

Processo di riparazione per crescita epitassiale di superleghe a singolo cristallo impiegate nelle parti calde delle turbine a gas dell'ultima generazione

C. Rinaldi, D. Robba, E. Stucchi

Le parti calde delle turbine a gas dell'ultima generazione sono costituite da superleghe a base Nichel, a singolo cristallo. Per minimizzare i costi di manutenzione è necessario individuare tecniche di riparazione che mantengano inalterata l'orientazione cristallina del substrato. A tale scopo è possibile utilizzare la tecnologia di riporto mediante laser, purchè i valori dei parametri operativi realizzino all'interfaccia solido-liquido le condizioni di gradiente di temperatura e velocità di solidificazione richieste dalla crescita epitassiale. Partendo dai modelli esistenti in letteratura è stato sviluppato un software previsionale, user friendly su PC, in grado di guidare la scelta delle condizioni operative durante l'attività sperimentale. Sulla lega CMSX-4 è stato messo a punto il processo di riporto di polvere omologa, con un laser a Nd:YAG da 1kW. Sono stati prodotti riporti con variazione di orientazione del riporto rispetto al substrato inferiore a 13°. Tale risultato e l'assenza di grani secondari indesiderati sono stati verificati con l'analisi diffrattometrica degli elettroni retrodiffusi (tecnica EBSD) in un microscopio elettronico a scansione dedicato. L'utilizzo del laser Nd:YAG ha consentito di depositare altezze superiori di circa 1.5 volte a quanto pubblicato in letteratura e ottenuto con lo stesso numero di passate con un laser CO₂.

Parole chiave: superleghe, solidificazione, diffrattometria, processi, impieghi ad alta temperatura

INTRODUZIONE

Nelle turbine a gas dell'ultima generazione un aumento significativo della temperatura d'ingresso dei gas caldi è stato ottenuto sia grazie alle nuove modalità di raffreddamento dei componenti che all'utilizzo di nuovi materiali. In particolare le pale rotanti dei primi stadi sono costituite da superleghe a base Nichel a singolo cristallo, protette con barriera termica. La struttura monocristallina consente infatti di ottenere prestazioni termomeccaniche migliori, che derivano proprio dall'assenza di bordi di grano e dalla omogeneità dell'orientazione cristallografica entro l'intero componente. La tecnologia di produzione delle superleghe a base Nichel monocristalline, nata per i motori aeronautici è stata estesa solo con notevole sforzo e dopo un intervallo di tempo di circa una decina d'anni, ai componenti di grandi dimensioni delle turbine terrestri per la produzione di energia. Il costo di questi componenti è così elevato da giustificare il finanziamento di attività di ricerca finalizzate alla messa a punto di metodologie di riparazione specifiche per tali materiali. In ambito europeo sono in corso progetti cui partecipano importanti costruttori e riparatori /1/, insieme a centri di ricerca di prestigio. Nella maggior parte dei casi i risultati sono proprietari e difesi da brevetti.

In ambito italiano il problema comincia a porsi in questi anni con l'installazione delle prime macchine dell'ultima generazione.

Il CESI ha effettuato un'attività di ricerca triennale in questo campo, a servizio degli utilizzatori di turbine a gas, per chia-

rire la fattibilità di riparazioni sui nuovi materiali, in grado di conservare l'orientazione cristallografica del componente.

Un primo studio di approfondimento delle problematiche di fabbricazione tipiche dei materiali monocristallini ha mostrato la cruciale importanza del gradiente di temperatura all'interfaccia solido-liquido (G) e della velocità di solidificazione (V_s) per la realizzazione di componenti con una sola orientazione cristallografica, cioè privi di bordi di grano, anche nelle regioni con variazioni brusche del profilo geometrico.

Un successivo esame degli studi di letteratura volti a individuare processi di riparazione che producano materiale con la stessa orientazione del substrato (crescita epitassiale), ha consentito di individuare la presenza di due filoni principali: tecniche di brasatura in alto vuoto e a temperature molto elevate /1/ e l'utilizzo della tecnologia di riporto mediante laser /2/.

Il secondo metodo pare particolarmente promettente perché consente la ricostruzione delle parti periferiche del componente con una tecnica simile a quelle già in uso per i componenti equiassici. Con opportuni accorgimenti che verranno descritti nel seguito tale tecnica di riporto laser può essere adattata a realizzare la crescita epitassiale in particolari condizioni operative; infatti il breve ed intenso riscaldamento localizzato tipico della tecnica è accompagnato da elevate velocità di solidificazione (V_s) ed elevati gradienti di temperatura all'interfaccia solido-liquido (G), fattori necessari perché durante la solidificazione si conservi l'orientazione cristallografica del substrato.

Il letteratura il processo descritto è detto epitaxial laser metal forming, E-LMF /2/.

In questo lavoro vengono fatti alcuni accenni d'inquadramento a recenti studi di letteratura che in processi di solidificazione rapida consentono di prevedere la formazione delle varie microstrutture. Viene poi descritto lo strumento software previsionale messo a punto per il caso del riporto

C. Rinaldi, D. Robba, E. Stucchi
CESI, Milano

Memoria presentata al Convegno Nazionale AIM, Modena 13-15 novembre 2002, organizzate da AIM

laser, finalizzato a fornire per la condizione prescelta i parametri operativi migliori e la visualizzazione della porzione del fronte di solidificazione in cui sono verificate le condizioni di crescita epitassiale. Infine sono discussi alcuni risultati sperimentali ottenuti con un laser Nd:YAG da 1 kW sulla lega monocristallina CMSX-4.

BACKGROUND

Processi di solidificazione rapida e tipo di microstruttura
Sono reperibili in letteratura studi interessanti e completi che sintetizzano lo stato dell'arte della scienza della solidificazione /3,4/, descrivono i processi di solidificazione rapida (il melt spinning e l'atomizzazione di polveri oltre al riporto laser) in termini di alcuni parametri fondamentali; essi delineano inoltre lo sviluppo dei modelli teorici e delle tecniche numeriche previsionali. I risultati più interessanti riguardano la possibilità di prevedere mediante modelli le condizioni di formazione delle varie microstrutture al variare di parametri quali la velocità di solidificazione e il gradiente all'interfaccia solido-liquido, il sottoraffreddamento in prossimità dell'interfaccia, la direzione di fuga del calore rispetto alla direzione di solidificazione e la numerosità dei centri di nucleazione.

Nel caso del processo di riporto laser di leghe binarie è stata individuata la sequenza di microstrutture che si formano al variare delle grandezze citate durante il processo di solidificazione /5/: al diminuire di V_s e al crescere di G la crescita del materiale solido passa da equiassica (materiale policristallino), a dendritica (quando il raffreddamento avviene con prevalenza lungo l'asse cristallino preferenziale di fuga del calore), a cellulare (quando il fronte piano si rompe ancora in corrispondenza a delle imperfezioni su scala atomica), fino a diventare di tipo planare (fronte di solidificazione piano e crescita epitassiale). A velocità di solidificazione lentissime e gradienti elevati, infatti è scarsa l'influenza del numero dei potenziali centri di nucleazione (N_0), perciò il fronte di solidificazione è piano e si forma il solido con un'unica orientazione cristallografica. All'opposto velocità di solidificazione elevate e gradienti di temperatura limitati favoriscono l'aggregazione di materiale solido parimenti su tutti i centri di nucleazione anche oltre il fronte solido-liquido, producendo la più comune microstruttura policristallina. Per ottenere la crescita epitassiale su un substrato monocristallino è necessario che si instaurino le condizioni di crescita dendritica/colonnare e che la formazione di grani equiassici sia ridotta al minimo.

La transizione colonnare/equiassica (CET) e il riporto laser
Basandosi sul modello analitico di Hunt /6/ è possibile per una lega binaria determinare nel piano V_s vs G le curve che delimitano le regioni in cui avvengono i vari tipi di solidificazione, cui sono associate le diverse microstrutture citate. Stabilito il criterio che un processo di solidificazione viene considerato di tipo colonnare quando la frazione di grani equiassici è inferiore al 50% è possibile definire la curva di transizione da morfologia colonnare ad equiassica, detta CET (columnar to equiaxial transition), come mostrato nella Fig. 1.

Per le leghe complesse è stato formulato un modello numerico da Gaumann, Trivedi e Kurz /7/ che rende più precisa la valutazione della posizione di tale transizione; soprattutto per leghe complesse, esso a differenza della soluzione analitica semplificata di Hunt correttamente prevede il fatto che la crescita di grani equiassici non si realizza al di sopra di un valore di soglia del gradiente di temperatura all'interfaccia. Gli stessi autori, appoggiandosi sul modello di Picasso et al. /8/ formulato per il processo di riporto laser, hanno poi determinato i valori di G e V_s che si realizzano all'interfaccia

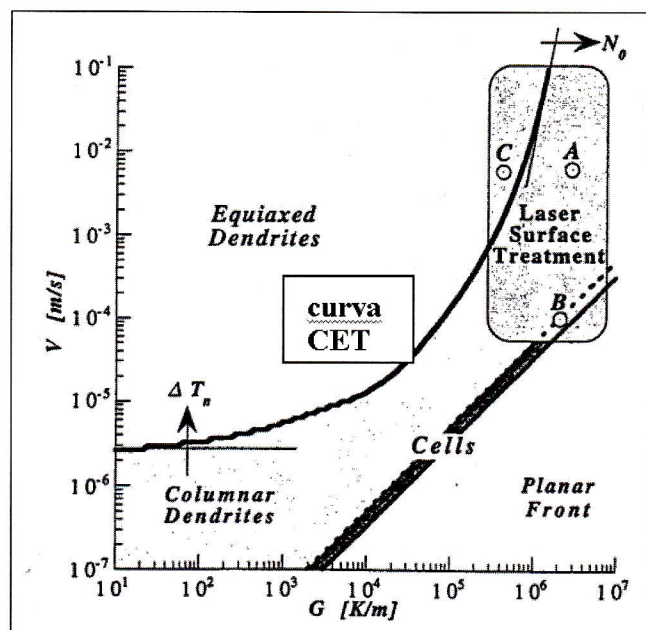


Fig. 1 Esempio di curva CET e di retta delimitante la regione di solidificazione a fronte planare, nel piano velocità di solidificazione (V) vs gradiente di temperatura all'interfaccia (G) /5/.

Fig. 1 On the plot of solidification velocity (V) vs. thermal gradient (G) at the liquid/solid interface, two curves can be drawn for each alloy: the CET curve and a straight line limiting the region where the solidification happens at a planar front /5/.

solido-liquido della pozza fusa durante i processi di riporto laser e li hanno confrontati con la posizione rispetto alla curva CET (v. Fig. 1). Questo confronto ha dimostrato la fattibilità della crescita epitassiale con la tecnica di riporto laser, anche per la lega monocristallina CMSX-4 /2,5,7/.

Mappe di microstruttura e parametri del processo di riporto laser

Estendendo il confronto citato nel paragrafo precedente a particolari gruppi di condizioni operative è stato possibile determinare delle mappe di microstruttura associate a intervalli di valori dei parametri operativi d'interesse in un processo di riporto laser. Alcuni esempi di queste mappe sono pubblicate in un recente lavoro per una configurazione di lavoro dotata di laser a CO_2 /9/. In esso vengono discussi e visualizzati graficamente l'effetto del preriscaldamento del substrato, dell'aumento della potenza, del diametro del fascio laser e della velocità di lavoro sulla possibilità di avere una crescita colonnare (v. Fig.2). Ovviamente senza rifusione del substrato non si ha epitassialità.

IL SOFTWARE PREVISIONALE CESI

Data la complessità del processo di riporto laser, al variare della configurazione sperimentale disponibile varia il legame tra le condizioni operative e i parametri che governano la solidificazione e di conseguenza il tipo di microstruttura che si genera. Per esplicitare tale legame è necessario utilizzare i modelli citati in precedenza, adattarli al caso particolare in esame e calcolare, nelle condizioni operative effettive del processo di riporto laser, i valori di G e V_s nei vari punti del fronte solido-liquido.

Per far questo è stato sviluppato un software su PC in grado di fornire, al variare della configurazione sperimentale (tipo di ugello spruzza polvere, distanza di lavoro, diametro e tipo di fascio laser), per una data potenza del laser ed una certa velocità di lavoro il valore del gradiente di temperatura al-

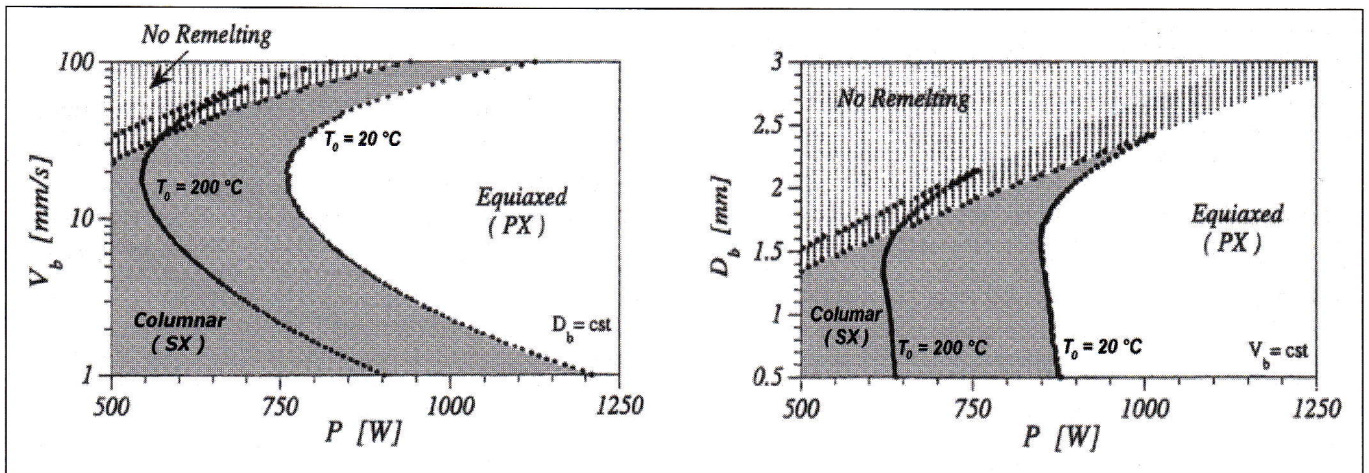


Fig. 2 Mappe di microstruttura calcolate in /9/, per un laser CO₂ per due diverse temperature di preriscaldamento: a) in funzione del diametro e della potenza del fascio laser; b) in funzione della velocità di lavoro e della potenza. La parte a sinistra di ogni curva è colonnare.

Fig.2 Microstructure maps calculated in /9/ for a CO₂ laser and two different substrate temperatures: a) beam diameter vs laser power plot; b) relative speed vs laser power plot. The region on the left hand side of each curve corresponds to columnar microstructure.

l'interfaccia solido- fuso e la velocità di solidificazione nei vari punti di tale interfaccia. Tali valori vengono poi confrontati con la curva CET della specifica lega esaminata; per ogni posizione del fronte di solidificazione viene quindi valutato se è rispettata la condizione di crescita colonnare. Questo strumento fornisce l'informazione di quali sono le condizioni operative in cui sono rispettate le condizioni di crescita epitassiale.

Cenno al modello di Picasso per il processo di riporto laser
 Il modello presentato in /8/ partendo dalla configurazione sperimentale (potenza del laser, larghezza del fascio, geometria dello spruzzapolvere) fornisce i valori ottimali per la velocità di lavoro e l'apporto polvere necessari per realizzare un riporto di una certa altezza prefissata. Esso tiene conto dell'attenuazione della potenza del laser dovuta all'interazione con le particelle di polvere e dell'influenza sull'assorbimento del pezzo, della forma del cordone di riporto. La forma della pozza fusa viene calcolata con un modello analitico 3-D la cui soluzione può essere calcolata facilmente su PC.

Cenno al modello di riferimento per la solidificazione
 Il modello utilizzato si basa sul criterio di stabilità di evoluzione di un fronte piano /10/. Tale criterio pone in relazione tra loro la velocità di avanzamento del fronte di solidificazione con il raggio medio delle perturbazioni che vengono a crearsi sul fronte piano (raggio delle dendriti), con la temperatura e con la concentrazione del soluto all'interfaccia solido-liquido. Il modello numerico sviluppato si basa sulla teoria di Kurz ed altri /3,4,7,10/; essa consente di ricavare il valore delle dimensioni delle dendriti, una volta fissata la velo-

cità di avanzamento del fronte di solidificazione, facendo uso della teoria di Ivanstov /11/ per ricavare la temperatura e la concentrazione all'interno del bagno fuso in prossimità dell'apice (tip) della dendrite.

Il processo di solidificazione è controllato da due fattori: il sottoraffreddamento (undercooling) del fronte di solidificazione all'interfaccia solido-liquido e la presenza dei centri di nucleazione all'interno del bagno. Il sottoraffreddamento raggiunto all'interfaccia attiva i centri di nucleazione e quindi avvia il processo di solidificazione allorché esso supera il valore di sottoraffreddamento eterogeneo ΔT_n tipico della sostanza. Dall'andamento della temperatura in corrispondenza del tip della dendrite è possibile stabilire di quanto l'interfaccia è sottoraffreddata e stabilire se la solidificazione viene prevalentemente avviata dai centri di nucleazione (solidificazione equiassiale $\Delta T > \Delta T_n$) o se avviene solamente in corrispondenza del tip della dendrite (solidificazione colonnare $\Delta T < \Delta T_n$). Per brevità non si riportano le equazioni, reperibili nella letteratura citata.

Dati d'ingresso e di uscita del software CESI

Nella tabella successiva è riportato l'elenco dei parametri d'ingresso che è necessario conoscere per poter applicare il modello previsionale. In particolare la velocità della polvere e la lunghezza del tratto in cui essa interagisce con il fascio laser sono dati di fondamentale importanza, per valutare correttamente il riscaldamento subito dalla polvere prima di cadere nella pozza fusa creata sul pezzo dal fascio; questo contribuisce infatti in modo determinante al campo di temperature che vi si forma e che definisce le condizioni di solidificazione.

Nella stessa tabella sono elencate le uscite del software. Ol-

Tabella 1 Dati di ingresso e di uscita del software CESI.

INPUT

- Proprietà della lega in studio
- Potenza del fascio laser e sua lunghezza d'onda
- Diametro del fascio laser sul pezzo
- Diametro del fascio di polvere sul pezzo
- Granulometria della polvere
- Distanza percorsa dalla polvere nel fascio laser
- Velocità delle particelle di polvere
- Altezza desiderata del riporto

OUTPUT

- Velocità di lavoro
- Apporto di polvere
- Temperatura raggiunta dalla polvere in volo
- Temperatura della pozza fusa
- Diametro della pozza fusa
- Gradiente medio di temperatura all'interfaccia
- Velocità media di solidificazione
- Grado di colonnarità del riporto
- Grafici che danno la distribuzione spaziale delle ultime cinque grandezze

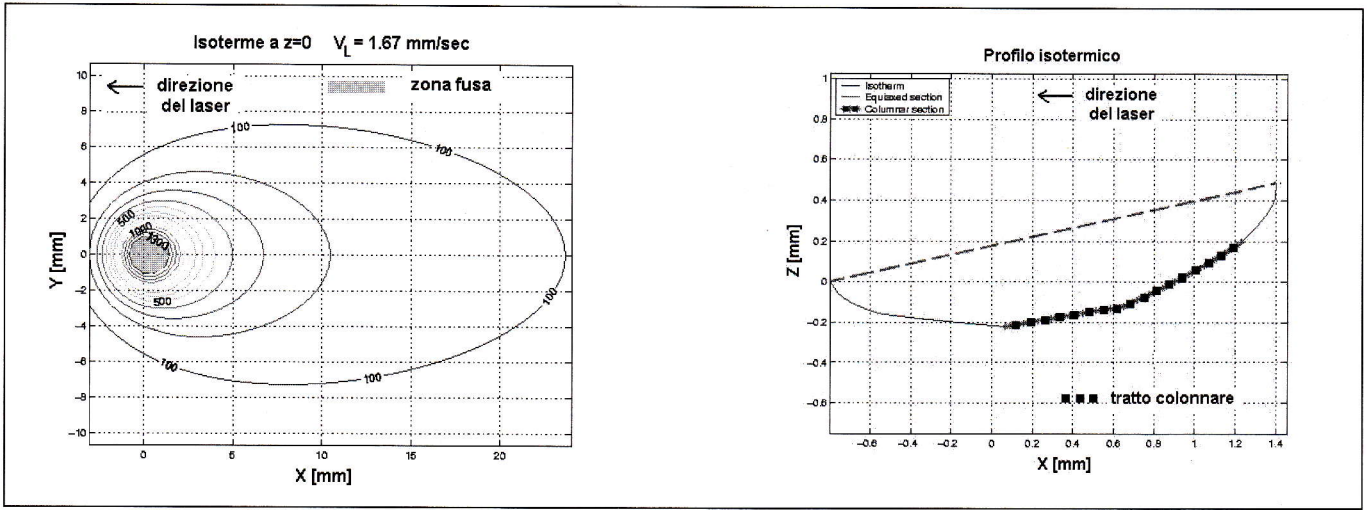


Fig. 3 Esempi di grafici forniti dal software CESI: a) isoterme sulla superficie del campione e b) la sezione verticale della pozza fusa con l'indicazione del tratto con microstruttura colonnare.

Fig. 3 Examples of the outputs of CESI software: a) isotherms around the region hit by the laser beam; b) vertical section of the melt region: the *** indicate the part of the liquid/solid interface with columnar growth.

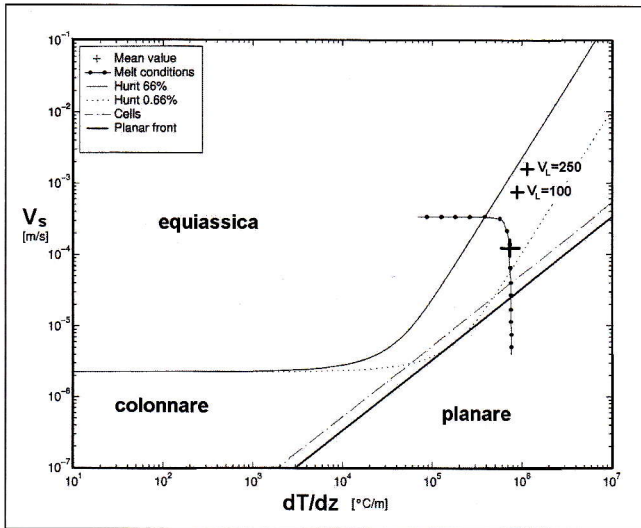


Fig. 4 Nel piano (V_s) vs gradiente di temperatura (G) all'interfaccia solido-liquido sono evidenziate le regioni in cui si hanno crescita equiassica e crescita colonnare per la lega CMSX-4. La curva (---) è stata calcolata per un laser CO2 a V_L di 20 mm/min. Le tre croci indicano tre condizioni medie, calcolate a tre diverse velocità di lavoro.

Fig. 4 CET curve for the CMSX-4 superalloy /2/; the dotted line represents the conditions calculated along the solidification front for the CO2 laser at 20 mm/min. The three crosses indicate the calculated mean conditions at three different operating speeds.

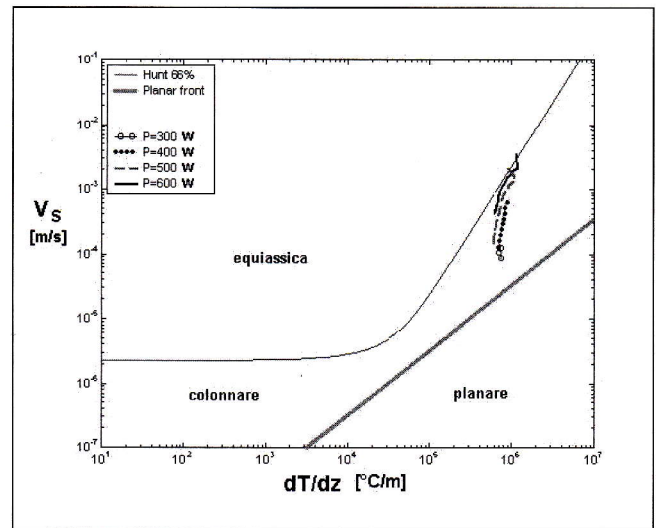


Fig. 5 Grafico analogo a quello di Fig.4. Le quattro curve riassumono i risultati calcolati per un laser Nd:YAG a quattro valori di potenza e diverse velocità di lavoro.

Fig. 5 Same plot and CET as in Fig. 4. The curves represent the mean conditions calculated at the liquid/solid interface for a Nd:YAG laser at different laser power and speed values.

tre ai parametri di lavoro dati dal modello di Picasso, vengono calcolate e visualizzate in grafici le caratteristiche del campo termico stazionario e i valori di V_s e G nei punti dell'interfaccia. Si riportano qui due esempi in Fig. 3.

Esempi di applicazione a laser CO₂ e Nd:YAG

La Figura 4 mostra una sintesi dei risultati ottenuti per un laser CO2 in tre condizioni operative con la stessa potenza e differenti velocità di avanzamento del pezzo (20, 100 e 250 mm/min). Nella figura sono riportate anche le curve di Hunt che indicano le situazioni per cui la frazione equiassica è inferiore al 49% e quella per cui la frazione equiassica è inferiore allo 0.66%. Per semplicità supporremo che la crescita sia di tipo colonnare se la frazione equiassica è inferiore al 49%, senza ulteriori distinzioni /6/.

In ogni punto di interfaccia tra il bagno fuso e il solido si ha

un valore diverso di gradiente e di velocità di solidificazione per cui le condizioni del bagno fuso sono rappresentate da una curva che nel grafico è riportata per la velocità di lavoro (V_L) 20 mm/min. Si è riportato con delle croci (+) anche il valor medio del gradiente e della velocità di solidificazione per questa velocità di lavoro e per altre due velocità di traslazione (100 e 250mm/min). Si nota che la frazione colonnare aumenta al diminuire della velocità di lavoro.

L'andamento della curva calcolata per 20 mm/min indica che il fronte di solidificazione genera strutture diverse: a partire dal fondo del bagno fuso dove sono rispettate le condizioni per una crescita planare (parte bassa del tratto verticale), si passa ad una crescita equiassica in corrispondenza del punto più alto del bagno fuso (parte orizzontale) dove la velocità è troppo elevata per poter dar luogo ad una crescita colonnare. Il riporto che viene realizzato in queste condizioni consente

quindi una crescita epitassiale nella parte inferiore del bagno fuso ed una crescita equiassica nella parte superiore. Aggiustando i parametri di processo si può fare in modo di aumentare il più possibile la parte del fronte di solidificazione che si sviluppa seguendo la orientazione cristallografica sottostante, minimizzando nel contempo la zona equiassica. La passata successiva deve rifondere la zona equiassica superficiale permettendo di continuare la crescita con la stessa orientazione dello strato monocristallino sottostante.

Analogamente in Fig. 5 è rappresentata, per un laser Nd:YAG e per un riporto di 0.5mm di altezza, una sintesi dei risultati ottenuti dal modello, a diverse potenze del fascio laser. Per ogni valore di potenza si sono esaminate diverse velocità (rappresentate dai vari trattini di ogni curva). Per ogni velocità si è rappresentata solo la condizione media sul fronte di solidificazione. Da tale grafico si sono potute individuare le condizioni operative in cui iniziare l'attività sperimentale per ottenere crescita epitassiale su CMSX-4, con un laser Nd:YAG da 1kW. Va notato che a parità di diametro di fascio la potenza minima favorisce la crescita colonnare; inoltre il modello consente di individuare alle singole potenze di lavoro la velocità "limite", cioè quella oltre la quale l'aumento della velocità fa scomparire la condizione di crescita epitassiale.

ATTIVITÀ SPERIMENTALE

L'attività sperimentale è stata condotta sulla lega monocristallina CMSX-4, sulla superficie (20x40mm) di campioni di spessore 10mm, ricavati da piastre monocristalline di 20x40x100mm (asse z parallelo entro 10° al lato lungo del parallelepipedo).

La polvere omologa è stata ottenuta per atomizzazione ed ha la stessa composizione del substrato e diametro medio 35µm. E' stato utilizzato un laser Nd:YAG Lumonics da 1kW, con ugello per l'apporto polvere coassiale al fascio; la stazione di lavoro è dotata di sistema di movimentazione del pezzo a controllo numerico (5 assi). Le condizioni operative, come potenza del laser, velocità di lavoro e apporto polvere utilizzate per la realizzazione dei cordoni di riporto presentati in questo lavoro sono state suggerite dal software descritto nel paragrafo precedente, applicato alla particolare configurazione sperimentale disponibile. Dal grafico di Fig. 5 è stata scelta la potenza di 400W.

Dopo una prima serie di passate singole effettuate senza pol-

vere e con la polvere sono state confrontate le dimensioni effettive del cordone con le previsioni del calcolo; ciò ha consentito di individuare la regione di lavoro in grado di dare le efficienze maggiori, minimizzando l'insorgere di microcricche a contatto con il substrato. Si è poi verificato che quando si vogliono sovrapporre strati successivi, un aumento graduale dell'apporto termico è benefico. Il problema da affrontare infine, quando si cerca di effettuare riporti di un'altezza considerevole, è che le passate da un certo momento in poi sono sempre più lontane dal substrato; questo fa sì che nel corso della loro deposizione la dispersione del calore è inferiore e viene a diminuire notevolmente la funzione di pozzo di calore assolta dal substrato stesso. Le condizioni operative sono state dunque corrette, applicando nuovamente il software già citato al caso di un substrato lievemente surriscaldato.

Ogni campione dopo il riporto è stato ispezionato con liquidi penetranti; sui cordoni esenti da cricche superficiali, è stata effettuata l'analisi metallografica delle sezioni con microscopio ottico, per verificare l'orientazione delle dendriti. Sui cordoni migliori è stato effettuato il controllo dell'orientazione cristallografica con la tecnica EBSD, descritta al paragrafo successivo, anche dopo il trattamento termico di 4h a 1140°C.

Analisi cristallografica

Per la verifica del grado di epitassialità del riporto e dell'assenza di grani secondari indesiderati è necessaria una tecnica con elevata risoluzione spaziale, quale la tecnica della diffrazione degli elettroni retrodiffusi (EBSD) in un microscopio elettronico a scansione. Una risoluzione dell'ordine del micrometro è ottenibile con uno strumento dedicato, con tavolino eucentrico e stadio porta campioni che consente di inclinare la superficie da osservare di 70° rispetto al fascio elettronico. L'analisi viene effettuata su una sezione metallografica del campione (di dimensioni di qualche centimetro cubo), preparata con lucidatura elettrolitica. L'incanalamento degli elettroni retrodiffusi tra i piani del reticolo cristallino genera le cosiddette linee di Kikuchi, di cui è riportato un esempio in Fig. 6 ottenuto in un punto del substrato monocristallino.

Sono oggi disponibili pacchetti software in grado di riconoscere a quali assi di zona corrispondono i punti d'incontro delle linee di Kikuchi, purchè l'operatore fornisca i dati relativi alla struttura cristallina in esame. Si ottiene in modo automatico l'indicizzazione degli assi di zona (Fig. 6).

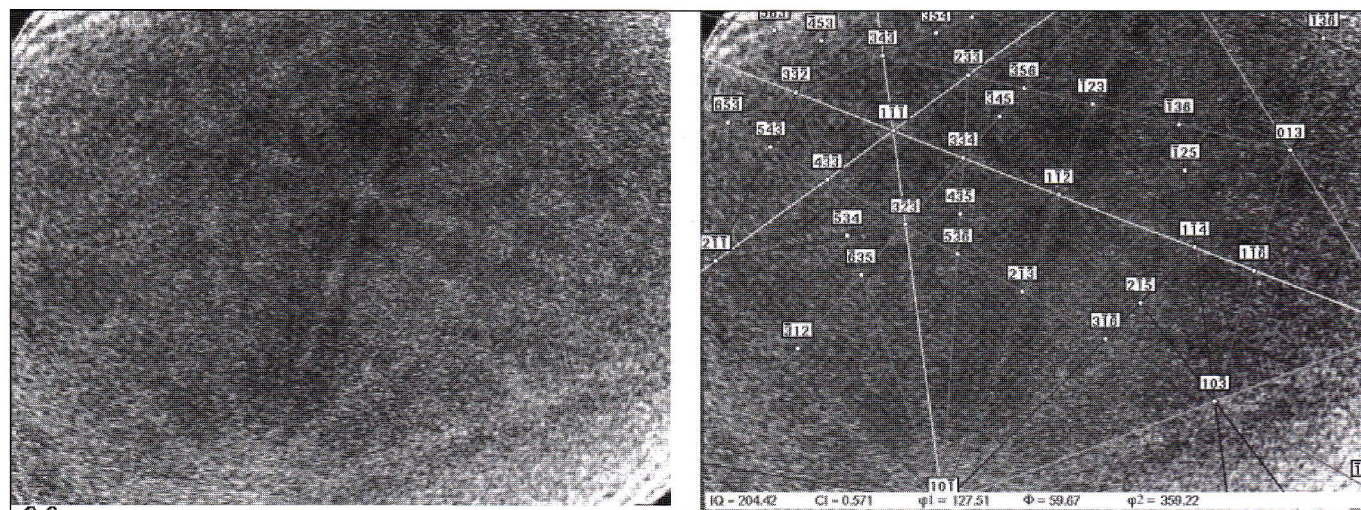


Fig. 6 a) figura di diffrazione degli elettroni retrodiffusi ottenuta sul materiale base; b) sulla stessa immagine sono riportati gli indici dei piani cristallini.

Fig. 6 a) backscattered electron diffraction pattern obtained on the base material; b) the same image with the automated indexing of the diffraction pattern.

Ripetendo l'analisi in punti diversi si determinano le variazioni di orientazione cristallografica rispetto a quella di un punto scelto come riferimento (nel nostro caso nel substrato). Con tale tecnica se il microscopio ha tavolino eucentrico e motorizzato si possono ottenere delle mappe di disorientazione su un'area predefinita di diversi millimetri quadri.

RISULTATI

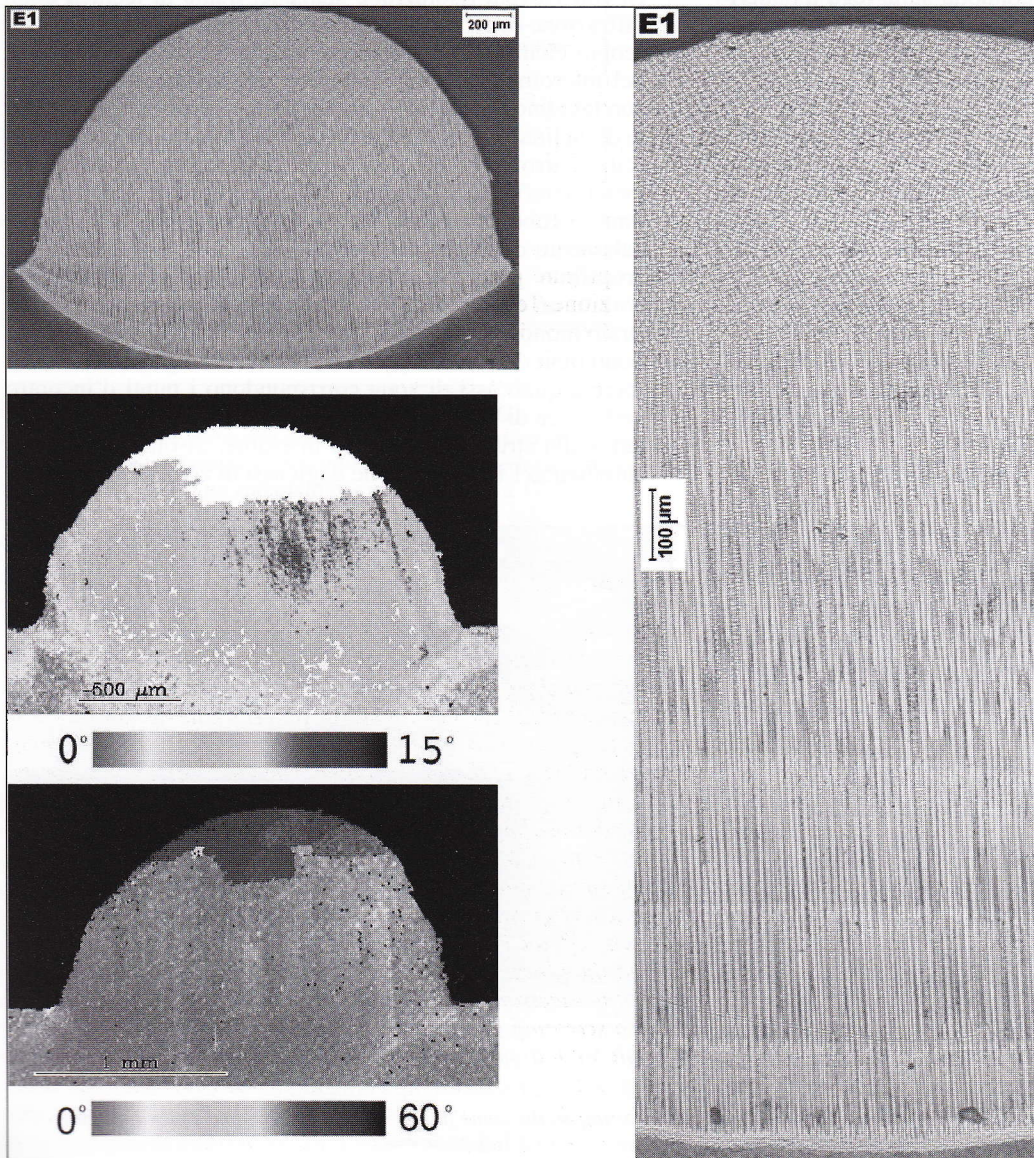
E' stato controllato dapprima su passate singole senza polvere se come previsto dal modello la parte inferiore del cordone avesse struttura colonnare; quindi sono state effettuate

passate di riporto con polvere d'apporto (v. Tab.2). Il modello pare essere utilmente conservativo, perché in genere sottostima le altezze colonnari in realtà rilevate nella sperimentazione.

Sono poi state individuate le condizioni per la sovrapposizione di 4 passate (v. Fig. 7). Infine con 10 passate si è realizzata una crescita epitassiale complessiva di circa 2mm x1,8mm.

La sezione trasversale del campione con 4 passate ha natura ben colonnare, (v. in Fig. 7, in particolare l'ingrandimento metallografico a destra); è stata effettuata l'analisi EBSD su una regione di tale sezione (circa 2mm x1,5mm) comprendente sia una parte di substrato che l'intero riporto. La

SENZA POLVERE		Larghezza zona fusa (mm)	Profondità zona fusa (mm) (% colonnare)		CON POLVERE	G	Velocità di solidificazione	Altezza colonnare prevista / misurata	
Velocità	Misura	Previsione modello	Misura	Previsione modello	Velocità	10 ⁵ °C/m	10 ⁻⁴ m/s	(mm)	(mm)
VI	2.3	1.0	0.6 (40%)	0.2 (30%)	VI	9,5	7	0,01	0,1
V2	2.4	1.8	0.7 (60%)	0.4 (40%)	V2	8,5	6	0,3	0,45
V3	3.2	2.7	1.1 (80%)	0.7 (80%)	V3	7,8	3	0,5	0,6



Tab. 2 Esempi di confronto tra previsioni del modello e misure sui cordoni effettuati con laser Nd:YAG.

Fig. 7 Riporto epitassiale di CMSX-4 su un campione di CMSX-4. In alto a sinistra e a destra: sezione metallografica e relativo ingrandimento, in cui si notano le dendriti verticali e lo strato superficiale equiassico; esso appare bianco nella mappa di disorientazione cristallografica ottenuta con EBSD (a sinistra, al centro). In basso a sinistra è riportata la mappa dopo il TT.

Fig. 7 Epitaxial growth obtained on CMSX-4 by a Nd:YAG laser. Metallographic section (top left and right); EBSD misorientation maps before (left - center) and after (left - bottom) heat treatment.

mappa EBSD è stata effettuata con un reticolo di punti inter-spaziati di 25µm. Il materiale base è in basso e ha disorientazione 0°, perché è stato preso come riferimento. In Fig. 7 si può notare che la superficie del riporto è costituita da grani equiassici, fortemente disorientati; è cioè avvenuta una crescita equiassica nell'ultimo strato di circa 250µm, come atteso dalla teoria. Di contro la maggior parte del riporto (circa 1mm) ha disorientazione contenuta rispetto al substrato, inferiore a 13° complessivi. Il trattamento termico di 4h a 1140°C non l'ha alterata.

CONSIDERAZIONI CONCLUSIVE

Lo studio effettuato ha mostrato che la tecnica E-LMF è in grado di ricostruire in modo epitassiale piccole regioni periferiche danneggiate di componenti in superlega a singolo cristallo. D'altra parte il processo è piuttosto critico e la sua messa a punto e la verifica dei risultati richiedono tecnologie complesse. Il software realizzato in questo studio può essere un utile strumento per fornire indicazioni atte a ridurre al minimo la sperimentazione di messa a punto dei parametri di processo.

Va poi notato che il laser Nd:YAG, il cui assorbimento da parte dei materiali metallici è circa 3 volte quello del laser a CO₂, consente di depositare altezze superiori di circa 1.5 volte a quanto è ottenibile con lo stesso numero di passate con un laser CO₂. Infatti con dieci passate in letteratura /2/ è stato prodotto un riporto di circa 1,5mm di altezza, contro i 2,6mm di altezza ottenuti in questo lavoro.

RINGRAZIAMENTI

L'attività è stata condotta nell'ambito del Contratto del Programma Ricerca di Sistema, D-L->MICA 26012000.

BIBLIOGRAFIA

1) Progetto BRITE EURAM SCARF, Single Crystal Advanced Repair Formula, CORDIS RTD-Projects/ European Communities, 2000.

2) M. GAUMANN, S. HENRY, F. CLETON, J. WAGNIERE, W. KURZ, Epitaxial laser metal forming: analysis of microstructure formation, Mater. Sci Eng. A271 (1999) p. 232-241

3) W. KURZ, R. TRIVEDI, Rapid solidification processes, Mater Sci. Eng. A179/180 (1994) p.46

4) BOETTINGER ET AL., Solidification microstructures: recent developments, future directions, Acta Mater. 48 (2000) p. 43-70

5) M. GAUMANN, J. WAGNIERE, W. KURZ, Microstructure selection in a laser surface treated single crystal superalloy, in Welding and Melting by Electron and Laser Beams 6, eds. Institute de la Soudure, France, 1998, p. 495

6) J. D. HUNT, Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic, Mater. Sci. Eng. A65 (1984) p.75-83

7) M. GAUMANN, R. TRIVEDI, W. KURZ, Nucleation ahead of the advancing interface in directional solidification, Mater Sci. Eng. A226-228 (1997) p.763-769

8) M. PICASSO ET AL., A simple but realistic model for laser cladding, Metall. Mater. Trans. 25B (1994) p.281

9) M. GAUMANN ET AL., Single Crystal deposition of superalloys: processing-microstructure maps, Acta Materialia 49 (2001) p.1051-1062

10) R. TRIVEDI, W. KURZ, Morphological stability of a planar interface under rapid solidification conditions, Acta Metall. 34 (1986) p.1663-1670

11) R. TRIVEDI, W. KURZ, Dendritic growth, Int. Mater. Rev. Vol. 39 N°2 (1994) p.49-74

12) C. RINALDI, E. STUCCHI, L. GARIFO, Riparazione con materiale omologo di superleghe a base Nichel impiegate nelle parti calde delle turbine a gas, Manutenzione-Tecnica e Management (giugno 2002) p.53-58 (memoria presentata a SMI '01 - 4° Convegno Internazionale sulla Manutenzione di Impianti Industriali, Bologna, 28/2-2/3/2001).

A B S T R A C T

REPAIR PROCESS BY EPITAXIAL GROWTH OF SINGLE CRYSTAL SUPERALLOYS FOR HOT PARTS OF GAS TURBINES

First stage rotating blades of gas turbines are now made with single crystal Nichel based superalloys. To reduce maintenance costs big efforts are presently devoted to find repair techniques for such materials, able to produce the same crystallographic orientation of the substrate in the repaired region (epitaxial growth).

For such a purpose the laser cladding process can be used, if operating parameters are adjusted to obtain very high values of temperature gradient and low solidification velocities at the liquid-solid interface (conditions required by the epitaxial growth to occur).

Starting from literature models an user-friendly software for PC was developed, able to drive the operator in the choice of operating conditions during the experimental trials of laser cladding repair.

As input such a software requires data relative to the material and the experimental configuration of the laser cladding workstation. For any laser power value the outputs are the temperature distribution in the work-piece, the melt pool size and shape, thermal gradients and solidification velocity along the fusion line, but mainly the laser head speed and powder feeding values required to produce a fixed height.

The alloy CMSX-4 was used for trials with an atomised self-similar powder. With a Nd:YAG laser (Lumonics 1kW) epitaxial growths were produced, with a misorientation less than 13° on respect the substrate orientation. This result and the absence of small disoriented grains were evaluated by the electron backscattered diffraction technique (EBSD) in a scanning electron microscope with an eucentric specimen holder.

Using the Nd:YAG laser an epitaxial growth was produced about 1.5 times higher than that obtained in literature with the same number of passes by a CO₂ laser.

MEMORIE

3/2003