

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی، ساختار انجمادی و جدایش سوپر آلیاژ اینکونل ۶۲۵ در فرایند ساخت افزایشی
به روش رسوب‌نشانی مستقیم فلزی لیزری

مقاله پژوهشی

محمد گواهیان جهرمی^{۱*}، سید رضا شجاع‌رضوی^۲، حامد نادری^۳، فرید کرمانی^۴

۱- کارشناسی ارشد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۲- استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۳- دانشجوی دکتری، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

* metalgavahian@mut.ac.ir

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۴۰۱/۱۲/۲۳	یکی از فرایندهای بازسازی و ساخت قطعات، رسوب‌نشانی مستقیم فلزی لیزری است. در این روش بررسی شرایط ذوب توسط لیزر و انجماد آلیاژ بسیار حائز اهمیت است. هدف از این پژوهش بررسی تأثیر پارامترهای اصلی رسوب‌نشانی روی ریزساختار، فاصله بازوهای دندریتی و جدایش عناصر آلیاژی و همچنین ارزیابی خواص مکانیکی اینکونل ۶۲۵ است. با توجه به بررسی تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی، با حرکت از فصل مشترک به سمت بالای روکش با کاهش نسبت G/R ساختار انجمادی از دندریتی ستونی به دندریتی هم‌محور تغییر یافت. از فصل مشترک به سمت سطح نمونه نرخ سرد شدن افزایش و فاصله بین بازوهای دندریتی کاهش یافت. همچنین با دور شدن از فصل مشترک فاصله بازوی دندریتی افزایش می‌یابد. با تغییر توان لیزر از ۲۵۰ به ۴۵۰ وات نسبت G/R از $\frac{1252.08}{mm^2}^{\circ C}$ به $\frac{970.34}{mm^2}^{\circ C}$ کاهش یافت. انجام عملیات حرارتی منجر به یکنواختی عناصر آلیاژی در فاز زمینه شد؛ همچنین با انجام عملیات حرارتی استحکام کششی و ازدیاد طول افزایش و استحکام تسلیم کاهش یافت.
پذیرش: ۱۴۰۲/۰۳/۱۹	
کلید واژگان:	
اینکونل ۶۲۵	
ساخت افزایشی	
رسوب‌نشانی مستقیم لیزری	
جدایش	
همگن‌سازی	

Evaluation the Effect of Heat Treatment on Solidification Structure Segregation and Mechanical Properties of Inconel 625 in the Additive Manufacturing Process by DLMD Method

Mohammad Gavahian Jahromi^{1*}, Reza Shoja-Razavi², Hamed Naderi³, Fareed Kermani³

1- M.Sc, Malek Ashtar University of Technology, Faculty of Materials & Manufacturing Technologies, Tehran, Iran.

Professor, Malek Ashtar University of Technology, Faculty of Materials & Manufacturing Technologies, Tehran, Iran.

PhD Student, Malek Ashtar University of Technology, Faculty of Materials & Manufacturing Technologies, Tehran, Iran.

* metalgavahian@mut.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi:

Keywords:

IN625

Additive manufacturing

DLMD method

Segregation

Homogenization

Abstract

Direct metal laser deposition is using for rebuilding and manufacturing parts. In this method, it is imperative to check the melting and solidification conditions. In this research the effect of the primary process parameters on the microstructure has been investigated. Distance of the dendritic arms, and the segregation of alloy elements, to determine the mechanical properties of IN625. According to the examination of the scanning electron microscope image, by moving from the interface to the top of the cladding. The solidification structure changed from columnar dendritic to coaxial dendritic with decreased G/R ratio. From the interface to the sample's surface, the cooling rate increased, and the spread between the dendritic arms decreased. By moving away from the interface, the distance of the dendritic arm increases. By changing the laser power from 250 to 450 watts, the G/R ratio decreased from $\frac{1252.08}{mm^2}^{\circ C}$ to $\frac{970.34}{mm^2}^{\circ C}$. It was conducting heat treatment led to the uniformity of alloy elements in the background phase. Also, with heat treatment, tensile strength, and elongation increased and yield strength decreased.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Mohammad Gavahian Jahromi, Reza Shoja-Razavi, Hamed Naderi, Fareed Kermani, Evaluation the Effect of Heat Treatment on Solidification Structure Segregation and Mechanical Properties of Inconel 625 in the Additive Manufacturing Process by DLMD Method, New Process in Material Engineering, 2024, 18(1), 1-13.

۱- مقدمه

آلیاژهای اینکونل ۶۲۵ از متداولترین مواد مهندسی مورد استفاده در ساخت مخازن شیمیایی، خطوط لوله و پره‌های توربین است [۱-۲]. با توجه به مزایای طراحی انعطاف‌پذیر و چرخه‌های تولید کوتاه، فناوری‌های ساخت افزایشی در ساخت و بازسازی قطعات به‌طور فزاینده‌ای توسعه یافته است. یکی از روش‌های ساخت افزایشی روش رسوب‌نشانی مستقیم فلزی لیزری^۱ (DLMD) است. در این روش از منبع حرارتی لیزر هم‌زمان با پاشش پودر برای نشان دادن لایه پوشش روی فلز پایه استفاده می‌شود. حرارت ورودی بسیار پایین در این روش باعث وجود ناحیه رقت محدود خواهد شد؛ به طوری که لایه نازکی از زیر لایه ذوب و سریع منجمد شده و یک پیوند متالورژیکی مناسب با زیر لایه حاصل می‌شود. ناحیه متأثر از حرارت بسیار باریک به همراه اعوجاج و پیچیدگی حداقل از ویژگی‌های اصلی و بارز این روش است [۳-۴]. آلیاژهای مبتنی بر نیکل دارای خواص ویژه متعددی، مانند انبساط حرارتی کم، مقاومت الکتریکی بالا و خواص مغناطیسی منحصربه‌فرد است. باین‌حال، دامنه وسیع عناصر آلیاژی مورد استفاده در آلیاژهای مبتنی بر نیکل، پیش‌بینی ریزساختار و خواص این آلیاژها را دشوار ساخته است. بررسی‌ها نشان داد ریزساختار دندرتی هم‌محور در توان لیزر و سرعت روکش کاری پایین و ساختار دندرتی ستونی در توان لیزر و سرعت روکش کاری بالا مشاهده می‌شود. در توان لیزر و سرعت روکش کاری متوسط، در ناحیه پایین‌تر از سطح مقطع نمونه، ساختار انجمادی به صورت دندرت ستونی مشاهده می‌شود. با افزایش ارتفاع، رفتار جدایش عناصر آلیاژی Mo و Nb به‌طور مداوم در نواحی بالای پوشش زیاد می‌شود. فاصله بازوی دندرت اولیه با محتوای فاز لاهه به‌طور مستقیم ارتباط دارد [۵-۷].

وانگ و همکاران^۲ [۸] با استفاده از لیزر دیودی توان بالا به ارزیابی خواص و ریزساختار روکش اینکونل ۶۲۵ روی زیر لایه فولادی پرداختند. میانگین فاصله بازوهای دندرتی و دندرتی ثانویه به ترتیب ۳/۳۳ و ۲/۵ میکرومتر است. بررسی

آنالیز الگوی پراش پرتو ایکس نشان‌دهنده‌ی فاز زمینه γ و کاربرد نیوبوم و مولیبدن است. سختی روکش به دلیل وجود کاربیدهای مختلف نظیر کروم، نیوبوم و تنگستن در فاز γ در حدود ۱۰۰HV از زیر لایه بیشتر است. همچنین مدول الاستیک پوشش تقریباً ۲۱۴GPa است.

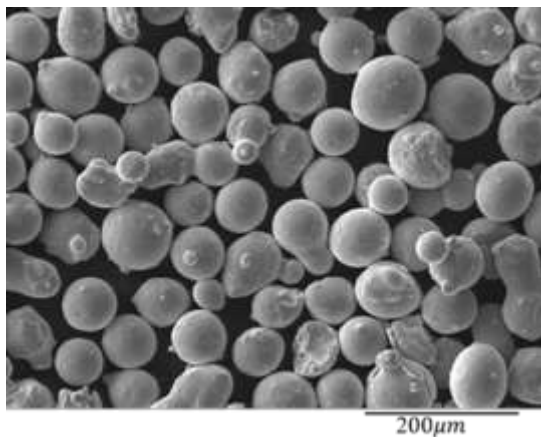
فریا و همکاران^۳ [۹] در پژوهشی ایجاد دندرت در طول انجماد و جدایش Mo و Nb در حین رسوب‌نشانی مستقیم لیزری آلیاژهای پایه نیکل را نشان دادند؛ در نتیجه جدایش شرایط تشکیل فاز لاهه ایجاد می‌شود و نمونه ساخته شده عمدتاً شامل زمینه و فاز لاهه است. تشکیل فاز لاهه به‌عنوان یکی از مناطق اصلی شروع و انتشار ترک، اثرات مضر در شکل‌پذیری، استحکام کششی، شکست و خستگی دارد؛ بنابراین این فاز عملکرد نهایی را کاهش می‌دهد.

کوا و همکاران^۴ [۱۰] به بررسی خواص و ریزساختار انجمادی روکش اینکونل ۶۲۵ روی زیر لایه سوپر آلیاژ GTD۱۱۱ پرداختند. نتایج نشان داد با افزایش نرخ تزریق پودر سرعت روکش لیزر طول بازوهای دندرتی در مرکز نمونه کاهش می‌یابد.

با توجه به تحقیقات [۱۱-۱۲] عملیات حرارتی نقش مهمی در همگن‌سازی ترکیب شیمیایی دارد و جدایش عناصر به‌خصوص نیوبوم و مولیبدن پس از انجام عملیات حرارتی بهبود یافته است.

هو و همکاران^۵ [۱۳] به بررسی تأثیر آنیل انحلالی بر چقرمگی شکست نمونه اینکونل ۶۲۵ ساخته شده توسط رسوب‌نشانی مستقیم لیزری پرداختند؛ استحکام تسلیم، نهایی و ازدیاد طول نمونه لایه‌نشانی شده به ترتیب ۵۰۰MPa و ۷۳۳MPa و ۲۹/۴ درصد به دست آمد. پس از عملیات حرارتی انحلالی، ازدیاد طول به‌طور قابل توجهی بهبود یافت. نتایج نشان داد ازدیاد طول تا دو برابر پس از عملیات حرارتی 1200°C افزایش می‌یابد. عامل اصلی در این افزایش دمای آنیل انحلالی است؛ در حالی که با افزایش دما استحکام تسلیم کاهش می‌یابد.

۶۲۵ تولید شده به وسیله نامین گروه پارامتر اشاره دارد. نمونه‌ها توسط دستگاه برش سیم، برش داده شد. متالوگرافی مطابق استاندارد ASTM E1۹۲-۰۳ انجام شد. برای آماده‌سازی بهتر در مراحل بعد نمونه‌ها در رزین اپوکسی مانده سرد و سطح آن‌ها توسط سیستم پولیش خودکار (تا سنباده ۴۰۰۰) صاف شد. برای مطالعه‌ی ریزساختاری ابتدا نمونه‌ها توسط محلول مشخص (۱ گرم $FeCl_3$ ، ۱۰ میلی‌لیتر HCl ، ۵ میلی‌لیتر HNO_3) حکاکی شدند. جهت بررسی ریزساختاری از میکروسکوپ نوری^۶ یونیمت^۷ مدل Union 8799 و میکروسکوپ الکترونی روبشی^۸ ساخت شرکت وگا تسکن^۹ مدل S-410 استفاده شد. جهت آنالیز عنصری از طیف‌سنج تفکیک انرژی^{۱۰} دستگاه سمکس^{۱۱} نصب شده روی میکروسکوپ الکترونی روبشی وگا تسکن استفاده شد. عملیات حرارتی روی نمونه‌های ساخته شده به مدت ۵ ساعت در دمای ۶۰۰ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد. آزمون کشش با توجه به استاندارد ISO6892 توسط دستگاه ZWick-Z261 انجام شد. همچنین از آزمون نانو سختی با بار ۵۰۰ میلی نیوتن جهت محاسبه مدول یانگ استفاده شد.



شکل (۱): تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودر اینکونل ۶۲۵ مورد استفاده در این پژوهش.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی پودر و زیر لایه.

عنصر	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Co	W	سایر
پودر اینکونل ۶۲۵	پایه	۲۲	۱۱	۵٫۲	۲٫۱	۱	۲٫۲	۱
عنصر	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Co	W	Al
زیر لایه اینکونل ۷۳۸	پایه	۱۹	۳	۰٫۱	۲	۵	۲	۳٫۸

بررسی و مطالعه روی ریزساختار انجمادی سوپر آلیاژهای پایه نیکل نشان‌دهنده اهمیت بسیار بالای موضوع می‌باشد. نتایج نشان‌دهنده تغییرات بالای ساختار انجمادی حتی در یک لایه در حد ۵۰۰ میکرومتر می‌باشد [۱۴-۱۶، ۱۱ و ۷]. هدف اصلی این پژوهش بررسی تأثیر پارامترهای اصلی فرایند DLMD روی ریزساختار انجمادی از طریق محاسبات سرعت سرد شدن و بررسی فاصله بازوی بین دندرتی است. در ادامه با توجه به اینکه هدف اصلی بحث‌های انجمادی و ریزساختاری دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب می‌باشد [۱۸-۱۷، ۱۳ و ۱۱]؛ بررسی عملیات حرارتی و تأثیر آن بر جدایش عناصر آلیاژی و خواص مکانیکی در سوپر آلیاژ اینکونل ۶۲۵ پس از ساخت افزایشی مورد بررسی قرار گرفت.

۲- مواد و روش تحقیق

در تحقیق حاضر از زیر لایه اینکونل ۷۳۸ALC ریختگی به ضخامت ۵mm استفاده شد. بدین منظور ابتدا یک عملیات حرارتی انحلال‌سازی به مدت ۲ ساعت در دمای ۱۱۲۰ درجه سانتی‌گراد و خنک‌سازی در هوا انجام گرفت. از پودر اینکونل ۶۲۵ تولید شده به روش اتمیزاسیون گازی استفاده شد. شکل (۱) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی پودر را نشان می‌دهد. پودر مورد استفاده دارای مورفولوژی کروی و اندازه دانه‌های ۶۵-۱۰۵ میکرومتر است.

ترکیب شیمیایی پودر با استفاده از آنالیز طیف‌سنجی انرژی و زیر لایه با استفاده از طیف‌سنجی جرقه‌ای در جدول (۱) ارائه شده است. در فرایند رسوب‌نشانی مستقیم فلزی از یک لیزر فیبری پیوسته با حداکثر توان ۱ کیلووات، سیستم تزریق پودر، سیستم حرکتی ۵ محوره استفاده شد. به منظور محافظت از سطح حوضچه مذاب در هنگام فرایند از گاز محافظ آرگون با نرخ جریان ۲۵ Lit/min و گاز حامل برای تزریق پودر به سطح حوضچه مذاب با نرخ جریان ۷-۱۲ Lit/min استفاده شد. پارامترهای متغیر شامل توان لیزر (P)، سرعت رویش لیزر (V) و نرخ تزریق پودر (F) در جدول (۲) آورده شده است. در این مرحله پارامترها به صورت (i) DL نام‌گذاری شدند که به روکش اینکونل

جدول (۲): پارامترهای مورد آزمایش.

پارامتر	توان (W)	سرعت (mm/s)	نرخ تزریق پودر mg/s	پارامتر	توان (W)	سرعت (mm/s)	نرخ تزریق پودر mg/s
DL ₁	۲۰۰	۵	۳۵۰	DL ₆	۲۵۰	۷	۳۵۰
DL ₂	۲۵۰	۶	۳۵۰	DL ₇	۲۵۰	۸	۳۵۰
DL ₃	۳۵۰	۶	۳۵۰	DL ₈	۲۵۰	۵	۲۵۰
DL ₄	۴۵۰	۶	۳۵۰	DL ₉	۲۵۰	۵	۴۵۰
DL ₅	۲۵۰	۵	۳۵۰	DL ₁₀	۲۵۰	۵	۵۵۰

۳- نتایج و بحث

عوامل زیادی روی خواص و کیفیت لایه ایجاد شده توسط رسوب‌نشانی مستقیم لیزری، مانند کیفیت و پارامترهای پرتو لیزر، دقت و پارامترهای اسکن و ماشین، کیفیت زیر لایه و پودر مورد استفاده و سیستم پودرپاش، اثرگذار هستند. با توجه به مطالعات [۱۱-۲۱، ۱۹] مهم‌ترین پارامترهای مؤثر روی ساختار انجمادی شامل توان لیزر، نرخ روبش لیزر و نرخ تزریق پودر است؛ بنابراین اثر توان لیزر، سرعت روبش لیزر و نرخ پاشش پودر به‌عنوان پارامترهای اصلی فرایند روی ریزساختار بررسی خواهد شد. برای تحلیل ساختار ایجاد شده و تأثیر پارامترهای مختلف بر نرخ سرد شدن، فاصله بازوهای دندردیتی در سه ناحیه، نزدیک فصل مشترک، میانی و همچنین در قسمت نزدیک به سطح پوشش محاسبه و بررسی شد. رابطه بین فاصله بازوهای دندردیتی با نرخ سرد شدن (R) از رابطه (۱) پیروی می‌کند. گرادیان دمایی (G) در فرایند روکش‌کاری لیزری بسیار بالاست (حدود 10^6K/mm) [۲۲-۲۳]؛ بنابراین ریزساختار به‌دست آمده بسیار ریز خواهد بود و به عبارتی λ کوچک می‌شود. همچنین بر اساس تحقیقات [۲۲-۲۴] ثوابت A و n را برای پوشش اینکونل ۶۲۵ برابر با ۳۱ و $1/3$ می‌باشد و رابطه (۲) برای اینکونل ۶۲۵ حاصل می‌شود.

$$\lambda = A(G \times R)^n \quad (1)$$

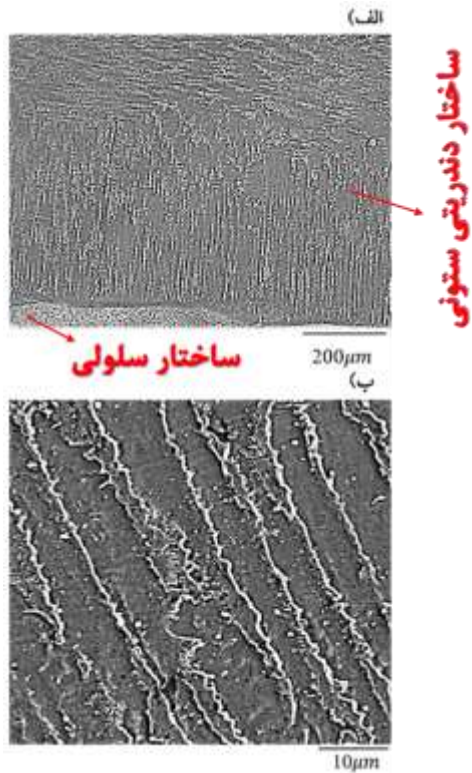
$$\lambda = 34(G \times R)^{-0.33} \quad (2)$$

مطابق با رابطه (۱) فاصله بازوهای دندردیتی به‌شدت وابسته به مقادیر G و R است. مقادیر G مطابق با رابطه (۳) به دست آمد [۲۳-۲۴].

$$G = \frac{2\pi(T_L - T_0)^2}{Q} \quad (3)$$

در این رابطه T_L دمای مایع و T_0 دمای نمونه قبل فرایند است. K هدایت حرارتی و Q گرمای ورودی است. مقادیر K، T_L و T_0 برای سوپر آلیاژ اینکونل ۶۲۵ به ترتیب برابر با $17 \frac{\text{W}}{\text{m} \cdot \text{C}}$ ، 879C و 30C است در این پژوهش با به دست آوردن فاصله متوسط ۲۰ بازوی دندردیتی در سه ناحیه نزدیک سطح، میانی و نزدیک فصل مشترک، مقادیر R در نقاط مختلف پوشش محاسبه شد. مقادیر G و R محاسبه شده در جدول (۳) ارائه شده است. همان‌طور که در شکل (۲) مشاهده می‌شود ریزساختار شامل سه ناحیه است. ناحیه نزدیک به فصل مشترک با ناحیه بسیار نازک سلولی که به دانه‌های ریز با رشد دندردیتی در پوشش متصل می‌شود و شروع به انجماد می‌کند. در ادامه تا انتها ساختار دندردیت ستونی مشاهده می‌شود. با تغییر توان لیزر از ۲۵۰ به ۴۵۰ وات، نسبت G/R از $\frac{\text{C}}{\text{mm}^2}$ 1252.08 به $970.34 \frac{\text{C}}{\text{mm}^2}$ کاهش یافت. به عبارتی با ۸۰ درصد افزایش در توان لیزر شاهد ۳۰ درصد تغییرات در نسبت انجمادی هستیم. تغییرات نسبت انجمادی با تغییرات توان در سایر مطالعات [۲۲، ۲۵] نیز مشاهده شده است و با توجه به نوع آلیاژ و زیر لایه تغییرات قابل توجهی دارد. ذکر این نکته ضروری است؛ اگرچه تغییرات توان باعث تغییرات نسبت انجمادی می‌شود ولی با توجه به پژوهش‌های بررسی شده این تغییرات خطی نیست.

۱-۳- تأثیر توان روی ریزساختار



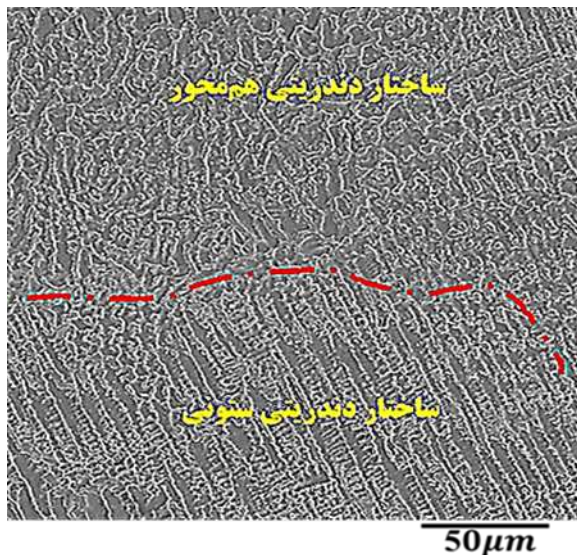
شکل (۲): الف) ریزساختار حاصل از رسوب‌نشانی مستقیم اینکونل ۶۲۵ و ب) تصویر میکروسکوپی از ناحیه میانی پوشش اینکونل ۶۲۵ مربوط به پارامتر DL₃.

بررسی تأثیر توان لیزر در سرعت ۷ mm/s و نرخ پودر ۳۵۰ mg/s در توان‌های ۲۰۰، ۲۵۰، ۳۵۰، ۴۵۰ وات انجام شد. شکل (۳) نمودار فاصله بازوهای دندریتی برحسب نرخ سرد شدن در سه ناحیه فصل مشترک، میانی و نزدیک سطح پوشش را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود در توان ۲۰۰ وات بیشترین میزان فاصله بازوهای دندریتی ۱/۴ μm در پایین پوشش و کم‌ترین فاصله بازوهای دندریتی در ناحیه نزدیک به سطح است. از فصل مشترک به ناحیه بالایی فاصله بازوهای دندریتی کاهش یافته است. بررسی‌ها نشان داد، با افزایش توان و دور شدن از فصل مشترک مقادیر فاصله بین بازوهای دندریتی کاهش یافته است؛ زیرا در نواحی مختلف پوشش سرعت سرد شدن متفاوت است. به طوری که نرخ سرد شدن از فصل مشترک به سمت سطح افزایش یافته است. با توجه به نتایج به دست آمده و مطالعات انجام شده [۲۲- ۲۵] به طور خلاصه در مورد گرادیان حرارتی می‌توان گفت: سطح میانی $G > G_{\text{فصل مشترک}} > G_{\text{لبه}}$ همچنین در مورد سرعت سرد شدن می‌توان نوشت: سطح $R < R_{\text{فصل مشترک}} < R_{\text{لبه}}$ بنابراین در حالت کلی می‌توان به رابطه سطح $(G \times R)_{\text{لبه}} < (G \times R)$ رسید.

جدول (۳): مقادیر به دست آمده برای G/R و G*R برای نمونه‌های رسوب‌نشانی شده با پارامترهای مختلف.

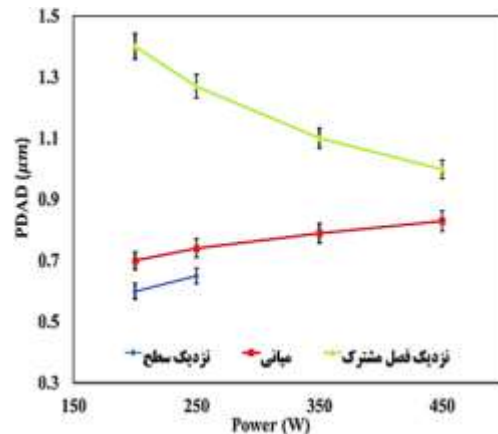
نمونه	$G(^{\circ}\text{C} \cdot \text{mm}^{-1})$	$R(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	$G/R(^{\circ}\text{C} \cdot \text{mm}^{-2})$	$G \cdot R(^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1})$
DL ₁	۶۳۶۰٫۴	۵	۱۲۵۲٫۰۸	۳۱۳۰٫۲
DL ₂	۵۶۵۳٫۶	۵	۱۱۳۰٫۷۷	۲۸۲۶٫۸
DL ₃	۵۰۳۸٫۴	۵	۱۰۰۷٫۶۸	۲۵۱۹۲
DL ₄	۴۸۱۵٫۷	۵	۹۷۰٫۳۴	۲۴۲۵۸٫۵

افزایش سرعت روبش لیزر برهمکنش پرتو لیزر با زیر لایه و میزان گرمای ورودی به زیر لایه کاهش می‌یابد. شکل ریزساختار مربوط به نمونه LD5 نواحی میانی و نزدیک به سطح را نشان می‌دهد. در این نمونه به دلیل سرعت روبش لیزر پایین نسبت به سایر پارامترها و با توجه به پایین بودن نرخ رشد و بالا بودن مقدار G/R انتظار می‌رود ساختار دندریتی ستونی در بالای پوشش تشکیل شود، اما در نواحی میانی ساختار دندریتی ستونی و در نواحی نزدیک سطح ساختار به هم‌محور/ستونی تبدیل شد. با توجه به پژوهش‌های مشابه [۲۴-۲۵] تزریق نرخ پودر بالا در منطقه CZ به‌عنوان عاملی برای جوانه‌زنی ناهمگن عمل کرده و منجر به تشکیل این ساختار شده است.



شکل (۴): ریزساختار مربوط به نمونه LD5 نواحی میانی و نزدیک به سطح پوشش اینکونل ۶۲۵.

نمودار شکل (۵) سرعت‌های مختلف روبش لیزر (۷-۵mm/s) در توان‌های ثابت ۲۵۰ وات را روی فاصله بازوهای دندریتی نشان می‌دهد. بررسی‌ها نشان داد کاهش سرعت روبش لیزر (به دلیل افزایش گرمای ورودی) منجر به افزایش طول فاصله بازوهای دندریتی می‌شود.



شکل (۳): نمودار فاصله بازوهای دندریتی در سه ناحیه نزدیک فصل مشترک، میانی و نزدیک به سطح برحسب تغییرات توان.

نرخ سرد شدن در فصل مشترک با افزایش توان، افزایش یافت؛ اما نرخ سرد شدن در ناحیه میانی و نزدیک سطح و با افزایش توان تقریباً ثابت است. به نظر می‌رسد، انجماد نواحی نزدیک فصل مشترک منجر به آزاد شدن گرمای نهان انجماد می‌شود. این حرارت با توجه به پژوهش‌های مشابه اثر تغییر توان روی حرارت ورودی را کاهش دهد [۲۴-۲۵]. به نظر می‌رسد انتقال حرارتی از نواحی اطراف به کناره پوشش و تجمع حرارت در آن نواحی مانع از سرد شدن سریع پوشش شده و باعث افزایش فاصله بازوهای دندریتی و کاهش نرخ سرمایش شده است. G و R هر دو با هم ریزساختار انجماد را تشکیل می‌دهند. نسبت G/R حالت انجماد و حاصل ضرب $R \times G$ اندازه ساختار انجمادی را تعیین می‌کند. با افزایش توان، حرارت ورودی افزایش می‌یابد در نتیجه گرادیان دمایی در فصل مشترک پوشش و زیر لایه بیشتر می‌شود؛ بنابراین نرخ سرد شدن در توان ۵۵۰ وات در فصل مشترک بیشتر از نرخ سرد شدن توان ۱۵۰ وات در همان ناحیه است. در واقع جوانه‌های ایجاد شده زمان کافی برای رشد پیدا نمی‌کنند و باعث ریز شدن ساختار خواهد شد.

۳-۲- تأثیر سرعت روبش روی ریزساختار

با توجه به مطالعات [۷-۹] سرعت حرکت لیزر به‌طور مستقیم باعث تغییرات میزان آمیختگی (رقت) می‌شود. در واقع با

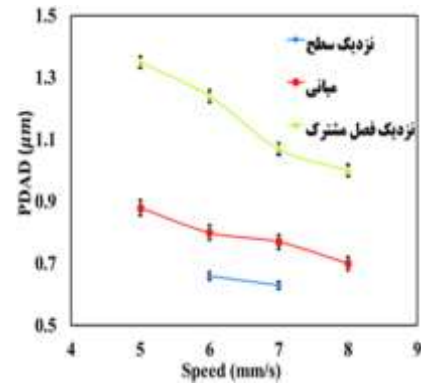
۴-۳- جدایش و بررسی فازی

جدول (۴) میانگین ترکیبات شیمیایی را برای ۱۰ نقطه در مناطق بین دندریتی و هسته دندریتی نمونه اینکونل ۶۲۵ با استفاده از آنالیز طیف سنج تفکیک انرژی مربوط به نمونه LD₅ را نشان می‌دهد. نتایج نشان داد عناصر Al، Mo، Si و Nb در ناحیه دندریت و عنصر Fe در طول فرایند انجماد در هسته دندریتی پراکنده شده است. با توجه به نتایج رفتار جدایش در عنصر Cr ظاهر نمی‌شود. با توجه به مطالعات دلیل آن به تفاوت بین ضریب جدایش (K) Al، Mo، Si، Nb، Fe و Cr نسبت داده شده است [۲۱-۲۳].

ضریب جدایش یا همان K به صورت رابطه (۴) تعریف می‌شود.

$$K = C_s / C_l \quad (۴)$$

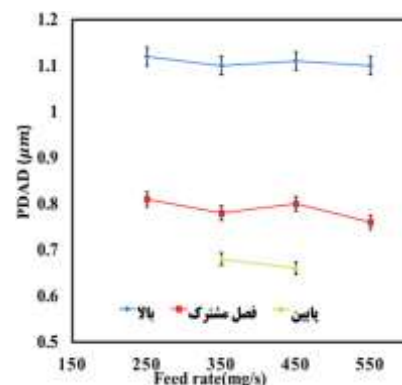
در این رابطه C_s ترکیب جامد و C_l ترکیب مایع در یک دمای خاص است. با توجه به رابطه می‌توان پیش‌بینی کرد یک عنصر آلیاژی با چه شدتی در فاز مایع و جامد در طول انجماد تقسیم خواهد شد [۲۳]. با فرض اینکه ضریب جدایش (K) ثابت است، ترکیبات هسته دندریتی توسط K_{Cl} تعیین می‌شود؛ بنابراین، نسبت ترکیب هسته دندریتی و ترکیب بین دندریتی را می‌توان به عنوان یک ضریب تقسیم تقریبی در اینجا در نظر گرفت. ضرایب جدایش تقریبی عناصر آلیاژی در جدول (۴) نشان داد که Ni و Fe با K > 1 از هسته دندریتی جدا می‌شوند؛ در حالی که K < 1 در نواحی بین دندریتی غنی از عناصر Mo، Nb، Al و Si است. کروم با مقادیر K تقریباً برابر با ۱، تمایل به نشان دادن توزیع یکنواخت بین هسته دندریتی و ناحیه سلولی-دندریتی را دارد. شکل (۷) روابط بین ضرایب تقسیم K برای عناصر آلیاژی و دمای عملیات حرارتی پس از رسوب‌نشانی را نشان می‌دهد. حلالیت عناصر آلیاژی در فاز زمینه به طور مداوم با افزایش دمای عملیات حرارتی افزایش می‌یابد؛ بنابراین ضرایب تقسیم Fe، Mo، Si، Nb و Al به طور پیوسته به سمت



شکل (۵): نمودار فاصله بازوهای دندریتی در سه ناحیه نزدیک فصل مشترک، میانی و نزدیک به سطح برحسب تغییرات سرعت روبش لیزر.

۳-۳- تأثیر نرخ تزریق پودر

شکل (۶) تأثیر نرخ تزریق پودر در توان ثابت ۲۵۰ وات را روی فاصله بازوهای دندریتی نشان می‌دهد. همان‌طور در این شکل فاصله بازوهای دندریتی کاهش یافته است. با توجه به نتایج پژوهش حاضر و نتایج مطالعات [۷ و ۲۴-۲۱] با توجه به اینکه مقادیر G و R نیز با افزایش نرخ تغذیه پودر افزایش می‌یابد. نرخ تغذیه پودر به‌طور مستقیمی روی G/R تأثیر ندارد. به‌طور کلی نرخ تغذیه پودر، نسبت به توان لیزر و سرعت اسکن تأثیر مستقیم روی ریزساختار نهایی ندارد. از طرفی ذکر این نکته ضروری است که با افزایش نرخ تغذیه، گرادیان دما به دلیل کاهش انتقال حرارت، به‌ویژه در ناحیه فصل مشترک افزایش می‌یابد.



شکل (۶): نمودار فاصله بازوهای دندریتی در سه ناحیه نزدیک فصل مشترک، میانی و نزدیک به سطح برحسب تغییرات نرخ تزریق پودر.

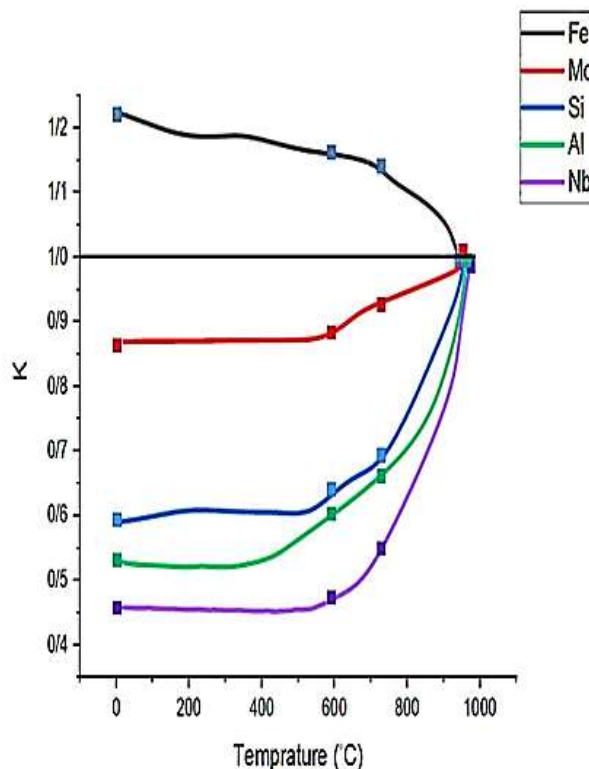
مقدار ۱ حرکت می‌کنند. شکل (۸) نقشه توزیع عناصر آلیاژی مربوط به نمونه LD۵ بدون عملیات حرارتی را نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود ریزساختار دارای یک زمینه آستنیتی و رسوبات سفیدرنگ و بی‌شکل در نواحی بین دندریتی است. با توجه به مطالعات [۱۴] یک جدایش قوی از عناصر Mo و Nb در نواحی بین دندریتی رخ داده است و احتمال حضور رسوبات فاز لایه را تقویت می‌کند. این فاز به صورت ذرات کوچک در زمینه یوتکتیکی و یا به صورت ذرات جدا از هم وجود دارند.

نقشه توزیع عناصر آلیاژی پوشش برای دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد در شکل (۹) آورده شده است انجام عملیات

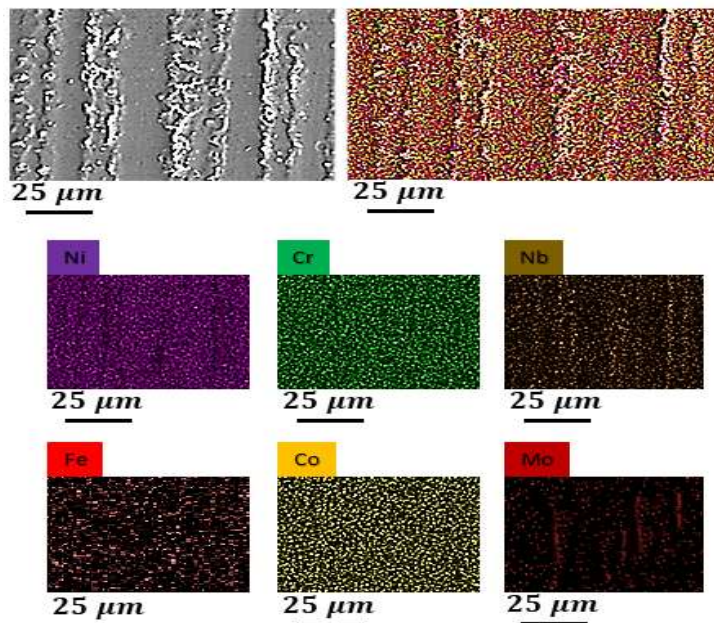
حرارتی در دماهای مختلف پس از فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری باعث حلالیت مداوم عناصر Fe، Mo، Si، Nb و Al در فاز زمینه و ضریب جدایش این عناصر به سمت $K=1$ حرکت می‌کند. با توجه به نتایج حاصل از عملیات حرارتی، زمانی که دمای عملیات حرارتی به ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد افزایش می‌یابد ضریب جدایش تمامی عناصر تقریباً به مقدار $K=1$ می‌رسد. در نتیجه انجام عملیات حرارتی منجر به حذف ناهمگنی در ساختار اینکونل ۶۲۵ شد. در پژوهش‌های مشابه [۲۶-۲۷] نیز دما به‌عنوان عامل اصلی روی ضریب جدایش معرفی شده است و با افزایش دما به مقدار $K=1$ نزدیک خواهد شد.

جدول (۴): میانگین ترکیبات شیمیایی را برای ۱۰ نقطه در مناطق بین دندریتی و هسته دندریتی نمونه اینکونل ۶۲۵.

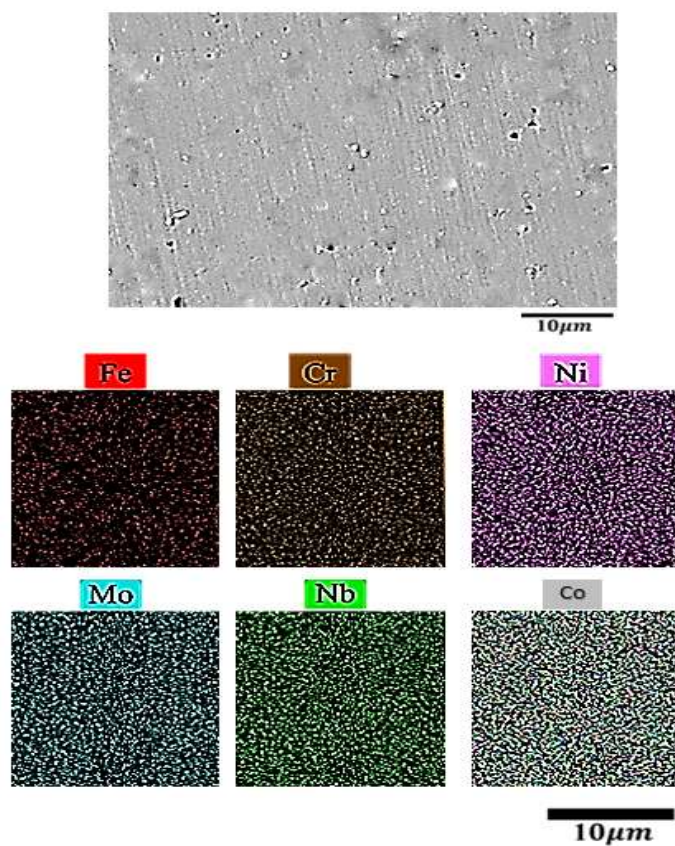
عنصر	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Si	Al
هسته	۶۵٫۳۱	۲۴٫۲۲	۷٫۵۹	۱٫۲۷	۰٫۳۹	۰٫۴۸	۰٫۷۴
نواحی اطراف	۶۲٫۷۸	۲۳٫۹۵	۸٫۷۹	۲٫۲۵	۰٫۲۸	۰٫۷۰	۱٫۲۵
ضریب جدایش	۱٫۰۴	۱٫۰۱	۰٫۸۶	۰٫۵۶	۱٫۳۹	۰٫۶۹	۰٫۵۹



شکل (۷): رابطه ضریب جدایش و دمای عملیات حرارتی پس از رسوب‌نشانی مستقیم فلزی.



شکل (۸): نقشه توزیع عناصر آلیاژی مربوط به نمونه رسوب‌نشانی مستقیم فلزی بدون عملیات حرارتی با پارامتر LD₅.



شکل (۹): نقشه توزیع عناصر آلیاژی مربوط به نمونه رسوب‌نشانی مستقیم فلزی پس از عملیات حرارتی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد مربوط به پارامتر LD₅.

۳-۵- ارزیابی خواص مکانیکی

در اثر عملیات انحلالی گزارش شده است؛ همچنین در برخی موارد افزایش استحکام نهایی در اثر عملیات انحلالی [۱۳] در اینکونل ۶۲۵ اشاره شده است. بررسی سطح شکستگی پس از عملیات حرارتی در دمای ۸۵۰ درجه سانتی گراد در شکل (۱۰) آورده شده است. در نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۸۵۰ درجه سانتی گراد شکست از فصل مشترک ضعیف رخ داده است. انتشار ترک‌ها در طول آزمایش کشش به دلیل جداشدگی و شکستن ذرات عامل اصلی این مسئله می‌باشد و در پژوهش‌های مشابه [۱۳ و ۲۹-۲۷] نیز ذکر شده است. جدول (۶) نتایج حاصل از آنالیز عنصری مربوط به نمونه کشش قبل و بعد از عملیات حرارتی در دمای ۶۰۰، ۸۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد را نشان می‌دهد.

جدول (۵) خلاصه نتایج بررسی خواص کششی و اینکونل ۶۲۵ پس از رسوب‌نشانی مستقیم لیزری و عملیات حرارتی را نشان می‌دهد. نتایج نشان داد مقاومت کششی و ازدیاد طول برای نمونه عملیات حرارتی در مقایسه با نمونه بدون عملیات حرارتی (پارامتر LD₅) افزایش داشته است، درحالی‌که مقاومت تسلیم اندکی کاهش یافته است. تحت شرایط عملیات حرارتی ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد و زمان ۵ ساعت، استحکام کششی نمونه از ۸۱۲ به ۹۲۰ مگاپاسکال افزایش، ازدیاد طول از ۱۳ درصد به ۳۹ درصد افزایش و استحکام تسلیم از ۶۷۵ MPa به ۵۷۰ MPa کاهش یافته است. نمونه با قرارگیری نمونه در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد به مدت ۵ ساعت بیشترین ازدیاد طول را دارد، اما استحکام تسلیم آن پایین است. در تمام پژوهش‌های مشابه [۱۱-۱۳ و ۲۸-۲۶] افزایش انعطاف‌پذیری

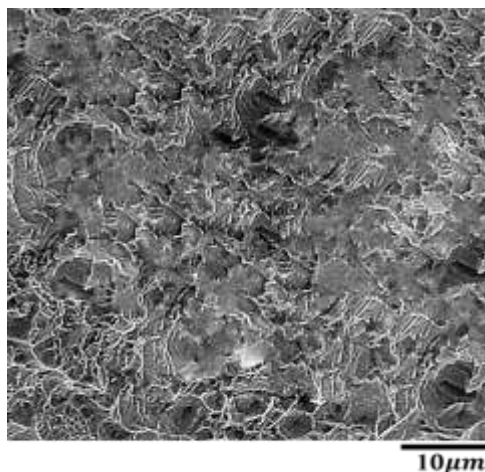
جدول (۵): خلاصه نتایج خواص کششی قبل و بعد از همگن‌سازی در فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری.

آلیاژ	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)		استحکام نهایی (مگاپاسکال)		انعطاف‌پذیری (درصد)	
	قبل	بعد	قبل	بعد	قبل	بعد
IN625	۵۰۰	۴۹۰	۷۳۳	۷۳۵	۲۹٫۴	۳۹
	۹۰۰ درجه سانتی گراد ۱ ساعت					
	۵۰۰	۴۸۵	۷۳۳	۷۴۹	۲۹٫۴	۴۵
	۱۰۰۰ درجه سانتی گراد ۱ ساعت					
	۵۰۰	۴۷۵	۷۳۳	۸۰۲	۲۹٫۴	۵۷
	۱۲۰۰ درجه سانتی گراد ۱ ساعت					
مرجع	[۱۳]					
IN718	۹۸۹	۹۶۰	۱۲۳۵	۱۱۹۹	۲۶	۳۹٫۵
مرجع	[۱۱]					

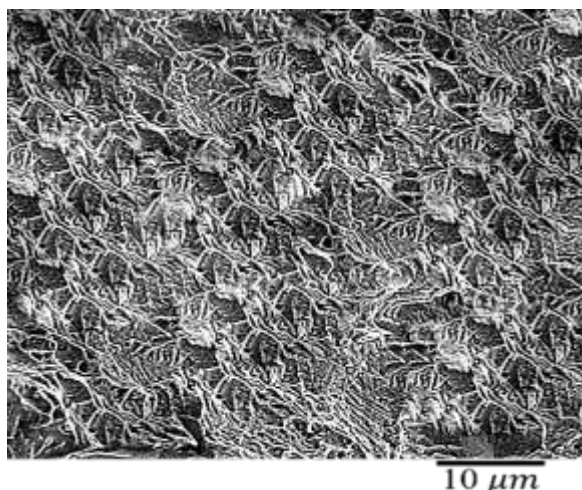
مورفولوژی گودی بزرگ و عمود بر جهت آرایش دندریت است.

جدول (۶): آنالیز عنصری از نمونه کشش اینکونل ۶۲۵ ساخته شده به روش DLMD قبل و بعد از عملیات حرارتی.

Al	Ti	Si	Fe	Nb	Mo	Cr	Ni	ماد / عناصر
-	-	۰.۲	۱	۱۶.۴	۲۳.۷	۱۶.۸	۴۱.۹	۶۰۰ °C
-	-	-	۲.۸	۲۰.۳	۱۶.۴	۱۳.۲	۴۷.۳	۸۵۰۰ °C
۰.۹	۰.۷	۲۶.۳	۱.۵	۱۳.۲	۹.۶	۱۳.۲	۳۴.۶	۱۰۰۰ °C



شکل (۱۰): مورفولوژی سطح شکست نمونه رسوب‌نشانی مستقیم فلزی پس از بازپخت در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ ساعت.



شکل (۱۱): مورفولوژی سطح شکست نمونه رسوب‌نشانی مستقیم فلزی پس از باز پخت در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ ساعت.

جدول (۷): نتایج حاصل از نانو سختی و مدول الاستیک قبل و بعد از عملیات حرارتی.

دمای عملیات حرارتی	DLMD	۶۰۰	۷۵۰	۱۰۰۰
نانو سختی MPa	۳۶۵۸	۳۲۶۶	۳۲۷۰	۳۳۲۱
مدول الاستیک GPa	۲۶۵/۵۴	۲۶۸/۴۵	۲۵۱/۶۲	۲۵۹/۸۴

انجام آنالیز عنصری حضور فاز لاهه را در نمونه عملیات حرارتی در مای ۶۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. می‌توان نتیجه گرفت که وجود فازهای لاهه شرایط مطلوبی را برای تشکیل ریز منافذ فراهم می‌کند؛ بنابراین فاز لاهه به‌عنوان یک فاز مضر، عنصر Nb را مصرف و شرایط را برای تشکیل ترک فراهم می‌کند. در تحقیقات مشابه [۲۷-۸۲] نیز به مصرف عنصر نیوبوم و ایجاد فاز لاهه در این آلیاژ طی رسوب‌نشانی و عملیات حرارتی اشاره شده است.

ارزیابی نانو سختی و محاسبه مدول الاستیک با توجه به آن در سه دمای مختلف تغییرات غیرقابل ملاحظه‌ای را قبل و بعد از عملیات حرارتی نشان داد. تغییرات نانو سختی و مدول الاستیک برحسب تغییر دمای عملیات حرارتی در جدول (۷) ارائه شده است. نانو سختی مربوط به نمونه ساخت افزایشی نسبت به نمونه عملیات حرارتی شده نسبتاً بالاتر است. تصویر سطح شکست پس از عملیات حرارتی در شکل (۱۱) آورده شده است. با توجه به تصویر نمونه رسوب شده دارای

[5] Y. T. Long, P. L. Nie, Z. G. Li, J. Huang, L. I. Xiang & X. M. Xu, "Segregation of niobium in laser cladding Inconel 718 superalloy", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 26, no. 2, pp. 431-436, 2016.

[6] G. Ravi, N. Murugan & R. Arulmani, "Microstructure and mechanical properties of Inconel-625 slab component fabricated by wire arc additive manufacturing", Materials Science and Technology, vol. 36, no. 16, pp. 1785-1795, 2020.

[7] S. Jelvani, S. R. Shoja-Razavi, M. Barekat, M. R. Dehnavi & M. Erfanmanesh, "Evaluation of solidification and microstructure in laser cladding Inconel 718 superalloy", Optics & Laser Technology, vol. 120, pp. 105761, 2019.

[8] X. Wang, C. Chen, L. Qin & M. Zhang, "Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of Inconel 625 Produced Using Direct Laser Metal Deposition", Physics of Metals and Metallography, vol. 122, pp. 896-907, 2021.

[9] A. A. Ferreira, R. L. Amaral, P. C. Romio, J. M. Cruz, A. R., Reis & M. F. Vieira, "Deposition of nickel-based superalloy claddings on low alloy structural steel by direct laser deposition", Metals, vol. 11, no. 8, pp. 1326, 2021.

[10] Y. Cao, N. Farouk, M., Taheri, A. V. Yumashev, S. F. K. Bozorg & O. O. Ojo, "Evolution of solidification and microstructure in laser-clad IN625 superalloy powder on GTD-111 superalloy", Surface and Coatings Technology, vol. 412, pp. 127010, 2021.

[11] F. Kermani, R. Shoja-Razavi, K. Zangenemadar, M. Borhani & M. Gavahian, "An investigation into the effect of scanning pattern and heat treatment on the mechanical properties of Inconel 718 in the direct metal deposition process", Journal of Materials Research and Technology, vol. 24, pp. 4743-4755, 2023.

[12] L. Xinxu, J. Chonglin, Z. Yong, L. Shaomin & J. Zhouhua, "Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy", Vacuum, vol. 177, pp. 109379, 2020.

[13] Y. L. Hu, Y. L. Li, S. Y. Zhang, X. Lin, Z. H. Wang & W. D. Huang, "Effect of solution temperature on static recrystallization and ductility of Inconel 625 superalloy fabricated by directed energy deposition", Materials Science and Engineering: A, vol. 772, pp. 138711, 2020.

[14] P. Zhao, Y. Zhang, W. Liu, K. Zheng & Y. Luo, "Influence mechanism of laser defocusing amount on surface texture in direct metal

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش ساختار انجمادی (بررسی تأثیر پارامترهای فرایند بر گرادیان حرارتی و سرعت انجمادی به وسیله محاسبات فاصله بازوی دندریتی)، تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی (کشش و نانو سختی) و جدایش روکش آلیاژ اینکونل ۶۲۵ روی زیر لایه اینکونل ۷۳۸LC مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد:

۱- با افزایش توان لیزر از ۲۵۰ به ۴۵۰ وات و افزایش سرعت روبش لیزر از ۵ به ۷ میلی متر بر ثانیه فاصله بازوهای دندریتی افزایش یافته است. همچنین با تغییر توان لیزر از ۲۵۰ به ۴۵۰ وات نسبت G/R از $\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{mm}^2}$ ۱۲۵۲/۰۸ به $\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{mm}^2}$ ۹۷۰/۳۴ کاهش یافت.

۲- عناصر آلیاژی، مانند Mo، Nb در ساختار DLMD رفتار جدایشی را نشان داد. با انجام عملیات حرارتی، ناهمگنی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد و زمان ۵ ساعت جدایش این عناصر را از بین رفت و ساختار همگن شد.

۳- نمونه عملیات حرارتی شده در مقایسه با نمونه بدون عملیات حرارتی استحکام کششی و ازدیاد طول بالاتر و استحکام تسلیم نسبتاً پایین تری دارد.

۵- مراجع

[1] M. Perani, S. Baraldo, M. Decker, A. Vandone, A. Valente & B. Paoli, "Track geometry prediction for Laser Metal Deposition based on on-line artificial vision and deep neural networks", Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, vol. 79, pp. 102445, 2023.

[۲] ک. زنگنه‌مدار، "مقدمه‌ای بر فلزات و آلیاژهای هوایی"، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، بهار ۱۳۸۷.

[۳] ر. شجاع‌رضوی، م. عرفان منش، س. م. برکت، ا. احمدی بنی و ر. احمدی پیدانی، "ساخت افزایشی با رسوب نشانی مستقیم لیزری"، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، پاییز ۱۳۹۹.

[4] R. H. AL-Nafeay, A. O. AL-Roubaiy & H. Omidvar, "Overview of Joining and Repairing Techniques of Ni-Based Superalloy for Industrial Gas Turbine Applications", In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, vol. 1094, pp. 012141, 2021.

- [23] K. O. Yu, "Modeling for casting and solidification processing", CRC Press, vol. 54, no. 6, pp. 64, 2001.
- [24] M. Hong, S. Wang, W. Sun, Z. Geng, J. Xin & L. Ke, "Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of selective laser melting Inconel 625 alloy laser welded joint", Journal of Materials Research and Technology, vol. 19, pp. 2093-2103, 2022.
- [25] G. Meng, Y. Gong, J. Zhang, L. Zhu, H. Xie, & J. Zhao, "Multi-scale simulation of microstructure evolution during direct laser deposition of Inconel718", International Journal of Heat and Mass Transfer, vol. 191, pp. 122798, 2022.
- [26] X. Xing, X. Di & B. Wang, "The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal", Journal of Alloys and Compounds, vol. 593, pp. 110-116, 2014.
- [27] K. Feng, Y. Chen, P. Deng, Y. Li, H. Zhao, F. Lu & Z. Li, "Improved high-temperature hardness and wear resistance of Inconel 625 coatings fabricated by laser cladding", Journal of Materials Processing Technology, vol. 243, pp. 82-91, 2017.
- [28] P. Petrzak, K. Kowalski & M. Blicharski, "Analysis of phase transformations in Inconel 625 alloy during annealing", Acta Physica Polonica A, vol. 130, no. 4, pp 1041-1044, 2016.
- [16] ف. کرمانی، س. ر. شجاع رضوی، ک. زنگنه مدار و م. ر. برهانی، "ارزیابی تأثیر الگوی روبش بر بافت انجمادی اینکونل ۷۱۸ در فرایند رسوب نشانی مستقیم لیزری." نشریه علوم و مهندسی سطح، دوره ۱۷، شماره ۵۰، صفحه ۲۷-۱۷، ۱۴۰۰.
- [15] C. Zhong, J. Kittel, A. Gasser & J. H. Schleifenbaum, "Study of alloys Inconel 718 and Inconel 625 nickel-based super- in high-deposition-rate laser metal deposition", Optics & Laser Technology, vol. 109, pp. 352-360, 2019.
- [17] O. G. Rivera, P. G. Allison, J. B. Jordon, O. L. Rodriguez, L. N. Brewer, Z. McClelland & N. Hardwick, "Microstructures and mechanical behavior of Inconel 625 fabricated by solid-state additive manufacturing", Materials Science and Engineering: A, vol. 694, pp. 1-9, 2017.
- [18] A. N. M. Tanvir, M. R. Ahsan, G. Seo, J. D. Kim, C. Ji, B. Bates & D. B. Kim, (2020). "Heat treatment effects on Inconel 625 components fabricated by wire+ arc additively manufacturing (WAAM)—part 2: mechanical properties", The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, vol. 110, pp. 1709-1721, 2020.
- [19] F. Kermani, R. Shoja-Razavi, K. Zangenemadar, M. Borhani & M. Gavahian, "Optimization of single-pass geometric characteristics of IN718 by fiber laser via linear regression and response surface methodology", Journal of Materials Research and Technology, vol. 24, pp. 274-289, 2023.
- [20] G. H. S. F. L. Carvalho & et al. "Development of optimal deposition strategies for cladding of Inconel 625 on carbon steel using wire arc additive manufacturing", Surface and Coatings Technology, vol. 453, pp. 129128, 2023.
- [21] S. Li, J. Y. Li, Z. W. Jiang, Y. Cheng, Y. Z. Li, S. Tang & K. H. Wang, "Controlling the columnar-to-equiaxed transition during Directed Energy Deposition of Inconel 625", Additive Manufacturing, vol. 57, pp. 102958, 2022.
- [22] A. A. Ferreira, O. Emadinia, R. L. Amaral, J. M. Cruz, A. R. Reis & M. F. Vieira, "Mechanical and microstructural characterisation of Inconel 625-AISI 431 steel bulk produced by direct laser deposition", Journal of Materials Processing Technology, vol. 306, pp. 117603, 2022.

۶- پی نوشت

- [1] Direct laser metal deposition
 [2] Wang et al
 [3] Ferreira et al
 [4] Coa et al
 [5] Hu et al
 [6] Optical Microscope (OM)
 [7] Unimet
 [8] Scanning Electron Microscop (SEM)
 [9] Vega Tescan
 [10] Energy Dispersive Spectroscopy