

Trattamento termico su componenti magnetici prodotti attraverso manifattura additiva

A. Di Schino, G. Stornelli, B.R. Rodriguez Vargas, R. Montanari, A. Varone,
M. Sgambetterra, G. Zucca

La manifattura additiva (AM) rappresenta una valida alternativa per la produzione di nuclei ferromagnetici in acciaio FeSi ad alto contenuto di Si. In questo lavoro, è stata utilizzata la tecnologia laser a letto di polvere (LPBF) per produrre campioni di acciaio FeSi, con contenuto di Si del 3.0 wt. % (FeSi3) e 6.5 wt.% (FeSi6.5). Su entrambi gli acciai è stato studiato l'effetto del trattamento termico di ricottura (1150 °C per 1 ora) sull'evoluzione microstrutturale. Dopo la stampa, l'acciaio FeSi3 presenta grani colonnari con orientazione [100] lungo la direzione di stampa. Invece, nel caso del FeSi6.5, la microstruttura risulta essere mista, composta da grani colonnari ed equiassici con dimensioni medie di $11.3 \pm 0.6 \mu\text{m}$, circa un ordine di grandezza inferiore rispetto a FeSi3 ($103.1 \pm 5.2 \mu\text{m}$). Dopo il trattamento di ricottura, nel FeSi3 la microstruttura non cambia significativamente, al contrario si assiste ad una crescita significativa del grano nel FeSi6.5 ($81.2 \pm 4.1 \mu\text{m}$) senza alterazioni della tessitura. I risultati indicano che i trattamenti termici ad alta temperatura possono essere sfruttati per migliorare le proprietà elettro-magnetiche degli acciai FeSi prodotti mediante AM in modo da raggiungere proprietà simili a quelle tipiche degli acciai commerciali.

PAROLE CHIAVE: MANIFATTURA ADDITIVA, ACCIAI FESI, TRATTAMENTI TERMICI, MICROSTRUTTURA, PROPRIETÀ ELETTRO-MAGNETICHE

INTRODUZIONE

Le esigenze energetiche per il raggiungimento dei rigorosi obiettivi di riduzione delle emissioni di CO₂ hanno richiesto negli ultimi anni lo sviluppo di materiali innovativi, nell'ambito di diversi settori industriali (petrolchimico, aerospaziale e automobilistico). In questo contesto, la diffusa richiesta di motori elettrici dal mercato automobilistico ha evidenziato la necessità di migliorare l'efficienza dei dispositivi di conversione energetica [1,2]. L'acciaio FeSi rappresenta il riferimento tra i materiali magnetici dolci [3] per quanto concerne le applicazioni elettro-magnetiche più comuni (nuclei ferromagnetici di motori, generatori e trasformatori elettrici). In generale, gli acciai al Si con contenuto di Si compreso tra 2.0 e 7.0 wt.% garantiscono buone proprietà magnetiche. È noto, inoltre, che un contenuto di Si del 6.5 wt.% offre le migliori proprietà magnetiche in termini di ridotta magnetostrizione, bassa anisotropia magneto-cristallina ed elevata resistività elettrica [4-6]. Tuttavia, nella pratica industriale i dispositivi magnetici commerciali vengono prodotti con lamierini sottili di acciaio al Si (3.5-4.0 wt.%) [7]. La strategia di utilizzare lamierini sottili di spessore

**Andrea Di Schino, B.R. Rodriguez Vargas,
Giulia Stornelli**

Department of Engineering, University of Perugia,
Perugia

Roberto Montanari, Alessandra Varone

Department of Industrial Engineering,
University of Roma Tor Vergata, Roma

Mirko Sgambetterra, Guido Zucca

Italian Air Force - Aeronautical and Space Test Division, Pomezia

0.2-0.8 mm, isolati da strati di dielettrico, consente di ridurre le perdite per correnti parassite. Con questo approccio vengono realizzati componenti con buone proprietà magnetiche. Tali proprietà non risultano comunque essere le ottimali, causa il ridotto contenuto di Si in lega. La limitazione nella possibilità di produzione di acciai a più alto tenore di Si (contenuto di Si > 4.5 wt.%) è dovuta all'intrinseca fragilità e scarsa lavorabilità di tali leghe. Il progressivo infragilimento degli acciai al Si all'aumentare della quantità di Si è dovuto alla tendenza di tali materiali verso la formazione di strutture reticolari ordinate (B_2 e $D0_3$) [8-10]. È noto che il moto delle dislocazioni all'interno di una fase ordinata forma bordi di anti-fase [11,12] con conseguente aumento di durezza e fragilità [11]. Dunque, risulta irrealizzabile la produzione di lamierini sottili di acciai FeSi ad alto contenuto di Si [4]. Negli ultimi decenni la manifattura additiva (AM) si è consolidata come una potente tecnologia in grado di superare alcune limitazioni imposte dai convenzionali processi produttivi [13-15]. Anche nel caso degli acciai FeSi, la tecnologia AM rappresenta una valida alternativa produttiva in quanto le elevate velocità di raffreddamento, tipiche del processo AM, consentono di limitare la formazione di fasi ordinate negli acciai FeSi, rendendo possibile la produzione di componenti con un elevato contenuto di Si [16-18]. Inoltre, la capacità di produrre componenti con geometria complessa consente di ottimizzare le prestazioni magnetiche dei nuclei ferromagnetici e l'alleggerimento dello stesso componente. Ad oggi, la ricerca scientifica sulla produzione di materiali e componenti magnetici tramite AM fa riferimento a leghe FeSi con un contenuto di Si fino al 6.9 wt.%, con principale attenzione al raggiungimento degli ottimali parametri di processo. La progettazione metallurgica, la scelta del processo produttivo e la capacità di modificare la microstruttura mediante trattamento termico, rappresentano gli elementi chiave per l'ottimizzazione di componenti per applicazioni elettro-magnetiche. In questo studio, la tecnologia laser a letto di polvere è stata impiegata per produrre campioni utilizzando due tipi di acciai FeSi: una variante con contenuto di Si standard (3.0 wt.% - FeSi3) e l'altra con contenuto di Si elevato (6.5 wt.% - FeSi6.5). In particolare, è stato investigato l'effetto del trattamento

termico sull'evoluzione microstrutturale e della tessitura, caratteristiche che influenzano fortemente le prestazioni magnetiche. Il comportamento magnetico è stato studiato per entrambe le leghe FeSi3 e FeSi6.5 [18] e confrontato con quello di un acciaio FeSi3-50H230 commerciale [19].

MATERIALI E METODI

Per stampare i campioni con la tecnologia LPBF sono state utilizzate due polveri di acciaio FeSi con contenuto di Si del 3.0 wt.% e 6.5 wt.% (FeSi3 e FeSi6.5). Le polveri sono state prodotte mediante atomizzazione a gas e le loro composizioni chimiche sono rispettivamente 3Si-0.009C-0.0001O-Fe (wt.%) e 6.5Si-0.008C-0.0001O-Fe (wt.%). Per entrambi gli acciai sono state utilizzate delle polveri con morfologia prevalentemente sferica con alcuni satelliti. La dimensione media delle polveri è di circa 30 μm e 25 μm rispettivamente per gli acciai FeSi3 e FeSi6.5. Successivamente, le polveri sono state processate utilizzando un sistema con tecnologia LPBF (EOS-M290). La temperatura della piattaforma è stata mantenuta a 200 °C e il processo è stato condotto in un'atmosfera di Ar con un contenuto di ossigeno inferiore allo 0.4%. Per ogni acciaio sono stati realizzati dei campioni di dimensioni 5 mm x 5 mm x 10 mm, con il lato lungo nella direzione di costruzione (BD) e ogni strato è stato stampato con una rotazione di 67° rispetto al precedente. L'energia laser specifica E , la velocità di scansione v e la potenza laser P utilizzate per produrre i campioni sono rispettivamente $E = 250 \text{ Jm}^{-1}$, $v = 1 \text{ ms}^{-1}$, $P = 250 \text{ W}$ per l'acciaio FeSi3 ed $E = 200 \text{ Jm}^{-1}$, $v = 0.835 \text{ ms}^{-1}$, $P = 167 \text{ W}$ per l'acciaio FeSi6.5.

Dopo il processo di fabbricazione, i campioni sono stati trattati termicamente in atmosfera di Ar a 1150 °C per 1 ora. Il campione prima del trattamento termico (as-built) è stato analizzato come confronto. I campioni sono stati lucidati e attaccati chimicamente con reattivo Nital2%, lungo un piano parallelo alla direzione di costruzione (BD). Per determinare la struttura e la sua evoluzione dopo i trattamenti termici, sono state eseguite misure EBSD con un passo di 5 μm , tramite FEG-SEM (Ultra-Plus Carl-Zeiss-Oberkochen Germania con rilevatore EBSD C-Nano Oxford Instruments, UK). La tecnica EBSD è stata utilizzata per determinare la dimensione media dei grani, la tessitura e la distinzione della tipologia di bordi grano a basso angolo (LAGB) e ad alto angolo (HAGB). Inoltre,

sul campione as-built in FeSi6.5 è stata condotta l'analisi DSC fino a una temperatura di 750 °C con una velocità di riscaldamento di 10 °C/min, al fine di valutare la presenza di fasi ordinate.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Secondo il diagramma di stato [11] mostrato in Fig. 1 (a), quando il contenuto di Si supera il 5.3 wt.%, la soluzione solida disordinata (fase α) inizia a trasformarsi in B_2 a temperatura minore di 500 °C mentre, la fase ordinata DO_3 si forma se il tenore di Si è superiore al 6.0 wt.%. Oltre agli effetti dannosi sulla duttilità, la presenza di fasi ordinate modifica anche le proprietà magnetiche dell'acciaio FeSi, in particolare l'anisotropia magnetica diminuisce con la crescita di B_2 mentre DO_3 diminuisce la magnetostrizione e la forza coercitiva [20].

Dall'analisi DSC riportata in un precedente lavoro [21], si osserva che per le polveri e i campioni as-built di FeSi3 non vi è alcuna trasformazione in fasi ordinate mentre, per l'acciaio FeSi6.5, lo scenario è diverso. Infatti, come visibile dalla curva DSC in Fig. 1 (b) per il campione FeSi6.5 sono visibili due caratteristiche: la trasformazione di ordinamento e la trasformazione magnetica. Riscaldando il materiale si assiste ad una reazione esotermica nell'intervallo tra 380 e 550 °C, che può essere attribuita alla trasformazione da soluzione solida α a fasi ordinate B_2 e DO_3 e alla conseguente diminuzione dell'entropia man mano che gli atomi si dispongono con un ordine

periodico. Questo però non accade nei campioni di FeSi6.5 preparati per AM in quanto l'elevata velocità di raffreddamento ($\sim 10^6$ °C/s) limita notevolmente i fenomeni diffusivi responsabili della formazione di fasi ordinate. Questo trova riscontro in misure di diffrazione dei raggi X eseguite su campioni stampati di FeSi6.5 [19]. La differenza tra quanto si osserva con la diffrazione dei raggi X e le prove DSC dipende dai diversi tempi di permanenza dei campioni nell'intervallo di temperatura dove le reazioni di ordinamento possono avere luogo e, conseguentemente, dal diverso libero cammino medio degli atomi. Va inoltre ricordato come DCS abbia una grande sensibilità e capacità di rilevare fenomeni che interessano anche piccoli volumi del campione esaminato. Dunque, a differenza dei processi produttivi convenzionali, i rapidi raffreddamenti caratteristici dei processi di manifattura additiva congelano la lega in soluzione solida disordinata α garantendo la fabbricazione di campioni ad alto contenuto di Si. La trasformazione tra lo stato ferromagnetico e quello paramagnetico inizia attorno ai 660 °C con temperatura di picco di circa 690 °C. In Figura 1a e 1b si nota una minima variazione nella determinazione della temperatura di Curie T_c dovuta alle differenti velocità di riscaldamento/raffreddamento coinvolte nei due casi.

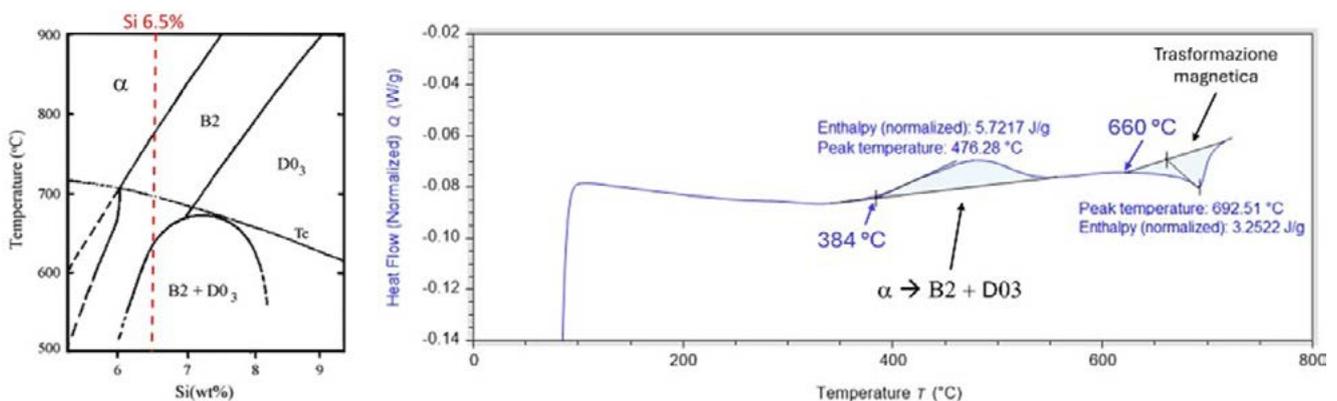


Fig.1 - (a) Diagramma di fase Fe-Si (Si > 5wt.%). B_2 e DO_3 sono le fasi ordinate mentre α è la soluzione solida disordinata. T_c è la temperatura di Curie. Ridisegnato da [11] (b) Curva di riscaldamento DSC per il campione as-built dell'acciaio FeSi6.5 / (a) Fe-Si phase diagram (Si > 5 wt.%). B_2 and DO_3 are the ordered phases while α is the disordered solid solution. T_c is the Curie temperature. Redrawn from [11] (b) DSC heating curve for as-built sample of FeSi6.5 steel.

In Fig. 2 e 3 sono riportate le microstrutture dei campioni as-built degli acciai FeSi3 e FeSi6.5 lungo la BD, dalle quali è evidente un diverso comportamento di solidificazione tra i due acciai. Per quanto riguarda l'acciaio FeSi3 dopo processo di stampa, la microstruttura è costituita da grani columnari grossolani orientati lungo BD (dimensione media del grano $103.1 \pm 5.2 \mu\text{m}$). Ciò è dovuto alla crescita epitassiale degli strati a partire da quello sottostante, già solidificato. Il materiale così costruito presenta una orientazione dei grani con la direzione [100] lungo la BD e, una prevalenza di bordi grano a basso angolo rispetto a quelli ad alto angolo (LAGB: 63% vs. HAGB: 37%). Invece, per quanto riguarda l'acciaio FeSi6.5, la microstruttura risulta essere mista e costituita da grani columnari orientati lungo la BD e alcune colonie di grani equiassici. La dimensione media del grano è $11.3 \pm 0.6 \mu\text{m}$, notevolmente ridotta rispetto all'acciaio FeSi3. La presenza di un mix di grani columnari ed equiassici è evidenziata più chiaramente dalla mappa EBSD ad alto ingrandimento. Come precedentemente osservato nel caso del FeSi3, anche per la lega FeSi6.5 i grani sono orientati con la direzione [100] lungo la direzione di costruzione del campione. Invece, per quanto riguarda la tipologia dei bordi grano, per il FeSi6.5 si ha prevalenza di bordi grano ad alto angolo (HAGB: 96%).

Tali differenze microstrutturali possono essere spiegate

partendo dai diversi parametri di processo utilizzati per ottenere le due leghe mediante tecnologia LPBF, in particolare la potenza del laser (250 W per FeSi3 e 167 W per FeSi6.5). È noto che l'aumento della potenza del laser favorisce la solidificazione epitassiale con grani columnari [22,23]. Inoltre, essendo l'inerzia termica degli acciai pressoché simile (3.50 J/Kcm^3 per FeSi3 e 3.44 J/Kcm^3 per FeSi6.5), l'utilizzo di maggiore energia specifica nel caso del FeSi3 comporta il raggiungimento di una maggiore temperatura dal materiale e un più lento raffreddamento, con conseguente formazione di grani grossolani. Il maggiore sotto-raffreddamento nel caso dell'acciaio FeSi6.5 favorisce la nucleazione di nuovi grani e ne rallenta la crescita dando origine, oltre che a grani columnari, ad una popolazione di grani di piccole dimensioni e orientazioni casuali. Un'altra differenza rilevante tra i materiali indagati è la tipologia del bordo grano con una prevalenza di LAGB nel FeSi3 e di HAGB nel FeSi6.5. Come mostrato in [24], la formazione di LAGB deriva da fattori di instabilità in fase di fusione e stress termici indotti dal continuo riscaldamento/raffreddamento. La conduttività termica del FeSi3 (23.08 W/mK) è maggiore di quella del FeSi6.5 (17.5 W/mK), quindi il volume influenzato dal calore e i gradienti termici risultano essere maggiori per il FeSi3. Ciò spiega la formazione di una maggiore densità di dislocazioni che poi si organizzano per formare i LAGB.

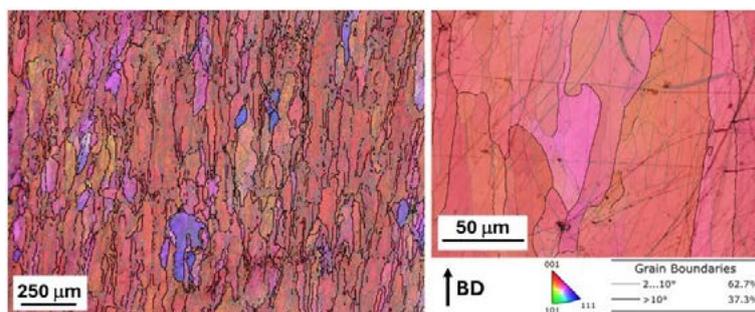


Fig.2 -Mappe EBSD della struttura di solidificazione dell'acciaio FeSi3 / EBSD maps of the solidification structure of FeSi3 steel

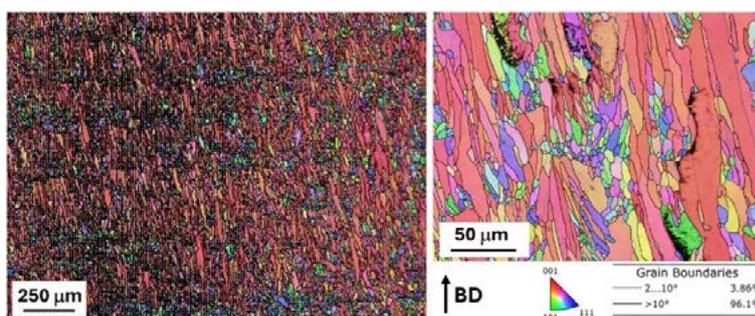


Fig.3 - Mappe EBSD della struttura di solidificazione dell'acciaio FeSi6.5 / EBSD maps of the solidification structure of FeSi6.5 steel

La microstruttura iniziale dei materiali as-built influenza notevolmente la loro evoluzione dopo i trattamenti termici. In Fig. 4 sono riportate le mappe EBSD dopo il trattamento termico a 1150 °C per 1 ora. Nell'acciaio FeSi3 la dimensione e la forma dei grani non cambiano notevolmente dopo il trattamento termico, la dimensioni medie dei grani risulta essere di $123.8 \pm 6.2 \mu\text{m}$ con la stessa tessitura mentre per l'acciaio FeSi6.5 si verificano variazioni rilevanti. La popolazione e le dimensioni dei grani equiasici aumentano dopo il trattamento termico a 1150 °C che diventano prevalenti rispetto a quelli colonnari. Una possibile spiegazione della diversa risposta ai trattamenti termici dei due acciai al Si è legata alla natura dei bordi di grano, ovvero la differenza nella prevalenza di LAGB nel FeSi3 e di HAGB nel FeSi6.5. È noto che la mobilità dei LAGB è significativamente inferiore a quella degli HAGB

[25] quindi i grani crescono più velocemente nel FeSi6.5. Tuttavia, ciò non comporta un indebolimento dell'orientazione cristallografica preferenziale che resta cubica [100]. Come noto, le prestazioni magnetiche dei materiali magnetici dolci dipendono fortemente dalla dimensione dei grani e dalla tessitura [26], in particolare le tessiture cubica [100] e Goss [110] favoriscono una facile magnetizzazione del componente mentre, l'effetto opposto è dato dalla tessitura [111]. Dall'analisi EBSD si osserva che la tessitura [111] di difficile magnetizzazione non è presente lungo la BD dei campioni as-built e trattati termicamente di entrambi gli acciai. Ciò è abbastanza promettente per le applicazioni magnetiche.

Va ricordato inoltre che le misure di diffrazione dei raggi X non rilevano fasi ordinate in FeSi6.5 anche dopo il trattamento termico [19].

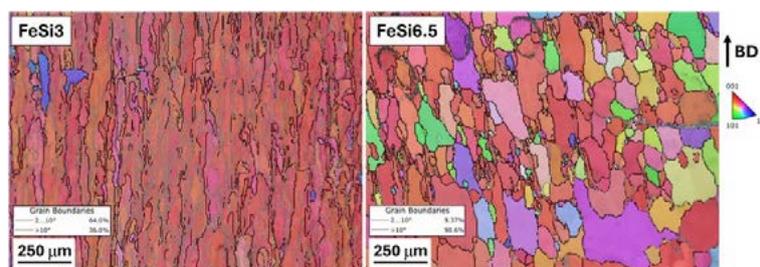


Fig.4 - Mappe EBSD degli acciai FeSi3 e FeSi6.5 dopo trattamento termico di ricottura a 1150 °C per 1 ora / EBSD maps of FeSi3 and FeSi6.5 steels after annealing heat treatment at 1150 °C for 1 hour.

In Tab. 1 sono state riportate a confronto le proprietà magnetiche di un acciaio commerciale FeSi3 di grado 50H230 (a grani non orientati) [27] con quelle dei campioni con forma toroidali in FeSi3 e FeSi6.5, ottenuti mediante tecnologia additiva LPBF e trattati termicamente a 1150 °C per 1 ora, come riportato in [18]. Le perdite specifiche corrispondono alla somma delle perdite dovute all'isteresi e alla circolazione delle correnti parassite. Dai valori riportati in Tab. 1 è evidente come il FeSi6.5 mostri una magnetizzazione M maggiore e una perdita di potenza inferiore (oltre il 50%) rispetto al FeSi3, stampato e trattato termicamente nelle stesse condizioni. Inoltre, la lega FeSi6.5 presenta delle prestazioni magnetiche non troppo lontane da quelli della lega commerciale, che presenta ancora le migliori prestazioni. Dunque, le proprietà magnetiche riportate nella Tab. 1 per i campioni ottenuti mediante AM, unitamente alle caratteristiche

microstrutturali (dimensione media dei grani, tessitura e tipologia di bordi grano) in seguito ai trattamenti termici, mostrano chiaramente la superiorità del FeSi6.5 e suggeriscono la necessità di un'ulteriore miglioramento dei trattamenti termici per garantire caratteristiche paragonabili o migliori rispetto al FeSi3 commerciale.

Tab.1 - Confronto delle perdite specifiche e della magnetizzazione M di campioni toroidali di FeSi3 e FeSi6.5 da tecnologia LPBF, trattati termicamente a 1150 °C per 1 ora [18], con quelli di un acciaio commerciale FeSi3 di grado 50H230 [27]. Le perdite specifiche sono state misurate con $f = 50$ Hz e $B = 1$ T, invece la magnetizzazione M con 800 e 1700 A/m / Comparison of the specific losses and of the magnetization M of toroidal samples of FeSi3 and FeSi6.5 from LPBF technology, heat treated at 1150 °C for 1 hour [18], with those of a commercial FeSi3 steel grado 50H230 [27]. The specific losses were measured with $f = 50$ Hz and $B = 1$ T, meanwhile the magnetization M with 800 and 1700 A/m.

Materiale	Perdite specifiche (W/kg)	M (800 A/m) (T)	M (1700 A/m) (T)
FeSi3 da manifattura additiva	3.0	1.21	1.30
FeSi6.5 da manifattura additiva	1.3	1.28	1.36
FeSi3-50H230 commerciale	1.0	1.46	1.54

CONCLUSIONI

In questo lavoro è stata studiata la possibilità di produrre nuclei ferromagnetici in acciaio FeSi ad alto tenore di Si attraverso tecnologia additiva LPBF. Sono state prese in esame due leghe con diverso tenore di Si (3.0 wt.% e 6.5 wt.%). Per entrambi gli acciai è stata studiata l'evoluzione microstrutturale in seguito al trattamento termico di ricottura a 1150 °C per 1 ora con l'obiettivo di valutare le migliori prestazioni ottenibili attraverso un approccio produttivo alternativo e gli eventuali benefici forniti dai trattamenti termici. Le conclusioni possono essere riassunte come segue:

- La tecnologia additiva rappresenta una promettente alternativa per la produzione di acciai ad alto contenuto di Si. Infatti, dall'analisi DSC risulta che il campione as-built dell'acciaio FeSi6.5 mostra una struttura cristallina disordinata, caratteristica confermata da una analisi ai raggi X sui campioni stampati. La rapida solidificazione coinvolta nel processo di manifattura additiva sopprime i fenomeni diffusivi che controllano la formazione di strutture ordinate B_2 e $D0_3$, garantendo così la processabilità di tali leghe.
- Per entrambe le leghe, FeSi3 e FeSi6.5, la microstruttura di solidificazione mostra grani colonnari con la direzione [100] parallela a BD. Tutti i grani del FeSi3 sono colonnari mentre nel caso del FeSi6.5 la

microstruttura è mista con grani colonnari ed equiasici.

- La dimensione media dei grani del FeSi6.5 as-built è $11.3 \pm 0.6 \mu\text{m}$, circa un ordine di grandezza inferiore a quella del FeSi3 ($103.1 \pm 5.2 \mu\text{m}$). Nel FeSi3 as-built c'è una grande prevalenza di LAGB (63 %) mentre la loro frazione è molto bassa (4 %) nel FeSi6.5 as-built.
- Dopo il trattamento termico a 1150 °C per 1 ora, la dimensione e la forma dei grani del FeSi3 non cambiano significativamente, mentre nel FeSi6.5 la dimensione dei grani aumenta fino a $81.2 \pm 4.1 \mu\text{m}$. Nonostante la crescita del grano, la tessitura cubica [100] viene preservata dopo il trattamento termico.
- La lega FeSi6.5 mostra proprietà magnetiche migliori rispetto alla lega FeSi3, con maggiore magnetizzazione M e ridotte perdite di potenza (oltre il 50%). Inoltre, i valori di FeSi6.5 risultano essere confrontabili con quelli di una lega commerciale FeSi3-50H230.

FINANZIAMENTO

Il progetto è stato finanziato dalla Regione Umbria nell'ambito del "Piano Sviluppo e Coesione FSC ex DGR n. 251/2021—Avviso ricerca 2020—codice CUP I39J20002770008".

BIBLIOGRAFIA

- [1] Cardelli E, Faba A, Pompei M, Quondam Antonio S. Magnetic losses in Si-Fe alloys for avionic applications. *AIP Adv.* 2017;7:056112
- [2] Boglietti A, Cavagnino A, Krings A. New Magnetic Materials for Electrical Machines and Power Converters. *IEEE Trans. Ind. Electron.* 2017;64:2402-2404
- [3] Garibaldi M, Ashcroft I, Simonelli M, Hague R, Metallurgy of high-silicon steel parts produced using Selective Laser Melting. *Acta Mater.* 2016;110:207-16
- [4] Lemke JN, Simonelli M, Garibaldi M, Ashcroft I, Hague R, Vedani M, Wildman R, Tuck C. Calorimetric study and microstructure analysis of the order-disorder phase transformation in silicon steel built by SLM. *J Alloys Compd.* 2017;722:293-301
- [5] Cullity BD, Graham CD. Introduction to magnetic material: John Wiley & Sons; 2011
- [6] Ninomiya H, Tanaka Y, Hiura A, Takada Y. Magnetostriction and applications of 6.5% Si steel sheet. *J Appl Phys.* 1991;69:5358
- [7] Babuska TF, Wilson MA, Johnson KL, Whetten SR, Curry JF, Rodelas JM, Atkinson C, Lu P, Chandross M, Krick BA, Michael JR, Argibay N, Susan DF, Kustas AB. Achieving high strength and ductility in traditionally brittle soft magnetic intermetallics via additive manufacturing. *Acta Mater.* 2019;180:149-57
- [8] Ustinovshikov Y, Sapagina I. Morphology of ordering Fe-Si alloys. *J Mater Sci.* 2004;39:1007-16
- [9] Cava RD, Botta WJ, Kiminami CS, Olzon-Dionysio M, Souza SD, Jorge AM, Bolfarini C. Show more Ordered phases and texture in spray-formed Fe-5 wt%Si. *J Alloys Compd.* 2011;509:S260-4
- [10] Jang P, Lee B, Choi G. Effects of annealing on the magnetic properties of Fe-6.5%Si alloy powder cores. *J Appl Phys.* 2008;103:5-8
- [11] Shin JS, Bae JS, Kim HJ, Lee HM, Lee TD, Lavernia EJ, Lee ZH. Ordering-disordering phenomena and micro-hardness characteristics of B2 phase in Fe-(5-6.5%)Si alloys. *Mater Sci Eng.* 2005;407:282-90
- [12] Gonzalez F, Houbaert Y. A review of ordering phenomena in iron-silicon alloys. *Rev Metal (Madr).* 2013;49:178-99.
- [13] Di Schino A, Stornelli G. Additive manufacturing: a new concept for end users. The case of magnetic materials. *Acta Metallurgica Slovaca.* 2022;28(4);208-211
- [14] Ridolfi MR, Folgarait P, Di Schino A. Laser Operating Windows Prediction in Selective Laser-Melting Processing of Metallic Powders: Development and Validation of a Computational Fluid Dynamics-Based Model. *Materials.* 2020;13:1424
- [15] Stornelli G, Ridolfi MR, Folgarait P, De Nisi J, Corapi D, Repitsch C, Di Schino A. Studio di fattibilità della fabbricazione di nuclei ferromagnetici attraverso tecniche di Manifattura Additiva. *La Metallurgia Italiana.* 2021;113: 50-63
- [16] Garibaldi M, Ashcroft I, Simonelli M, Hague R. Metallurgy of high-silicon steel parts produced using Selective Laser Melting. *Acta Mat.* 2016;110:207-216
- [17] Goll D, Schuller D, Martinek G, Kunert T, Schurr J, Sinz C, Schubert T, Bernthaler T, Riegel H, Schneider G. Additive manufacturing of soft magnetic materials and components. *Add Man.* 2019;27:428-439
- [18] Stornelli G, Faba A, Di Schino A, Folgarait P, Ridolfi MR, Cardelli E, Montanari R. Properties of Additively Manufactured Electric Steel Powder Cores with Increased Si Content. *Materials.* 2021;14:1489
- [19] Di Schino A, Montanari R, Sgambetterra M, Stornelli G, Varone A, Zucca G. Heat treatment effect on microstructure evolution of two Si steels manufactured by laser powder bed fusion. *Journal of materials research and technology.* 2023;26;8406-8424
- [20] Narita K, Enokizono M. Effect of ordering on magnetic properties of 6.5-percent silicon-iron alloy. *IEEE Trans Magn.* 1979;15:911-5
- [21] Stornelli G, Rodriguez Vargas BR, Folgarait P, Ridolfi MR, Sgambetterra M, Di Schino A. Development of FeSi steel with increased Si content by laser powder bed fusion technology for ferromagnetic cores application: Microstructure and properties. *MRS Advances.* 2023;8:1195-1199
- [22] Niendorf T, Leuders S, Riemer A, Richard HA, Treoster T, Schwarze D. Highly anisotropic steel processed by selective laser melting. *Metall Mater Trans B.* 2013;44:794-796.
- [23] David SA, Vitek JM. Correlation between solidification parameters and weld microstructures. *Int Mater Rev.* 1989;34:213-45.
- [24] Chuang LC, Maeda K, Morito H, Shiga K, Fujiwara K. Origin of small-angle grain boundaries during directional solidification in multicrystalline silicon. *Materialia (Oxf).* 2018;3:347-52
- [25] Humphreys FJ, Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. 1st ed. Pergamon; 1995.
- [26] Beckley P. Electrical steels for rotating machines. London: The Institution of Engineering and technology; 2002.
- [27] Nippon steel catalogue, non-oriented electrical steel sheets. Transportation Safety Board of Canada; 2019.

[TORNA ALL'INDICE >](#)