi rinforzanti, tra cui γ' FCC con stechiometria $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ e BCT γ'' identificata come Ni_3Nb . IN718, inoltre, è una lega ampiamente utilizzata per la fabbricazione di strutture reticolari [9-14]. Secondo la definizione di Gibson, le strutture reticolari sono "materiali cellulari costituiti da una rete interconnessa di aste e nodi" [15]. Sono generate dalla ripetizione di celle unitarie fino a formare l'intera struttura e possono essere classificate in due differenti categorie a seconda della risposta meccanica al carico applicato. La prima categoria include le strutture bending-dominated, che subiscono principalmente momenti flettenti all'interno della loro struttura, la seconda invece riguarda le strutture stretch-dominated, che subiscono principalmente carichi assiali, essendo rigide e resistenti. Pertanto, il comportamento meccanico di una struttura reticolare dipende in primo luogo dalla distribuzione del carico, ma anche dal materiale costituente, dalla sua architettura e dalla sua porosità rispetto al materiale pieno [16].

Lo scopo di questo lavoro è di studiare l'effetto sulle proprietà microstrutturali e meccaniche del trattamento termico standard su strutture reticolari in IN718. Tale trattamento, consistente in un solution annealing a 980 °C per 1 h seguito da un doppio invecchiamento a 720 °C (8 h) e 620 °C (8h), è il trattamento standard, utilizzato su manufatti realizzati in IN718 per mezzo di tecniche di produzione tradizionali, come il casting. Su manufatti prodotti per AM, la sequenza di trattamento, in termini di temperature e tempi, è tuttora oggetto di dibattito [17]. Se da un lato l'effetto macroscopico di fragilimento e di aumento della durezza è ben documentato, le cause microscopiche di tali comportamenti non sono del tutto state chiarite. Essendo la precipitazione di fasi fragilimenti a bordo grano critica nel determinare le proprietà meccaniche finali, lo

studio microstrutturale e metallografico ricopre un ruolo importante. Lo studio è stato condotto parallelamente sia sul materiale bulk, sia sulle strutture reticolari mediante le seguenti tecniche: microscopia ottica ed elettronica, diffrazione di elettroni retrodiffusi, durezza Vickers e prove di compressione. I risultati ottenuti hanno mostrato la necessità di ottimizzare il trattamento termico.

MATERIALI E METODI

I campioni indagati sono stati fabbricati a partire da polveri commerciali atomizzate, prodotte da EOS GmbH e realizzati per manifattura additiva utilizzando una macchina Print Genius 250 L-PBF di Prima Additive, dotata di due laser a itterbio IR monomodale da 500 W, in un'atmosfera inerte di argon. Il job di stampa ha previsto la produzione di cubi di 13 mm di lato (denominati campioni bulk) e di strutture reticolari, con tre diverse geometrie. La geometria A ha una struttura cosiddetta diamante, la struttura B ha una cella BCC a nodi arrotondati e la struttura C presenta una struttura dodecaedrica rombica. I campioni sono stati sezionati sia lungo il piano orizzontale (xy), cioè parallelo alla piattaforma di costruzione, sia lungo il piano verticale (xz), cioè lungo la direzione di costruzione (Z). I campioni sono stati sottoposti a trattamento termico standard previsto da scheda tecnica suddiviso in due step: solution annealing a 980 °C per 1 h seguito da invecchiamento in due fasi, primo invecchiamento a 720 °C per 8 h, raffreddamento controllato in 2h e secondo invecchiamento a 620 °C per 8 h.

Per l'analisi microstrutturale, i campioni sono stati lucidati fino a 40 nm con soluzione di silice abrasiva e poi attaccati con la soluzione di Kalling n°2 (miscela CuCl_2 e

$\text{HCl}:\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ 1:1) per tempi di attacco variabili. Le analisi sono state effettuate mediante microscopia ottica (OM), con un microscopio Leica DFC295, e microscopia elettronica a scansione (SEM), con un TESCAN VEGA 4, sia con elettroni secondari che retrodiffusi. L'analisi EBSD è stata effettuata utilizzando un TESCAN S9000 FESEM con una sonda EBSD Symmetry S3 di Oxford Instruments, mentre la successiva elaborazione dei dati è stata eseguita mediante il software Aztec Crystal.

Le proprietà meccaniche di compressione sono state valutate con una macchina elettromeccanica Alliance, fino ad un carico massimo di 150 kN, dotata di estensimetro per il monitoraggio delle deformazioni e corretto per la deformazione intrinseca della traversa. Le misurazioni di durezza con microindentazione sono state effettuate utilizzando un Buehler 1600-6105 con carico applicato di 500 gf.

RISULTATI E DISCUSSIONE

In Fig. 1 sono riportate le micrografie ottiche relative al campione bulk. A sinistra, Fig. 1 (a), il campione è stato analizzato lungo il piano xy, lungo cui risultano evidenti ancora le tracce regolari dovute alla fusione del laser, corrispondenti ai pozzetti di fusione, dovuti al processo produttivo. Questi sono allineati seguendo le direzioni definite dalla strategia di scansione. Lungo il piano xz, Fig. 1 (b), i pozzetti sono visibili sotto forma di una serie di archi, indotti da effetti di dispersione del calore, tipici della tecnica di AM, dalla zona superficiale del fuso agli strati precedentemente solidificati. I risultati dell'analisi microstrutturale sulle strutture lattice sono assimilabili a quelli ottenuti per il campione bulk.

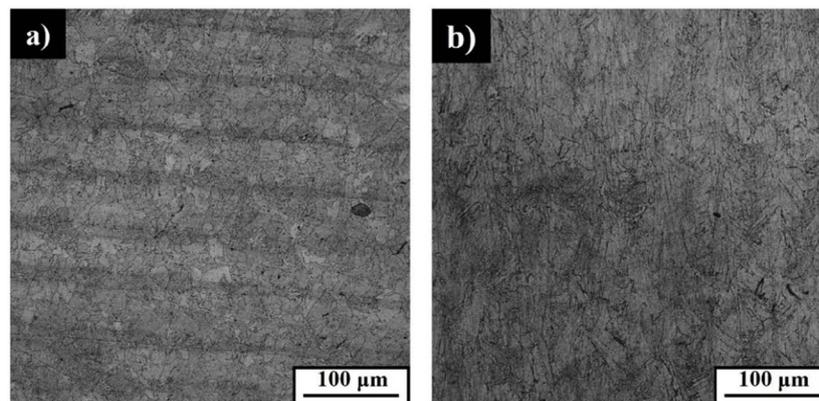


Fig.1 - Micrografie ottiche dei campioni bulk di IN718 lungo i piani xy e xz / *Optical micrographs of IN718 bulk samples along xy and xz sides.*

Successivamente è stata utilizzata la tecnica EBSD per evidenziare la forma dei grani e l'eventuale presenza di

orientazioni preferenziali, come mostrato in Fig. 2.

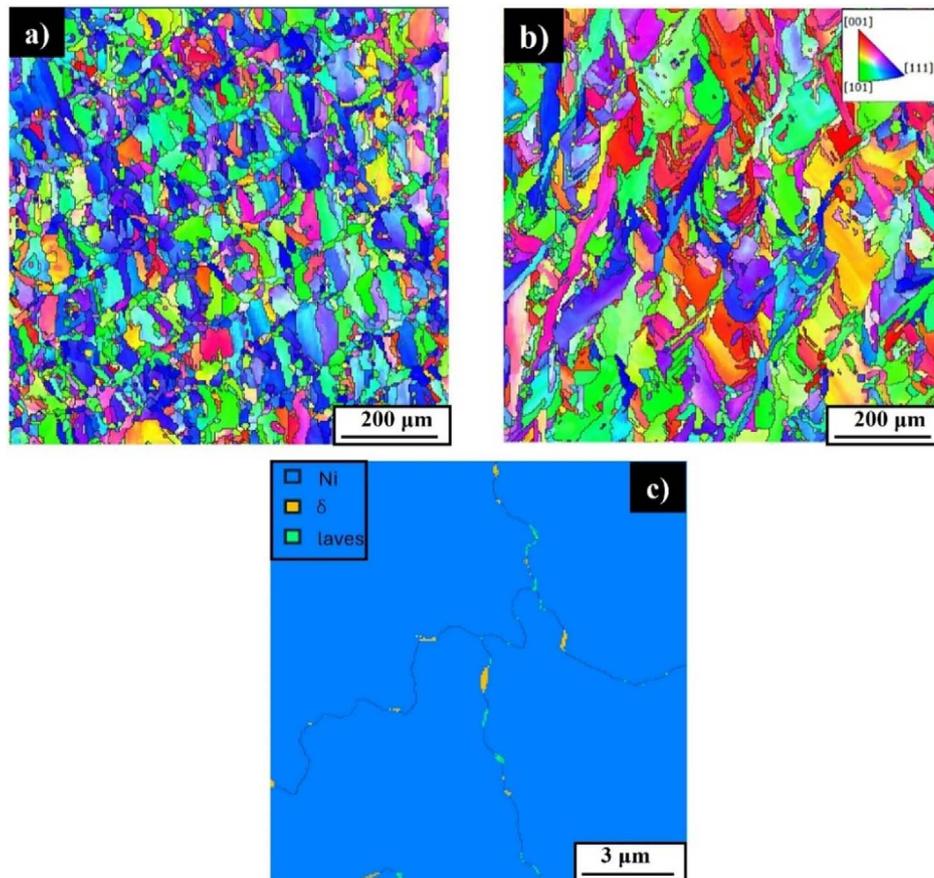


Fig.2 - Mappe EBSD di campioni bulk di IN718 lungo l'asse z , che corrisponde alla direzione di costruzione, per il piano xy (a) e per il piano xz (b). In (c) una mappa a più elevati ingrandimenti evidenzia la presenza di fasi infragilenti / EBSD maps of IN718 bulk samples along the z -axis, which corresponds to the building direction, for xy side (a) and for the xz side (b). In (c) a higher magnification map highlighting the presence of brittle phases.

I grani appaiono approssimativamente equiassici lungo il piano xy , Fig. 2 (a), mentre lungo il piano xz , Fig. 2 (b), mostrano una forma più allungata, derivante dalla crescita colonnare lungo la direzione z , causata dal flusso termico verticale dovuto al trasferimento di calore verso gli strati depositati e il substrato. Inoltre, come si può notare in entrambe le immagini, è ancora visibile la forma delle tracce di fusione, descritte nella sezione precedente riportante le micrografie ottiche. Inoltre non si evidenzia la presenza di orientazioni preferenziali, al contrario di quanto osservato nei campioni as built, il che risulta ragionevole in quanto a seguito del trattamento termico si ha una generale omogenizzazione [16]. In Fig. 2 (c) è stata

riportata una mappa ad ingrandimenti maggiori per mettere in evidenza la presenza delle fasi secondarie δ e Laves distribuite a bordo grano.

Andando ad ingrandimenti maggiori è stato possibile confermare la forma dei grani, più equiassica lungo il piano xy , Fig. 3 (a), più allungata lungo il piano xz , Fig. 3 (b) coincidente con la direzione di costruzione in macchina. In Fig. 3 sono riportate le micrografie SEM relative al campione bulk, e si può notare la presenza di precipitati di natura più o meno grossolana, attribuibili alle fasi secondarie rafforzanti. In Fig. 3 (c), acquisita ad ingrandimenti più elevati, è visibile chiaramente che all'interno dei grani sono

dispersi alcuni precipitati più fini γ'/γ'' nella matrice scura γ , mentre lungo i bordi di grano sono distribuiti in modo

continuo precipitati più grossolani attribuibili alla fase δ e fase Laves.

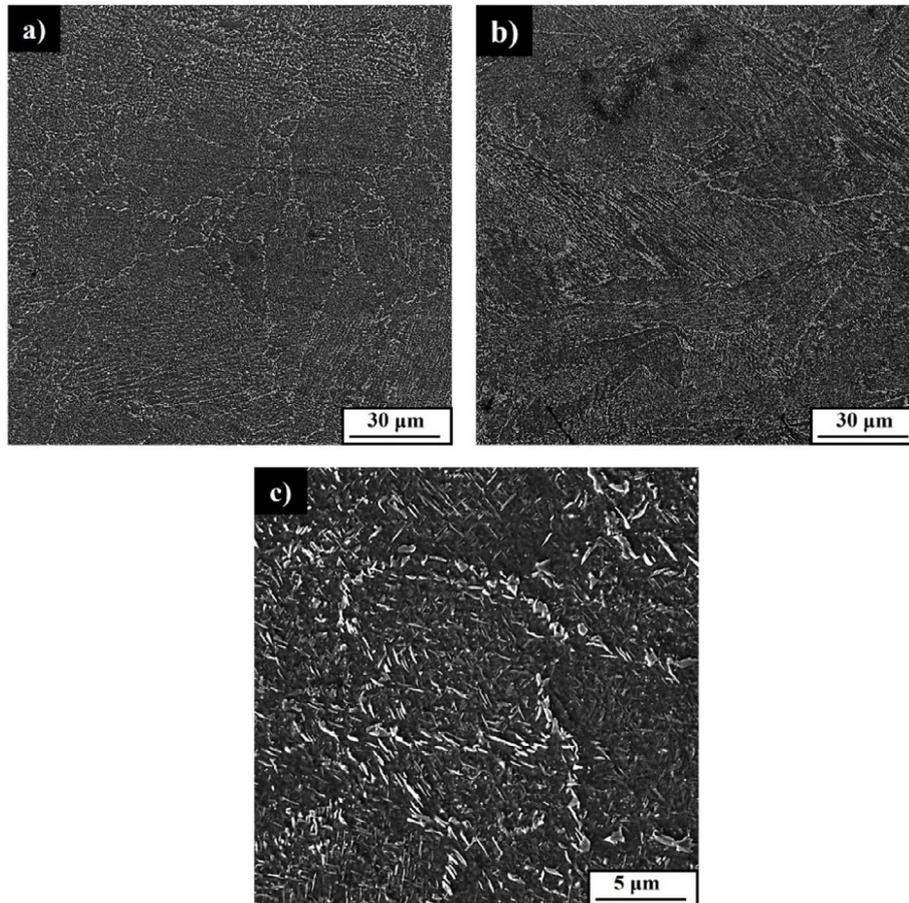


Fig.3 - Micrografie SEM dei campioni bulk di IN718 lungo il piano xy (a,c) e xz (b) a diversi ingrandimenti / SEM micrographs of IN718 bulk samples along xy side (a, c) and xz side (b) at different magnifications.

L'analisi meccanica dei campioni è partita dall'analisi delle curve sforzo deformazione, Fig. 4 grafico a destra, ricavate dai test di compressione effettuati sulle strutture reticolari. Tutti i test sono stati eseguiti fino al carico massimo della macchina, ovvero 150 kN. Dall'andamento del tratto elastico delle curve, sono stati ottenuti i valori di modulo elastico di 97.5, 188.8 e 105.4 GPa, rispettivamente per le strutture A, B e C, mentre i valori relativi al carico di snervamento $\sigma_{0.2}$ sono 135.4 e 253.1 MPa per le strutture A e B, rispettivamente. Per la struttura C non è stato possibile ricavarlo, in quanto raggiunto il carico massimo della macchina, non si è indotto lo snervamento. Dopo aver raggiunto il carico massimo consentito della macchina, la struttura A ha mostrato una deformazione

massima (ϵ_{max}) del 43 %, la struttura B del 23 % e C del 2 %. Inoltre, secondo la classificazione di Gibson-Ashby, le strutture considerate presentano un comportamento di tipo bending-dominated, evidenziando, nel tratto elastico, un plateau con piccole fluttuazioni, attribuibili alla rottura di alcune aste all'interno della struttura. In Tab. 1 sono stati riportati, per confronto, i valori ottenuti dalle prove meccaniche sulle strutture reticolari prima e dopo il trattamento termico [16].

Tab.1 - Confronto valori di modulo elastico, carico di snervamento e deformazione (a carico massimo) per strutture reticolari prima e dopo il trattamento termico / Comparison of elastic moduli, yield strength and deformation values (at maximum load) for lattice structures before and after the heat treatment.

	Struttura A	Struttura B	Struttura C
As-built	$E_A = 77.4 \text{ GPa}$	$E_B = 154.0 \text{ GPa}$	$E_C = 85.1 \text{ GPa}$
	$\sigma_{0.2} = 80.3 \text{ MPa}$	$\sigma_{0.2} = 134.1 \text{ MPa}$	$\sigma_{0.2} = 72.5 \text{ MPa}$
	$\epsilon_A = 52\%$	$\epsilon_B = 24\%$	$\epsilon_C = 29\%$
Heat-treated	$E_A = 97.5 \text{ GPa}$	$E_B = 188.8 \text{ GPa}$	$E_C = 105.4 \text{ GPa}$
	$\sigma_{0.2} = 135.4 \text{ MPa}$	$\sigma_{0.2} = 253.1 \text{ MPa}$	-
	$\epsilon_A = 43\%$	$\epsilon_B = 23\%$	$\epsilon_C = 2\%$

La durezza Vickers, riportata nel grafico a sinistra in Fig. 4, è stata misurata lungo i piani xy e xz, sia su campioni bulk che sulle strutture reticolari. Per i campioni bulk, s'è stato trovato un valore medio di $537 \pm 5 \text{ HV}$ e $478 \pm 5 \text{ HV}$, rispettivamente lungo xy e xz. Per le strutture reticolari, la durezza è stata misurata sia sui nodi che sulle aste, tut-

tavia, non sono state riscontrate differenze significative, pertanto, è stato solo riportato un valore medio di $535 \pm 15 \text{ HV}$, $539 \pm 10 \text{ HV}$ e $531 \pm 12 \text{ HV}$, rispettivamente per le strutture reticolari A, B e C. Come risulta evidente, rispetto ai campioni as-built, a seguito del trattamento termico si ha un notevole incremento nei valori di durezza [16].

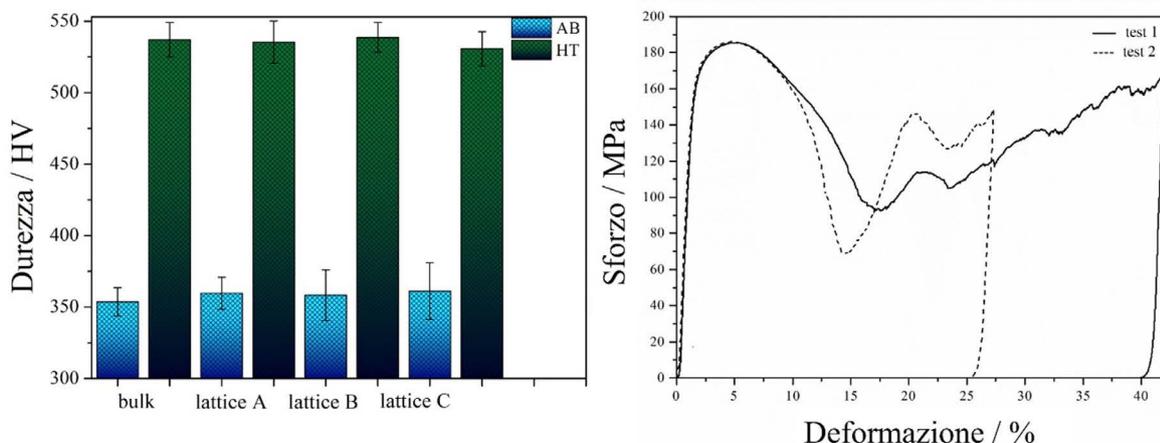


Fig.4 - A sinistra i valori di durezza Vickers ottenuti per campioni bulk e strutture reticolari prima (blu) e dopo (verde) trattamento termico, a destra la curva sforzo-deformazione della struttura reticolare A trattata termicamente / On the left Vickers hardness values obtained for bulk and lattice structures before (blue) and after (green) heat treatment, on the right stress-strain curve of heat treated lattice structure A.

Infine, a seguito delle prove di compressione, la struttura reticolare A è arrivata a frattura, pertanto su di essa è stata successivamente effettuata un'analisi frattografica mediante l'acquisizione di immagini SEM. In Fig. 5 sono mostrate alcune micrografie che presentano la superficie di frattura. Essa è caratterizzata da elementi sia di tipo fra-

gile che di tipo duttile. Le possibili cause di infragilimento, con conseguente rottura avvenuta nella struttura reticolare A trattata termicamente, sono principalmente l'aumento della porosità e la presenza diffusa di fasi infragilenti distribuite a bordo grano, come evidenziato in Fig. 2 (c).

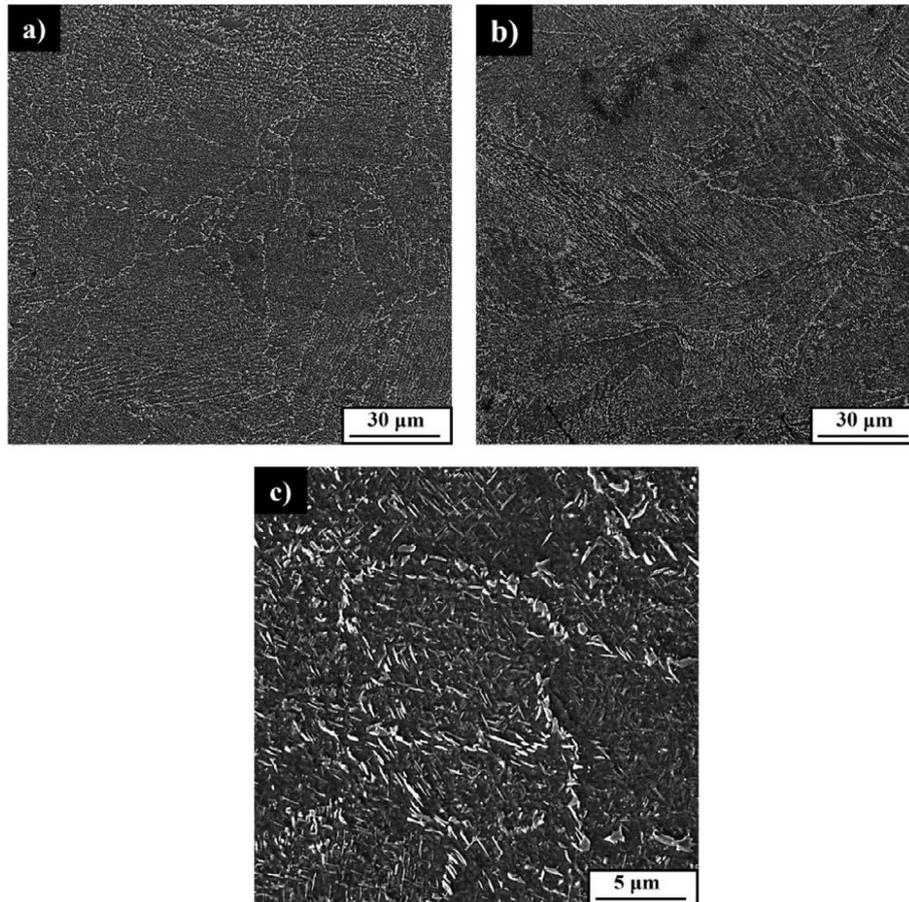


Fig.5 - Analisi frattografica della struttura reticolare A, osservata mediante SEM a seguito delle prove di compressione (a) e (b) e una micrografia ottica (c), che evidenzia la diffusa presenza di pori. / *Fractography of lattice A, seen at the SEM (a) and (b) after compression tests and an optical micrograph (c) showing the large presence of pores.*

Al termine della caratterizzazione sul campione trattato termicamente secondo trattamento standard, è stato possibile concludere che, sia dal punto di vista microscopico che meccanico, il trattamento non abbia evidenziato l'incremento in termini di performance atteso, causando un eccessivo infragilimento delle strutture. Dopo una valutazione dei risultati sono al momento in corso modifiche del trattamento termico, partendo da un'analisi step-by-step della sequenza con particolare attenzione allo stadio di solubilizzazione.

CONCLUSIONI

Lo studio è stato rivolto alla caratterizzazione di campioni bulk e di strutture reticolari di IN718 prodotti per manifattura additiva presso CIM4.0 e trattati termicamente, secondo trattamento termico standard. A seguito di tale trattamento, è risultato evidente che, dal punto di vista microstrutturale, i campioni presentassero ancora, a bas-

si ingrandimenti, una traccia dei pozzetti di fusione, tipici della tecnica additiva, mentre a più alti ingrandimenti hanno rivelato la presenza, all'interno dei grani di matrice γ , di alcuni precipitati fini, attribuibili a γ'/γ'' . Lungo i bordi di grano sono, invece, distribuiti in modo continuo precipitati più grossolani che, dalle analisi EBSD ad elevato ingrandimento, sono stati assegnati alle fasi δ e Laves. Dalle mappe EBSD a più basso ingrandimento è stato possibile individuare la forma dei grani, equiassici lungo il piano xy e colonnari, con forma allungata lungo la direzione di crescita, lungo il piano xz. Dalle misure di durezza Vickers è risultato che i valori medi di durezza siano tutti confrontabili tra loro. Inoltre, rispetto al campione non trattato termicamente, i valori di durezza risultano superiori e con una deviazione standard inferiore, suggerendo un'omogeneizzazione derivante dal trattamento termico ma anche un infragilimento, essendo tale aumento di durezza associato ad una riduzione della deformazione a frattura.

Infine, per quanto riguarda le prove di compressione delle strutture reticolari, le curve sforzo-deformazione hanno rivelato per tutte le strutture un comportamento di tipo bending-dominated, con alcune fluttuazioni in campo plastico assegnate alla frattura di aste interne alle strutture. Rispetto ai valori di modulo elastico delle strutture reticolari as-built, per i campioni trattati termicamente, il modulo elastico è lievemente più alto, sebbene la deformazione a frattura presenti valori inferiori. Tale fragilimento è stato attribuito alla diffusa presenza di pori, ma soprattutto alla distribuzione di precipitati grossolani di fasi δ e Laves lungo i bordi dei grani, che risultano dannosi in termini di performance complessiva delle strutture.

In prospettiva, al fine di evitare l'infragilimento delle strutture, è necessario ottimizzare il trattamento termico. In particolare, è in corso un'analisi sistematica dell'effetto della temperatura di solubilizzazione sulla formazione delle fasi infragilenti durante il primo stadio del trattamento termico.

RINGRAZIAMENTI

Gli autori ringraziano per il supporto il Progetto CH4.0, nell'ambito del programma MUR "Dipartimenti di Eccellenza 2023-2027" (CUP: D13C22003520001).

BIBLIOGRAFIA

- [1] T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang, Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties, *Prog Mater Sci* 92 (2018) 112–224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>.
- [2] K.V Wong, A. Hernandez, A review of additive manufacturing, *Int Sch Res Notices* 2012(2012)1–10. <https://doi.org/10.5402/2012/208760>
- [3] I. Gibson, D.W. Rosen, B. Stucker, M. Khorasani, D. Rosen, B. Stucker, M. Khorasani, *Additive manufacturing technologies*, Springer, 2021, pp. 160–186.
- [4] W.E. Frazier, Metal additive manufacturing: a review, *J Mater Eng Perform* 23 (2014) 1917–1928. <https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z>.
- [5] R. Acharya, J.A. Sharon, A. Staroselsky, Prediction of microstructure in laser powder bed fusion process, *Acta Mater* 124 (2017) 360–371. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.11.018>.
- [6] W. Kurz, B. Giovanola, R. Trivedi, Theory of microstructural development during rapid solidification, *Acta metallurgica* 34.5 (1986) 823–830. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(86\)90056-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(86)90056-8).
- [7] L.A. Jacobson, J. Mckittrick, A Review Journal Rapid solidification processing, *Materials Science and Engineering: R: Reports* 11.8 (1994) 355–408. [https://doi.org/10.1016/0927-796X\(94\)90022-1](https://doi.org/10.1016/0927-796X(94)90022-1).
- [8] S.K. Selvaraj, G. Sundaramali, S. Jithin Dev, R. Sri Swathish, R. Karthikeyan, K.E. Vijay Vishaal, V. Paramasivam, Recent advancements in the field of Ni-based superalloys, *Advances in Materials Science and Engineering* 2021 (2021) 1–60. <https://doi.org/10.1155/2021/9723450>.
- [9] A. Mostafaei, R. Ghiaasiaan, I.-T. Ho, S. Strayer, K.-C. Chang, N. Shamsaei, S. Shao, S. Paul, A.-C. Yeh, S. Tin, others, Additive Manufacturing of Nickel-based superalloys: a state-of-the-art review on process-structure-defect-property relationship, *Prog Mater Sci* 136 (2023) 101108. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101108>
- [10] X. Wang, X. Gong, K. Chou, Review on powder-bed laser additive manufacturing of Inconel 718 parts, *Proc Inst Mech Eng B J Eng Manuf* 231 (2017) 1890–1903. <https://doi.org/10.1177/0954405415619883>.
- [11] Q. Jia, D. Gu, Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties, *J Alloys Compd* 585 (2014) 713–721. <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.171>.
- [12] K. Georgilas, R.H.U. Khan, M.E. Kartal, The influence of pulsed laser powder bed fusion process parameters on Inconel 718 material properties, *Materials Science and Engineering: A* 769 (2020) 138527. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138527>.
- [13] P.I. Pradeep, V.A. Kumar, T. Venkateswaran, S. Aswin, V.S. Nair, A. Krishnan, Akhil, M. Agilan, S.K. Singh, P.R. Narayanan, Processing and Characterization of 3D-Printed Inconel-718 Component through Laser Powder Bed Fusion Route for High-Temperature Space Application, *Transactions of the Indian National Academy of Engineering* 6 (2021) 133–146. <http://doi.org/10.1007/s41403-020-00196-6>.
- [14] B. Farhang, B.B. Ravichander, J. Ma, A. Amerinatanzi, N.S. Moghaddam, The evolution of microstructure and composition homogeneity induced by borders in laser powder bed fused Inconel 718 parts, *J Alloys Compd* 898 (2022) 162787. <http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162787>.
- [15] L.J. Gibson, M.F. Ashby, Introduction, in: *Cellular Solids*, Cambridge University Press, 2014, pp. 1–14. <https://doi.org/10.1017/cbo9781139878326.003>.

- [16] A. Ferrarotti, F. Giuffrida, E. Sharghivand, G. Mussino, M. Vedani, M. Baricco, A. Castellero, Mechanical and microstructural properties of IN718 additively manufactured lattice structures, *Materials Science and Engineering: A*, 919, 147491 (2025). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147491>.
- [17] E. Chlebus, K. Gruber, B. Kuźnicka, J. Kurzac, T. Kurzynowski, Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, 639, 647-655 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.035>.

Microstructural and mechanical properties of IN718 alloy produced by additive manufacturing after heat treatment

This research work investigated the effect of the standard heat treatment for IN718 alloy on microstructure and mechanical properties of additively manufactured samples, fabricated using laser powder bed fusion technique (L-PBF). In order to investigate the above-mentioned properties of the specimens, many experimental techniques have been employed, namely optical microscopy, scanning electron microscopy, electron backscattered diffraction, Vickers hardness measurements and compression tests.

The investigated thermal treatment started from the standard industrial treatment usually performed on IN718 products. It includes a solution annealing at 980 °C for 1h then water quenching, followed by a first ageing at 720 °C for 8h, a controlled cooling for 2 h down to 620°, and then once this temperature is reached a second ageing for 8h. The resulting microstructure shows inside the grains, some fine γ' / γ'' precipitates dispersed in the γ matrix, while along the grain boundaries coarser precipitates were continuously distributed, attributable to both δ and Laves phases. The results of the compression tests, performed on lattice structures, show an overall embrittlement due to the presence of the above-mentioned phases. In order to reduce or avoid formation of the formation of these brittle phases, some modifications on the heat treatment are needed.

KEYWORDS: ADDITIVE MANUFACTURING, IN718, LATTICE STRUCTURES, HEAT TREATMENTS;

TORNA ALL'INDICE >