La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

DOI 10.36146/2026_10_13

Modelli termo-metallurgici per acciai inossidabili austenitici fabbricati mediante Direct Energy Deposition

E. Anelli, O. Tassa, L. Alleva, D. Fera, M. Gregori, M. Lubrano, S. Notargiacomo, S. Cerza

È stato progettato e sviluppato un sistema integrato di calcolo per la simulazione del trasferimento di calore e dell'evoluzione della microstruttura nella deposizione laser di polveri di acciai inossidabili austenitici, finalizzato alla previsione della microstruttura ottenibile con processi additivi, in particolare di tipo "Direct Energy Deposition" (DED). Il modello è costituito da 3 moduli distinti e interconnessi. Il modulo termico fornisce i valori del gradiente termico, della velocità di solidificazione e della velocità di raffreddamento. Il modulo di selezione della fase primaria utilizza tali parametri per il calcolo della modalità di solidificazione (austenitica-cellulare o ferritica-dendritica) e delle spaziature tra i bracci cellulari primari e i bracci dendritici secondari. Il modulo di micro-segregazione combina un modello di diffusione con un calcolo di equilibrio termodinamico delle fasi stabili per prevedere l'evoluzione delle frazioni di austenite, ferrite e liquido e le concentrazioni dei principali elementi di lega all'interno delle fasi. Il modello è stato calibrato e verificato su campioni realizzati con polvere di acciaio inossidabile austenitico AISI 316L, variando la potenza e la velocità del laser. I materiali sono stati caratterizzati in termini di fasi e dimensioni della microstruttura. Dalla microstruttura sono stati dedotti i gradienti termici e le velocità di raffreddamento, che sono stati confrontati con i valori calcolati. I modelli sono in grado di fornire previsioni realistiche e indirizzare la scelta delle condizioni DED da impiegare industrialmente.

PAROLE CHIAVE: DIRECT ENERGY DEPOSITION (DED); SIMULAZIONE VIRTUALE; RETE NEURALE; ACCIAIO INOSSIDABILE AUSTENITICO; MICROSTRUTTURA.

INTRODUZIONE

La manifattura additiva ("Additive Manufacturing", AM), o stampa tridimensionale ("3D-printing"), è una modalità produttiva che, utilizzando tecnologie anche molto diverse tra loro, consente la realizzazione di oggetti (parti di componenti, semilavorati o prodotti finiti) generando e sommando strati successivi di materiale; essa si contrappone alle tecniche produttive tradizionali (di tipo sottrattivo) in cui si procede per asportazione (tornitura, fresatura, ecc.) dal materiale massivo (generalmente ottenuto per laminazione o forgiatura). Tra le peculiarità della produzione additiva, si evidenziano:

- riduzione della massa di materiale utilizzato, poiché si riducono gli scarti di lavorazione;
- capacità di poter facilmente modificare la struttura costruttiva con un minore impiego di materia prima (manufatti più leggeri), a parità di sollecitazioni sopportabili;

Ettore Anelli
Franchini Acciai SpA, Mairano (BS)

Oriana Tassa, Laura Alleva, Daniele Fera, Matteo Gregori, Maurizio Lubrano, Sandro Notargiacomo, Simone Cerza
RINA Consulting - Centro sviluppo Materiali, Roma

- maggiore facilità di personalizzare un oggetto, rispetto a un modello base, con costi più contenuti per gestire le variazioni progettuali;
- riduzione del capitale immobilizzato nelle scorte e dei costi di magazzino; anche quando la manifattura additiva non è competitiva in termini assoluti, può essere economicamente vantaggiosa nel complesso, grazie alla sua flessibilità e alla rapidità di produzione, senza necessità di modificare/acquistare stampi o altre attrezzature;
- significativa riduzione del "time-to-market".

Se si vuole entrare nel mercato dei componenti metallici da manifattura additiva, con dimensioni paragonabili a quelle di forgiati di taglia medio-piccola, si ritiene indispensabile approfondire processi e prodotti basati sulle tecnologie di deposizione diretta, le quali consistono nell'apportare direttamente il materiale nella zona interessata sfruttando un principio analogo a quello della saldatura. Tra i vantaggi, date le caratteristiche del processo, va evidenziato che praticamente non ci sono limiti al volume realizzabile. Inoltre, con i sistemi a deposizione diretta sono possibili altre sinergie tra i metodi innovativi di AM e le tecniche tradizionali di fabbricazione, tra cui la riparazione di componenti usurati/corrosi (estensione della durabilità) oppure l'applicazione di rivestimenti in acciaio inossidabile o in lega a base Ni su manufatti in acciai basso-legati, economici rispetto a leghe pregiate massive, al fine di migliorarne la resistenza all'usura o alla corrosione/ossidazione, a costi ridotti.

Essendo il processo di deposizione laser complesso, con numerose variabili che influenzano la qualità del prodotto in termini di microstruttura e quindi di proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione, risulta utile lo sviluppo di algoritmi per la previsione della microstruttura derivante da un fuso soggetto a elevate velocità di solidificazione/raffreddamento, tipiche dei processi di manifattura additiva.

In questa ottica, si è progettato e sviluppato un sistema di calcolo integrato del trasferimento di calore e dell'evoluzione della microstruttura nella deposizione laser di polveri di acciai inossidabili austenitici mediante "Direct Energy Deposition" (DED). A tal fine, si sono eseguite:

- Misure di temperatura durante processi DED per la taratura e la validazione dei modelli termici.
- Esami delle microstrutture di campioni DED ottenuti con varie condizioni di processo per la taratura e la verifica degli algoritmi.
- Applicazione dei modelli ad alcuni casi studio con verifica della loro capacità predittiva.

Le attività effettuate in questo lavoro erano parte di un progetto di ricerca e sviluppo, denominato INNOTECH, che aveva fra gli obiettivi anche la valutazione di possibili sinergie tra processi produttivi tradizionali e tecniche innovative di manifattura additiva.

STRUTTURA DEL MODELLO INTEGRATO

È stato sviluppato un modello integrato, costituito da tre moduli interfacciati tra loro, per avere una completa descrizione dell'evoluzione della microstruttura a partire dalla sua storia termica. Il modello è stato concepito come una catena di calcolo modulare, nella quale la simulazione termica fornisce le grandezze locali necessarie alla previsione della fase primaria (strutture cellulari austenitiche e strutture dendritiche ferritiche) e, successivamente, alla valutazione della micro-segregazione durante la solidificazione. Il sistema comprende quindi tre moduli principali: modello termico, modello di selezione della fase primaria, modello di micro-segregazione.

Modello termico

Il modello termico, completamente sviluppato in-house, è basato su una formulazione tridimensionale alle differenze finite e descrive l'evoluzione del campo di temperatura in un dominio rappresentativo della deposizione. Il materiale base è presente fin dall'inizio della simulazione nel dominio di calcolo, mentre il materiale di apporto è inizialmente inattivo e viene progressivamente attivato al passaggio dello spot del fascio laser, secondo la strategia di scansione selezionata.

La mesh del substrato è la parte attiva all'istante t=0; gli strati successivi sono implementati fornendo in input il diametro dello spot, la velocità di avanzamento dello spot, il numero di righe, il numero di piani. In questo modo è possibile rappresentare la costruzione per strati successivi, i cicli termici multipli e i fenomeni di riscaldamento e rifusione indotti dalla deposizione dei vari strati di deposizione. Il calcolo tiene conto delle proprietà termofisiche dipendenti dalla temperatura (densità, calore specifico, conducibilità termica), del calore latente di solidificazione e degli scambi termici con l'ambiente per convezione e irraggiamento.

Una parte rilevante dello sviluppo ha riguardato il trattamento dei dati termici necessari al post processing metal-

lurgico. Il modello permette di ottenere un dettaglio dei dati salvati sufficientemente fitto per valutare correttamente i parametri di solidificazione nell'ambito di un processo rapido come la deposizione DED.
Possono essere selezionati punti di interesse per i quali salvare variabili come la temperatura locale e quella dei nodi circostanti, così da poter calcolare velocità di raffreddamento (R), gradiente termico spaziale (G) e velocità di solidificazione (V). Queste grandezze costituiscono il collegamento tra modello termico e previsione metallurgica.

Modello della fase primaria

Per la descrizione della solidificazione rapida, tipica dei processi additivi, è stata sviluppata e implementata una modellistica della solidificazione in condizioni di non-equilibrio, in grado di prevedere l'evoluzione microstrutturale dalla fase liquida. Sono stati implementati diversi algoritmi al fine di tenere in considerazione i fenomeni fisici che governano il processo, in particolare per valutare i seguenti aspetti:

- Fase primaria di solidificazione (austenitica-cellulare o ferritica-dendritica).
- Morfologia del fronte di solidificazione (planare, cellulare, equiassico) e transizione da morfologia colonnare a equiassica (CET).
- Dimensioni della microstruttura: Primary Cellular Arm Spacing (PCAS), Primary Dendritic Arm Spacing (PDAS), Secondary Dendritic Arm Spacing (SDAS).

Il modello di selezione della fase primaria è stato sviluppato e validato per acciai austenitici tipo AISI 304/316, ma è di applicazione del tutto generale a diverse tipologie di acciai/leghe, ovviamente previa analisi della specifica modalità di solidificazione e determinazione dei coefficienti delle equazioni.
Il modello sviluppato riprende e integra studi condotti da autori diversi [1-5] in vari ambiti della solidificazione. Si basa su un approccio prevalentemente numerico che determina la formazione della fase primaria di solidificazione attraverso la valutazione della temperatura di interfaccia solido/liquido delle varie fasi presenti nel sistema, ritenendo ciascuna fase competitiva, teoricamente indipendente e avente una propria temperatura di liquidus (Tliq), desumibile dai diagrammi di stato, estesi anche alle condizioni metastabili. Il modulo di selezione della fase primaria utilizza i valori locali di G e V per calcolare la temperatura della punta della dendrite/cella, in date condizioni di estrazione del flusso termico, per le fasi solide virtualmente possibili. La fase che effettivamente cresce è la fase per la quale la temperatura della punta risulta più alta.

Il modulo di selezione della fase primaria utilizza, quindi, i valori locali di G e V per valutare le condizioni di solidificazione e distinguere tra strutture cellulari austenitiche e strutture dendritiche ferritiche. I valori critici della velocità di solidificazione a cui avviene la transizione da struttura primaria austenitica-cellulare a ferritica-dendritica sono riportati per tre composizioni di acciaio 316L investigate in figura 1. I punti nel grafico rappresentano condizioni locali di G e V determinati mediante il modello a cui corrispondono sperimentalmente specifiche microstrutture di solidificazione.

Il modello permette, oltre alla determinazione della fase primaria di crescita, anche di calcolare la dimensione della struttura di solidificazione in termini di spaziature cellulari e dendritiche (primaria e secondaria). Mentre il rapporto G/V definisce la morfologia della microstruttura di solidificazione, il prodotto G*V, ovvero la velocità di raffreddamento, definisce nella stessa mappa la dimensione della microstruttura di solidificazione, in termini, per esempio, di SDAS e/o PDAS.

In generale, esiste una relazione tra dimensione d (SDAS o PDAS), tempo di solidificazione e velocità di raffreddamento (equazione 1):

$$d = a\,t^{n} = b\,(R)^{-n} \qquad (1)$$

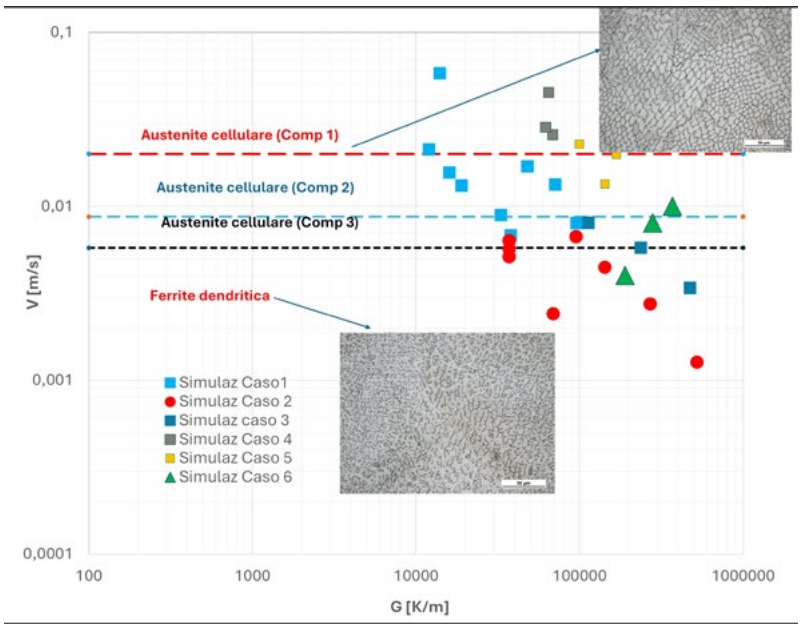

Fig.1 - Mappa di solidificazione per 3 composizioni dell'acciaio AISI 316L / *Solidification map for 3 steel compositions of AISI 316L.*

in cui *t* è il tempo di solidificazione, *R* è la velocità di raffreddamento, *n* e *a* sono delle costanti specifiche di ogni materiale. Per le leghe più comuni tali relazioni sono disponibili in letteratura. In particolare, per l'acciaio AISI 316L, PDAS e SDAS possono essere calcolati con le seguenti equazioni [5]:

$$\text{PDAS} = \lambda_1 = \left(\frac{3\Delta T' R}{G}\right)^{1/2} \quad (2)$$

$$\text{SDAS} = \lambda_2 \propto t^{1/3} \quad (3)$$

dove il tempo di solidificazione (*t*) dipende direttamente dalla velocità di solidificazione (*V*) secondo la seguente relazione:

$$t = \frac{\Delta T'}{V} \quad (4)$$

con ΔT' pari alla differenza di temperatura fra l'apice della dendrite e la sua radice. In figura 2 è mostrato un esempio di valori calcolati di PCAS in funzione della velocità di solidificazione, per diversi gradienti.

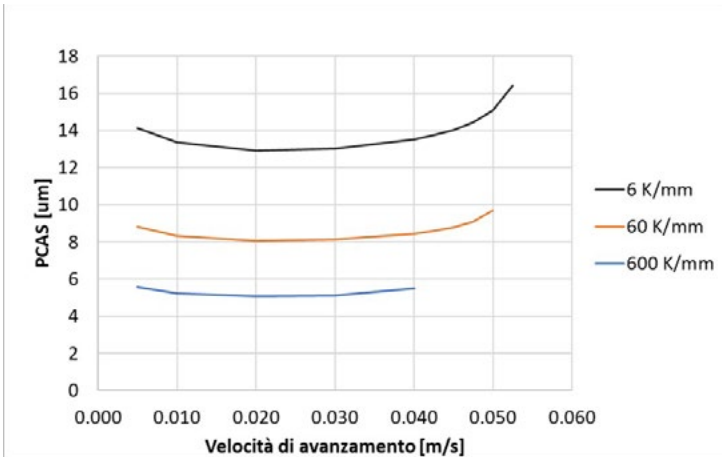

Fig.2 - Valori calcolati di PCAS / *Calculated values of PCAS.*

Il modello è stato tarato attraverso il confronto tra i valori di R calcolati dal modello termico e i valori misurati di SDAS, e PDAS che possono fornire un'indicazione immediata, ancorché approssimativa, delle condizioni di solidificazione.

Modello della micro-segregazione

Il modello classico sviluppato da Cline-Kurz [5] per sistemi multicomponente è stato accoppiato con un modello termodinamico. Al fine di prevedere localmente l'intervallo di solidificazione e le fasi presenti, sia in termini di frazione sia di composizione, il modello combina il calcolo termodinamico con un modello diffusivo che tiene conto della retro-diffusione nel solido per ogni elemento di lega, della velocità di raffreddamento e della dimensione della microstruttura di solidificazione. In particolare, il modello calcola la frazione delle fasi (austenite, ferrite e liquido) e la concentrazione dei principali elementi (C, Cr, Mn, Mo, Ni, Si, Cu e N) all'interno delle fasi stesse basandosi su un insieme di reti neurali, addestrate sulla base di calcoli termodinamici. La previsione delle suddette grandezze è effettuata, per ciascun istante di solidificazione, a partire dalla concentrazione iniziale e dalla temperatura corrente del sistema in evoluzione. Per condurre l'analisi dei dati, allo scopo di coprire sufficientemente le casistiche relative alle possibili variazioni delle concentrazioni iniziali dell'acciaio, si è provveduto a formulare dei livelli di concentrazione all'interno dell'intervallo di variazione tipico per ciascun elemento. Un esempio di previsione della fase primaria è riportato in figura 3.

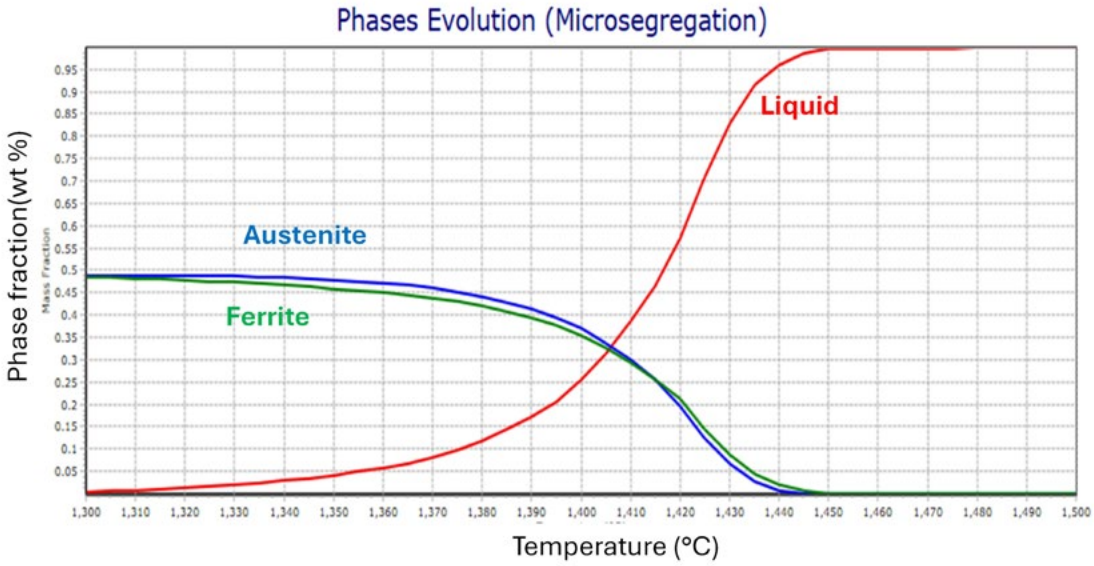

Fig.3 - Esempio di output del modello della segregazione: frazione delle fasi in funzione della temperatura / *Output example of the segregation model: phases fraction as a function of temperature.*

Nel complesso, le prestazioni delle reti si attestano su livelli molto alti degli indici di previsione, con un coefficiente di correlazione medio R^2=0.98. Come descritto in precedenza, le equazioni che descrivono i processi di accumulo dei soluti e di retro-diffusione nel solido sono state implementate in una procedura numerica che fa impiego di reti neurali. La sequenza "avanzamento dell'interfaccia/retro-diffusione dei soluti", è ripetuta fino al completamento della solidificazione, ovvero in corrispondenza di una percentuale minima di fase liquida, fissata in 0.1%. La temperatura così individuata, in pratica, corrisponde alla temperatura di zero duttilità (ZDT), al di sotto della quale la frazione di solido diventa tale che il materiale recupera rapidamente duttilità. In figura 4 è mostrato un esempio di evoluzione della composizione chimica nella fase liquida ottenuta in condizione di equilibrio a 1395°C e di retrodiffusione (micro-segregazione) a 1300°C.

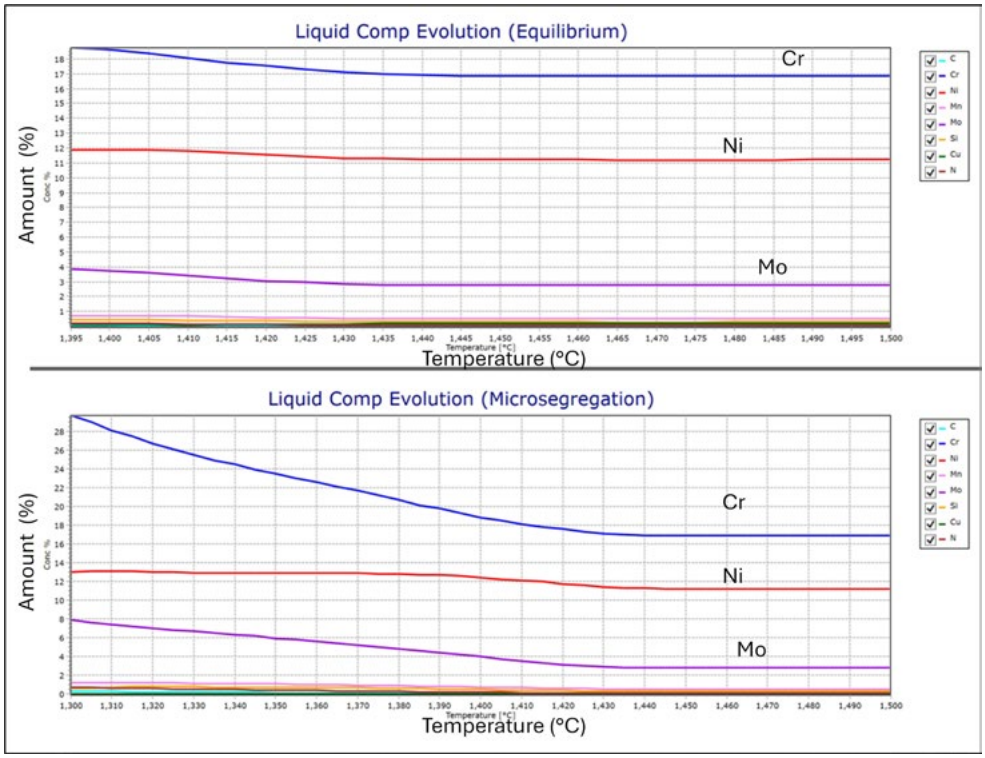

Fig.4 - Output del modello della segregazione: concentrazione degli elementi chimici nel liquido in funzione della temperatura / *Output of the segregation model: concentration of chemical elements in liquid as a function of temperature.*

TARATURA DEL MODELLO INTEGRATO

È stata sviluppata un'applicazione completa per la gestione del modello termico e per la sua integrazione con gli altri moduli della solidificazione e della segregazione. Questa applicazione permette di inserire facilmente gli input necessari tramite interfacce grafiche intuitive e include strumenti per il post-processing, consentendo la visualizzazione dell'evoluzione termica attraverso grafici 2D e mappe termiche in 3D, con la possibilità di sezionamento sui piani desiderati. All'interno di questa applicazione sono state integrate le librerie sviluppate per il calcolo della fase primaria e per il modello di micro-segregazione. Sono state sviluppate interfacce dedicate per la visualizzazione degli output del modello, inclusi grafici 2D che mostrano l'evoluzione delle fasi metallurgiche in funzione della temperatura e l'evoluzione della composizione chimica nella fase liquida. La complessità dei modelli sviluppati, sia per quanto riguarda il modello termico sia i modelli microstrutturali, ha richiesto un'approfondita analisi dei risultati alla luce delle evidenze sperimentali, che hanno portato a un lavoro di ottimizzazione sia nella descrizione fisica dei fenomeni, sia nella definizione di alcuni parametri dei modelli. Il modello termico è stato tarato e verificato su alcune deposizioni semplici costruite con polvere in AISI 316L variando potenza e velocità del laser. A tal fine, su una piastra di spessore 20 mm in acciaio AISI 4130 sono stati eseguiti 9 fori a profondità dalla superficie di 1 mm, 2 mm e 4 mm per consentire l'alloggiamento delle termocoppie. I rilievi di temperatura sono stati utilizzati per la validazione e messa a punto degli algoritmi. Per esempio, è stata simulata la deposizione di 4 strati in acciaio AISI 316L ed è stato effettuato il confronto fra i valori delle temperature misurate dalle termocoppie posizionate nella piastra base e i corrispondenti valori calcolati nelle medesime posizioni delle termocoppie, ottenendo una ottima corrispondenza fra valori misurati e calcolati. Un esempio è riportato in figure 5.

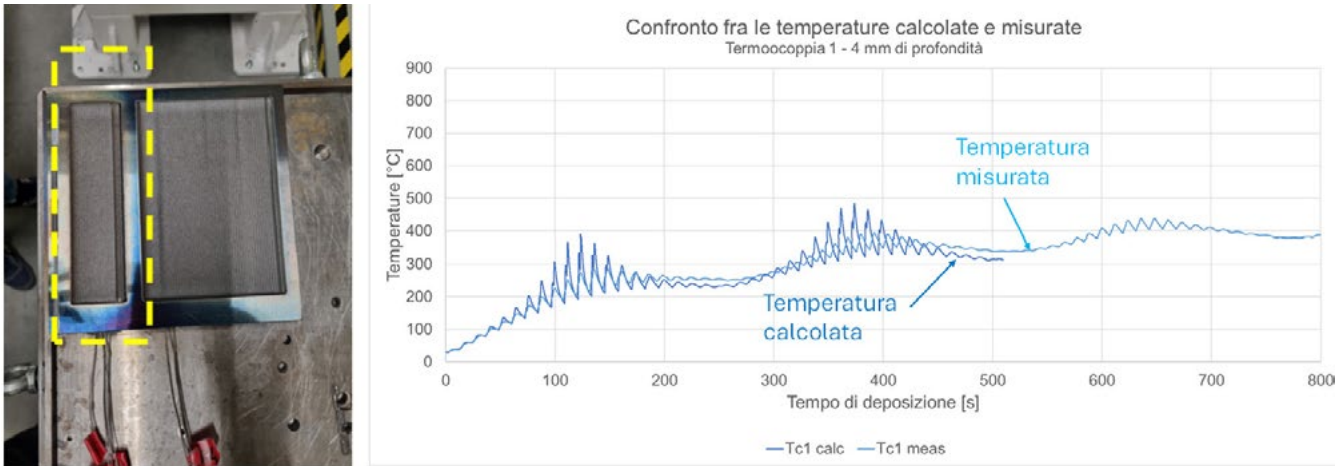

Fig.5 - Prova DED con polvere in AISI 316L. Esempio di temperatura acquisita da termocoppia inserita nella piastra base a 4 mm di profondità / *DED trial with AISI 316L powder. Example of temperature measured by means of a thermocouple inserted at 4 mm depth into the base plate.*

I picchi di temperatura calcolati sono più elevati dei valori misurati, probabilmente a causa dell'inerzia nella risposta delle termocoppie inserite nella piastra base, in presenza di fenomeni di scambio termico estremamente rapidi. Ulteriori campagne di prove di deposizione di polveri in acciaio AISI 316L sono state condotte, esplorando diverse combinazioni di potenza e velocità del fascio laser (tabella 1), con l'obiettivo di analizzare in maniera sistematica l'effetto dei parametri del processo DED sia sulla qualità dei campioni prodotti sia sulle caratteristiche della microstruttura di solidificazione.

Tab.1 - Condizioni DED adottate per le prove relative alla taratura del modello integrato / *DED conditions used in the trials for the calibration of the integrated model.*

Prova	Lunghezza [mm]	N° strati	Delta Z [mm]	Potenza [W]	Velocità [mm/s]	Portata [g/min]	Tipo di prova	Note
1W	20	6	1	600	25	12	Bassa potenza, alta velocità	Nessuna deposizione
2W	20	6	1	800	20	12	Bassa potenza, alta velocità	Deposizione irregolare e discontinua (risultato non accettabile)
3W	20	6	1	1000	17	12	Bassa potenza, alta velocità	Deposizione irregolare ma continua
4W	20	6	1	800	10	12	Bassa potenza, bassa velocità	Deposizione irregolare sulla lunghezza ma continua
5W	20	6	1	2500	25	12	Alta potenza, alta velocità	Deposizione irregolare sulla lunghezza ma continua
6W	20	6	1	2500	10	12	Alta potenza, bassa velocità	Deposizione omogenea e continua
7W	20	6	1	2000	17	12	Parametri ottimali	Deposizione omogenea e continua

In tal modo, si sono anche individuate condizioni operative che consentono di ottenere prodotti di buona qualità, ovvero con bassa presenza di microporosità e micro-cricche. In tabella 1 è indicata anche la qualità delle deposizioni. Le condizioni di processo adottate per la prova 1W non hanno consentito la deposizione. Per il campione 2W, la deposizione è risultata molto irregolare e discontinua nella lunghezza. I campioni 3W, 4W e 5W hanno avuto una deposizione irregolare, ma continua. Infine, gli ultimi due campioni, 6W e 7W, hanno avuto una deposizione omogenea e continua con una qualità apparentemente migliore per il campione 7W.

I depositi sono stati sottoposti a caratterizzazione metallografica. Gli output del modello termico in termini di parametri G, V e R sono stati analizzati alla luce dei risultati sperimentali, analizzando sia i valori di R valutati dalle misure di SDAS e PCAS, sia la modalità di solidificazione primaria, che sta a indicare se in una condizione specifica l'acciaio sta solidificando a una velocità di solidificazione maggiore o minore di quella critica per la transizione austenite-cellulare / ferrite-dendritica. Il confronto delle velocità di raffreddamento (R) calcolate e sperimentali è riportato in figura 6.

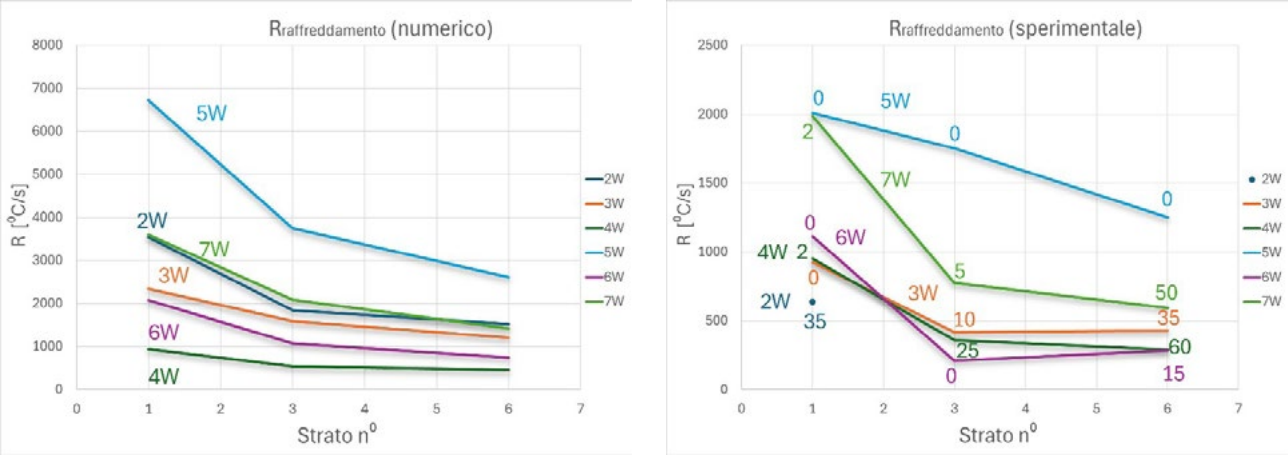

Fig.6 - Valori della velocità di raffreddamento (R): a) calcolati da modello termico; b) sperimentali da misure SDAS e PCAS / *Values of the cooling rate (R): a) calculated by thermal model; b) experimental from SDAS e PCAS measurements.*

Per le curve sperimentali, sono indicate anche le misure della percentuale di microstruttura dendritica. In generale, i valori sperimentali di R, valutati da analisi metallografica, risultano sensibilmente inferiori a quelli calcolati. Questo andamento può essere spiegato dal fatto che gli andamenti sperimentali risultano sicuramente affetti da errori legati all'estrema finezza della microstruttura, tanto che si sono dovute eseguire le misure al SEM, invece che al microscopio ottico; questo ha limitato la numerosità delle misure. Inoltre, in alcuni casi le misure sono state effettuate in zone in cui le microstrutture erano facilmente riconoscibili, quindi presumibilmente più grandi. Anche dal calcolo risulta che il campione 5W ha le più alte velocità di raffreddamento, seguito dal campione 7W. Per gli altri depositi gli andamenti di R calcolati risultano generalmente congruenti con quelli sperimentali.

APPLICAZIONI/VALIDAZIONI DEL MODELLO INTEGRATO

Caso 1 - Deposizione di AISI 316L su piastra base strumentata

La deposizione DED, realizzata su una piastra in acciaio AISI 4130 strumentata con termocoppie, è stata riprodotta con il modello. È stata simulata la deposizione dei 4 strati di acciaio AISI 316L. Oltre a effettuare il confronto fra i valori delle temperature misurate dalle termocoppie posizionate nella piastra base e i corrispondenti valori calcolati nelle medesime posizioni (figura 5), si sono calcolati i valori di G, V e R e tramite il modello della solidificazione, è stata predetta la fase presente ed è stato calcolato il parametro PDAS, risultato compreso tra 4 e 11 μm, ottenendo valori comparabili con quelli sperimentali (misurato PDAS tra 4 e 8 μm).

Caso 2 - Deposizione di un "muretto" in AISI 316L

Mediante DED si è fabbricato su una piastra in acciaio AISI 4130, di dimensioni 200 mm x 200 mm x 20 mm, un deposito a forma di "muretto", costituito da numerosi strati, utilizzando polvere in acciaio 316L. Le dimensioni del muretto sono risultate: 60 mm di lunghezza, 55 mm di altezza e spessore di 2 mm. Con il modello termico è stata simulata la storia termica di tale deposizione, da cui con una successiva elaborazione sono stati determinati su più punti il gradiente termico (G) e la velocità di solidificazione (V). Sono state eseguite diverse elaborazioni. In particolare, sperimentalmente è stata valutata la velocità di raffreddamento mediante le relazioni empiriche che legano questo parametro alla dimensione della microstruttura di solidificazione (PCAS e SDAS). Inoltre, si è verificata la congruenza dei risultati ottenuti soprattutto per gli andamenti delle grandezze che devono essere monotonicamente decrescenti dall'interfaccia verso il bordo esterno del deposito.

Il modello della selezione della fase primaria è stato applicato alla composizione della polvere in oggetto, considerando un ampio spettro di G e V. Attraverso il modello sono state determinate le condizioni di transizione da struttura cellulare austenitica a struttura dendritica. La velocità di solidificazione critica calcolata è di 0.0087 m/s. Nella microstruttura del muretto si è osservata una struttura *fully cellular*/austenitica in prossimità dell'interfaccia con il substrato e a metà altezza del deposito; tracce di struttura dendritico/ferritico sono state invece osservate solo negli ultimi strati depositati. Questo significa che la velocità di solidificazione si mantiene al di sopra della velocità critica per una buona parte del deposito.

Caso 3 - Deposizione di un parallepipedo in AISI 316L

In questo caso si è fabbricato un deposito di 11 strati, con dimensioni finali di 100 mm (lunghezza) × 30 mm (larghezza) × 10 mm (altezza), costruito su una piastra rettangolare di acciaio C40. La microstruttura di tale deposito è risultata all'esame metallografico completamente cellulare in prossimità dell'interfaccia con il substrato, mista cellulare/dendritica (con struttura equiassica) al centro e *fully dendritic* (sempre di tipo equiassico) negli ultimi strati. Anche per questo deposito è stata valutata la storia termica attraverso il modello termico e ricavati i valori di G e V nei diversi punti del deposito, corrispondenti a quelli in cui erano state eseguite le misure microstrutturali e da queste ricavate le velocità di raffreddamento. La simulazione ha dato una velocità critica per la transizione austenite cellulare/ferrite dendritica molto bassa, pari a 0.0058 m/s, che è in accordo con quanto riscontrato sperimentalmente, ovvero una microstruttura quasi totalmente austenitico cellulare in prossimità della base di deposizione e ferritico dendritica negli ultimi strati che presentano una velocità di solidificazione inferiore a quella critica.

CONCLUSIONI E SVILUPPI

- Per arrivare alla previsione della microstruttura che si ottiene in acciai inossidabili austenitici fabbricati con processi additivi, in particolare per Direct Energy Deposition (DED), è stato sviluppato un sistema di calcolo integrato del trasferimento di calore e dell'evoluzione della microstruttura e della segregazione.
- Calcoli preliminari hanno dato per l'acciaio 316L valori congruenti con quanto riportato in letteratura e rilevato sperimentalmente. La specializzazione è poi continuata mediante prove opportunamente progettate per individuare meglio le costanti del modello per i materiali di interesse.
- Il modello termico è stato tarato e verificato su alcune deposizioni con polvere in AISI 316L variando potenza e la velocità del laser. La microstruttura di questi depositi è stata caratterizzata in dettaglio in termini di tipologia di fasi, e dimensioni della struttura. Dalla microstruttura sono stati stimati i parametri di solidificazione che sono stati confrontati con quelli previsti dal modello che ha mostrato di fornire previsioni piuttosto realistiche.
- È stata sviluppata un'applicazione completa per la gestione del modello termico e per la sua integrazione con gli altri moduli della solidificazione e della segregazione. Questa applicazione permette di inserire gli input necessari per eseguire le simulazioni tramite interfacce grafiche intuitive e include strumenti per il post-processing, consentendo la visualizzazione

dell'evoluzione termica attraverso grafici 2D e mappe termiche in 3D, con la possibilità di sezionare i piani desiderati.

- Il modello è stato verificato e applicato principalmente per le deposizioni DED in acciaio AISI 316L.
- La modalità con cui è stato realizzato (blocchi interconnessi, ma indipendenti) lo rende flessibile e adattabile ad altre sorgenti e modalità di deposizione. L'estensione a processi additivi diversi e condizioni locali di solidificazione differenti richiede un'opportuna fase di taratura, anche con prove strumentate.
- Il modello descrive la fisica dei fenomeni in gioco nella solidificazione del processo additivo e, pertanto, è in linea generale trasferibile ad altre leghe. L'applicabilità ad altre leghe richiede l'integrazione nel modello dello specifico database termodinamico e delle proprietà termofisiche del sistema in esame; anche in questo caso, può essere necessaria una fase di taratura sulla base di dati sperimentali.
- Un successivo affinamento dovrebbe considerare anche l'effetto della diluizione all'interfaccia, al momento trascurato, ma che si è visto avere un'influenza sulla microstruttura.

FINANZIAMENTI

Questa ricerca è stata finanziata dal Ministero delle imprese e del made in Italy (MIMIT), Progetto n. F-220024-00-X47 (INNOTECH).

RINGRAZIAMENTI

Si ringrazia G. Franchini per l'autorizzazione alla pubblicazione di questo lavoro e tutti coloro che hanno contribuito a eseguire le prove di deposizione DED, nonché alla raccolta e all'analisi dei dati.

BIBLIOGRAFIA

[1] Langer J.S., Müller-Krumbhaar H., "Theory of dendritic growth—I. Elements of a stability analysis", Acta Metallurgica, 1978, 26, p.1687. 10.1016/0001-6160(78)90078-0.
[2] Kattamis T.Z., Flemings M.C., "Dendrite Morphology Microsegregation and homogenization of low-alloy steel", Trans. Metall. Soc. AIME 1965, 233, p.992
[3] Brody H.D., Flemings M.C., "Solute redistribution in dendritic solidification", Trans. Metall. Soc. AIME, 236 (1966), p.615.
[4] Boettinger W.J., Coriell S.R., Trivedi R., in Rapid Solidification Processing: Principles and Technologies IV, ed. Mehrabian R. and Parrish P.A. (Claitor's Baton Rouge, LA 1988), p.13.
[5] Kurz W., Fisher K., Fundamentals of solidification, Trans Tech. Publications LTD, 1998.

La Metallurgia Italiana
International Journal of the Italian Association for Metallurgy

Thermo-metallurgical models for austenitic stainless steels manufactured by Direct Energy Deposition

An integrated computational system for the simulation of heat transfer and microstructural evolution during laser deposition of austenitic stainless-steel powders was designed and developed to predict the microstructure achievable through additive manufacturing processes, such as 'Direct Energy Deposition' (DED). The model consists of three modules. The thermal module provides the values of the thermal gradient, solidification rate and cooling rate. The module for the selection of the primary phase uses these parameters for calculating the solidification mode (austenitic - cellular or ferritic - dendritic) and the spacings between the primary cellular arms and the secondary dendritic arms. The micro-segregation module combines a diffusion model with a thermodynamic equilibrium calculation of the stable phases to predict the evolution of the fractions of austenite, ferrite and liquid and the concentrations of the main alloying elements within the phases. The model was calibrated and verified on samples produced using AISI 316L austenitic stainless-steel powders, by varying the laser power and speed. These materials were characterized in detail in terms of phase type and microstructural dimensions. Thermal gradients and cooling rates were derived from the microstructure and compared with the calculated values. The models were able to provide realistic predictions and to guide the selection of DED conditions for industrial application.

KEYWORDS: DIRECT ENERGY DEPOSITION (DED), VIRTUAL SIMULATION, NEURAL NETWORK, AUSTENITIC STAINLESS STEEL, MICROSTRUCTURE.

TORNA ALL'INDICE >