فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال هجدهم – شماره اول – بهار ۱۴۰۳ (شماره پیاپی ۶۸)، ص‌ص. ۱-۱۳

فصلنامه علمی پژوهشی

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 [۳]

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

دریافت: ۱۴۰۱/۱۲/۲۳

پذیرش: ۱۴۰۲/۰۳/۱۹

کلید واژگان:

اینکونل ۶۲۵

ساخت افزایشی

رسوب‌نشانی مستقیم لیزری

جدایش

همگن‌سازی

چکیده

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 ۱۲۵۲٫۰۸ $\frac{^{\circ}C}{mm^2}$ به ۹۷۰٫۳۴ $\frac{^{\circ}C}{mm^2}$ 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.

Evaluation the Effect of Heat Treatment on Solidification Structure Segregation and Mechanical Properties of Inconel ۶۲۵ in the Additive Manufacturing Process by DLMD Method

Mohammad Gavahian Jahromi[۱*], Reza Shoja-Razavi[۲], Hamed Naderi[۳], Fareed Kermani[۳]

۱- 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:

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

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 ۶۲۵ in the Additive Manufacturing Process by DLMD Method, New Process in Material Engineering, ۲۰۲۴, ۱۸(۱), ۱-۱۳.

Keywords:
IN۶۲۵
Additive manufacturing
DLMD method
Segregation
Homogenization

۱- مقدمه

آلیاژهای اینکونل ۶۲۵ از متداول‌ترین مواد مهندسی مورداستفاده 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[1] (DLMD) است. در این روش از منبع حرارتی لیزر هم‌زمان با پاشش پودر برای نشاندن لایه پوشش روی فلز پایه استفاده می‌شود. حرارت ورودی بسیار پایین در این روش باعث وجود ناحیه رقت محدود خواهد شد؛ به‌طوری‌که 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. بااین‌حال، دامنه وسیع عناصر آلیاژی مورداستفاده در آلیاژهای مبتنی بر نیکل، پیش‌بینی ریزساختار و خواص این آلیاژها را دشوار ساخته است. بررسی‌ها نشان داد ریزساختار دندریتی هم‌محور در توان لیزر و سرعت روکش‌کاری پایین و ساختار دندریتی ستونی در توان لیزر و سرعت روکش‌کاری بالا مشاهده می‌شود. در توان لیزر و سرعت روکش‌کاری متوسط، در ناحیه پایین‌تر از سطح مقطع نمونه، ساختار انجمادی به‌صورت دندریت ستونی مشاهده می‌شود. با افزایش ارتفاع، رفتار جدایش عناصر آلیاژی Nb و Mo به‌طور مداوم در نواحی بالای پوشش زیاد می‌شود. فاصله بازوی دندریت اولیه با محتوای فاز لاوه به‌طور مستقیم ارتباط دارد [۵-۷].

وانگ و همکاران[2] [۸] با استفاده از لیزر دیودی توان بالا به ارزیابی خواص و ریزساختار روکش اینکونل ۶۲۵ روی زیر لایه فولادی پرداختند. میانگین فاصله بازوهای دندریتی و دندریتی ثانویه به ترتیب ۳٫۳۳ و ۲٫۵ میکرومتر است. بررسی آنالیز الگوی پراش پرتوایکس نشان‌دهنده‌ی فاز زمینه γ و کاربید نیوبیوم و مولیبدن است. سختی روکش به دلیل وجود کاربیدهای مختلف نظیر کروم، نیوبیوم و تنگستن در فاز γ در حدود ۱۰۰HV از زیر لایه بیشتر است. همچنین مدول الاستیک پوشش تقریباً ۲۱۴GPa است.

فریا و همکاران[3] [۹] در پژوهشی ایجاد دندریت در طول انجماد و جدایش Nb و Mo در حین رسوب‌نشانی مستقیم لیزری آلیاژهای پایه نیکل را نشان دادند؛ درنتیجه جدایش شرایط تشکیل فاز لاوه ایجاد می‌شود و نمونه ساخته شده عمدتاً شامل زمینه و فاز لاوه است. تشکیل فاز لاوه 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[4] [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 روبش لیزر طول بازوهای دندریتی در مرکز نمونه کاهش می‌یابد.

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

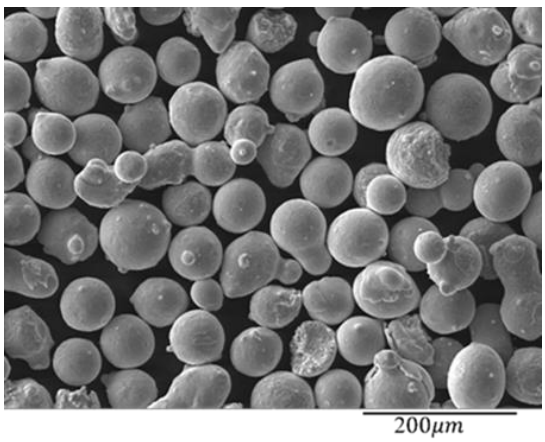
هو و همکاران[5] [۱۳] به بررسی تأثیر آنیل انحلالی بر چقرمگی شکست نمونه اینکونل ۶۲۵ ساخته‌شده توسط رسوب‌نشانی مستقیم لیزری پرداختند؛ استحکام تسلیم، نهایی و ازدیاد طول نمونه لایه‌نشانی شده به ترتیب ۵۰۰MPa، ۷۳۳MPa و ۲۹٫۴ درصد به دست آمد. پس از عملیات حرارتی انحلالی، ازدیاد طول به‌طور قابل‌توجهی بهبود یافت. نتایج نشان داد ازدیاد طول تا دو برابر پس از عملیات حرارتی ۱۲۰۰ □C افزایش می‌یابد. عامل اصلی در این افزایش دمای آنیل انحلالی است؛ در حالی‌که با افزایش دما استحکام تسلیم کاهش می‌یابد.

بررسی و مطالعه روی ریزساختار انجمادی سوپر آلیاژهای پایه نیکل نشان‌دهنده اهمیت بسیار بالای موضوع می‌باشد. نتایج نشان‌دهنده‌ی تغییرات بالای ساختار انجمادی حتی در یک لایه در حد ۵۰۰ میکرومتر می‌باشد [۱۶-۱۴، 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 دندریتی 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 ۷۳۸LC ریختگی به ضخامت 5mm 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 ۱۰۵-۶۵ 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. به‌منظور محافظت از سطح حوضچه مذاب در هنگام فرایند از گاز محافظ آرگون با نرخ جریان ۲۵Lit/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 روبش لیزر (V) و نرخ تزریق پودر (F) در جدول (۲) آورده شده است. در این مرحله پارامترها به‌صورت DL (i) نام‌گذاری شدند که به روکش اینکونل ۶۲۵ تولیدشده به‌وسیله iامین گروه پارامتر اشاره دارد. نمونه‌ها توسط دستگاه برش سیم، برش داده شد. متالوگرافی مطابق استاندارد ASTM E۱۹۲-۰۳ انجام شد. برای آماده‌سازی بهتر در مراحل بعد نمونه‌ها در رزین اپوکسی مانت سرد و سطح آن‌ها توسط سیستم پولیش خودکار (تا سنباده ۴۰۰۰) صاف شد. برای مطالعه‌ی ریزساختاری ابتدا نمونه‌ها توسط محلول مشخص (۱ گرم FeCl۳، ۱۰ میلی‌لیتر HCl، ۵ میلی‌لیتر HNO۳) حکاکی شدند. جهت بررسی ریزساختاری از میکروسکوپ نوری[۶] یونیمت[۷] مدل Union ۸۷۹۹ و میکروسکوپ الکترونی روبشی[۸] ساخت شرکت وگا تسکن[۹] مدل S-۴۱۰ 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 ISO۶۸۹۲ توسط دستگاه ZWick-Z۲۶۱ 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

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	DL۹	۲۵۰	۵	۴۵۰
DL_5	۲۵۰	۵	۳۵۰	DL_{10}	۲۵۰	۵	۵۵۰

۳- نتایج و بحث

عوامل زیادی روی خواص و کیفیت لایه ایجادشده 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،۷-۱۹] 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 دندریتی در سه ناحیه، نزدیک فصل مشترک، میانی و همچنین در قسمت نزدیک به سطح پوشش محاسبه و بررسی شد. رابطه بین فاصله بازوهای دندریتی با نرخ سرد شدن (R) از رابطه (۱) پیروی می‌کند. گرادیان دمایی (G) در فرایند روکش‌کاری لیزری بسیار بالاست (حدود 10^6K/mm) [۲۳-۲۲]؛ بنابراین ریزساختار به‌دست‌آمده بسیار ریز خواهد بود و به عبارتی λ کوچک می‌شود. همچنین بر اساس تحقیقات [۲۴-۲۲] ثوابت A و n را برای پوشش اینکونل ۶۲۵ برابر با ۳۱ و ۱/۳ می‌باشد و رابطه (۲) برای اینکونل ۶۲۵ حاصل می‌شود.

$$\lambda = A(G \times R)^n \quad (۱)$$

$$\lambda_2 = 34(G \times R)^{-0.33} \quad (۲)$$

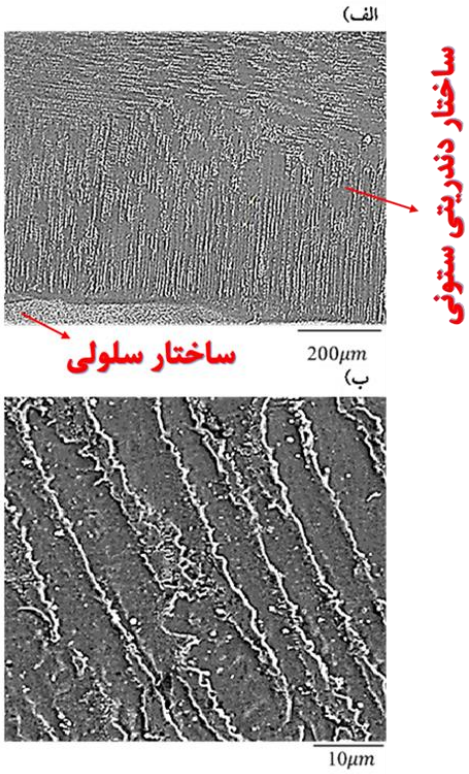
مطابق با رابطه (۱) فاصله بازوهای دندریتی به‌شدت وابسته به مقادیر G و R است. مقادیر G مطابق با رابطه (۳) به دست آمد [۲۴-۲۳].

$$G = \frac{2\pi(T_L - T_0)^2}{Q} \quad (۳)$$

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 و برای سوپر آلیاژ اینکونل ۶۲۵ به ترتیب برابر با $\frac{w}{m}$.℃ ۸/۹، ۱۲۹۰℃ و ۳۰℃ است در این پژوهش با به دست آوردن فاصله متوسط ۲۰ بازوی دندریتی 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 دندریتی در پوشش متصل می‌شود و شروع به انجماد می‌کند. در ادامه تا انتها ساختار دندریت ستونی مشاهده می‌شود. با تغییر توان لیزر از ۲۵۰ به ۴۵۰ وات، نسبت G/R از $\frac{℃}{mm^2}$ ۱۲۵۲/۰۸ به ۹۷۰/۳۴ $\frac{℃}{mm^2}$ 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 قابل‌توجهی 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.

۳-۱- تأثیر توان روی ریزساختار

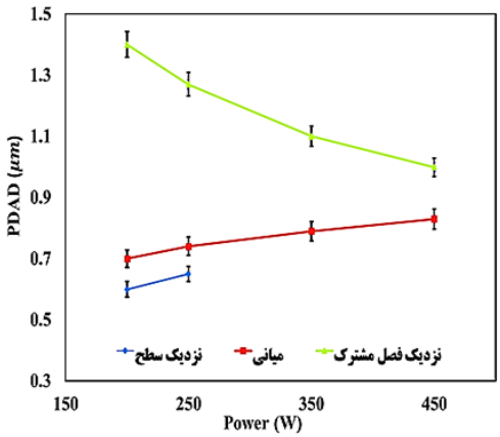
بررسی تأثیر توان لیزر در سرعت ۷ mm/s و نرخ پودر ۳۵۰mg/s در توان‌های ۲۰۰، ۲۵۰، ۳۵۰، ۴۵۰ وات انجام شد. شکل (۳) نمودار فاصله بازوهای دندریتی برحسب نرخ سرد شدن در سه ناحیه فصل مشترک، میانی و نزدیک سطح پوشش را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود در توان ۲۰۰ وات بیشترین میزان فاصله بازوهای دندریتی ۱٫۴ µm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



شکل (۲): الف) ریزساختار حاصل از رسوب‌نشانی مستقیم اینکونل۶۲۵ و ب) تصویر میکروسکوپی از ناحیه میانی پوشش اینکونل ۶۲۵ مربوط به پارامتر $DL_{۳}$.

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

نمونه	G(℃.mm^{-1})	R(mm.s^{-1})	G/R(℃.mm^{-2})	G*R(℃.s^{-1})
$DL_{۱}$	۶۲۶۰٫۴	۵	۱۲۵۲٫۰۸	۳۱۳۰۲
$DL_{۲}$	۵۶۵۳٫۶	۵	۱۱۳۰٫۷۷	۲۸۲۶۸
$DL_{۳}$	۵۰۳۸٫۴	۵	۱۰۰۷٫۶۸	۲۵۱۹۲
$DL_{۴}$	۴۸۱۵٫۷	۵	۹۷۰٫۳۴	۲۴۲۵۸٫۵

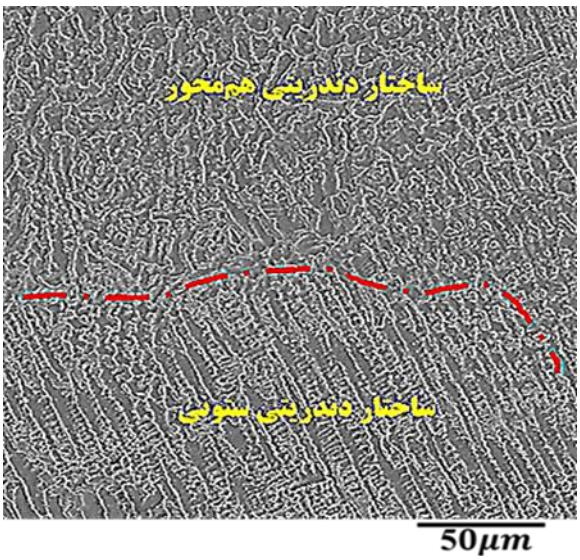


شکل (۳): نمودار فاصله بازوهای دندریتی در سه ناحیه نزدیک فصل مشترک، میانی و نزدیک به سطح برحسب تغییرات توان.

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 حاصلضرب R×G اندازه ساختار انجمادی را تعیین می‌کند. با افزایش توان، حرارت ورودی افزایش می‌یابد درنتیجه 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. درواقع جوانه‌های ایجاد شده زمان کافی برای رشد پیدا نمی‌کنند و باعث ریز شدن ساختار خواهد شد.

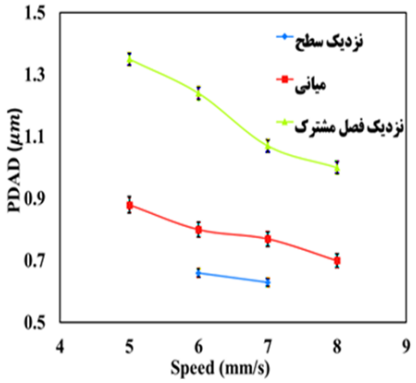
۳-۲- تأثیر سرعت روبش روی ریزساختار

با توجه به مطالعات [۷-۹] سرعت حرکت لیزر به‌طور مستقیم باعث تغییرات میزان آمیختگی (رقت) می‌شود. درواقع با افزایش سرعت روبش لیزر برهمکنش پرتو لیزر با زیر لایه و میزان گرمای ورودی به زیر لایه کاهش می‌یابد. شکل ریزساختار مربوط به نمونه LD۵ 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 [۲۴-۲۱] 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 LD_5 نواحی میانی و نزدیک به سطح پوشش اینکونل ۶۲۵.

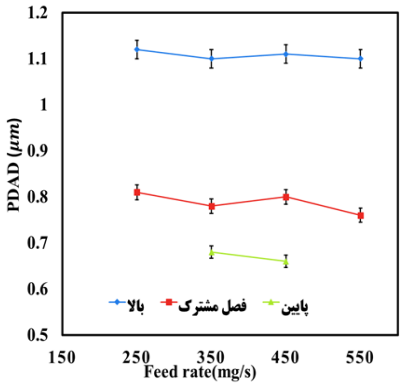
نمودار شکل (۵) سرعت‌های مختلف روبش لیزر (۵-۷mm/s) در توان‌های ثابت ۲۵۰ وات را روی فاصله بازوهای دندریتی نشان می‌دهد. بررسی‌ها نشان داد کاهش سرعت روبش لیزر (به دلیل افزایش گرمای ورودی) منجر به افزایش طول فاصله بازوهای دندریتی می‌شود.



شکل (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. به‌طورکلی 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.

۳-۴- 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 طیف‌سنج تفکیک انرژی مربوط به نمونه LD_5 را نشان می‌دهد. نتایج نشان داد عناصر Mo، Al، 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) Mo، Al، Si، Nb، Fe و Cr نسبت داده شده است [۲۳-۲۱].

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

$$K = C_s/C_l \qquad (۴)$$

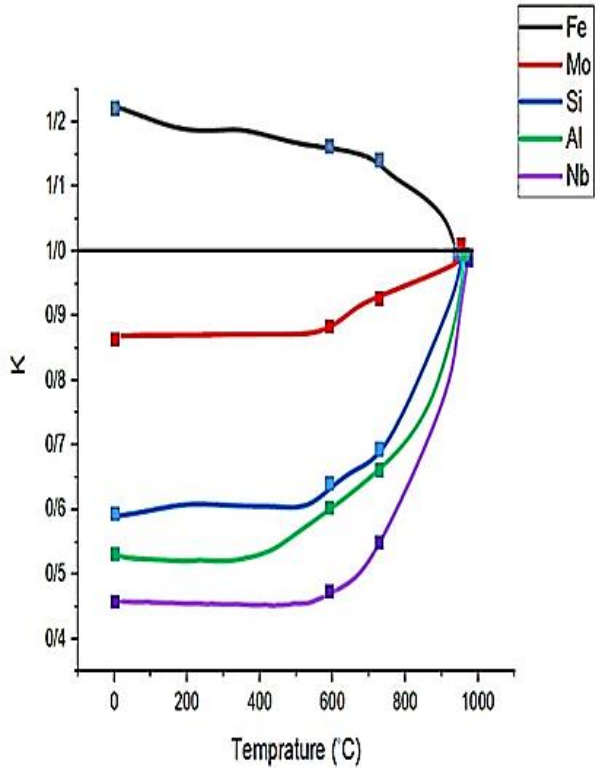
در این رابطه C_s ترکیب جامد و C_l ترکیب مایع در یک دمای خاص است. با توجه به رابطه می‌توان پیش‌بینی کرد یک عنصر آلیاژی با چه شدتی در فاز مایع و جامد در طول انجماد تقسیم خواهد شد [۲۳]. با فرض اینکه ضریب جدایش (K) ثابت است، ترکیبات هسته دندریتی توسط K_{Cl} تعیین می‌شود؛ بنابراین، نسبت ترکیب هسته دندریتی و ترکیب بین دندریتی را می‌توان به‌عنوان 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> ۱ از هسته دندریتی جدا می‌شوند؛ درحالی‌که K <۱ 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 به‌طور مداوم با افزایش دمای عملیات حرارتی افزایش می‌یابد؛ بنابراین ضرایب تقسیم Fe، Mo، Si، Nb و Al به‌طور

پیوسته به سمت مقدار ۱ حرکت می‌کنند. شکل (۸) نقشه توزیع عناصر آلیاژی مربوط به نمونه LD_5 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 لاوه را تقویت می‌کند. این فاز به‌صورت ذرات کوچک در زمینه یوتکتیکی و یا به‌صورت ذرات جدا از هم وجود دارند.

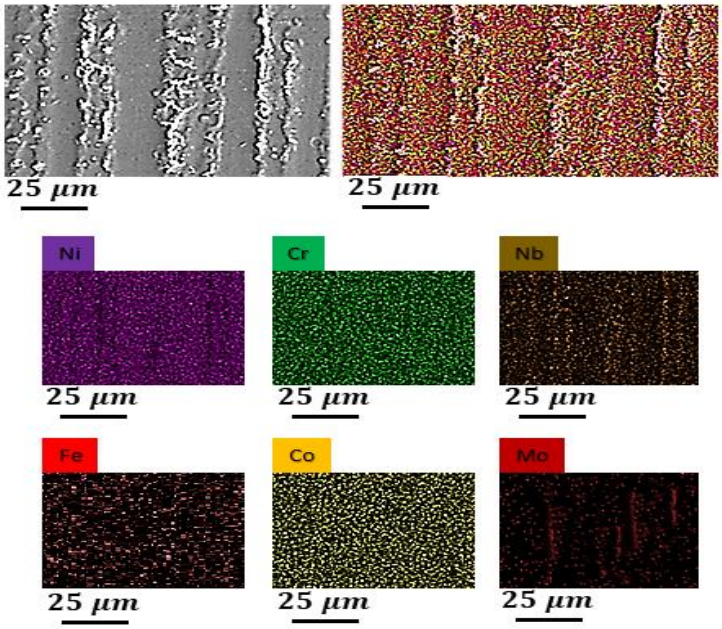
نقشه توزیع عناصر آلیاژی پوشش برای دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد در شکل (۹) آورده شده است انجام عملیات حرارتی در دماهای مختلف پس از فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری باعث حلالیت مداوم عناصر Fe، Mo، Si، Nb و Al در فاز زمینه و ضریب جدایش این عناصر به سمت K=۱ حرکت می‌کند. با توجه به نتایج حاصل از عملیات حرارتی، زمانی که دمای عملیات حرارتی به ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد افزایش می‌یابد ضریب جدایش تمامی عناصر تقریباً به مقدار K=۱ 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=۱ نزدیک خواهد شد.

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

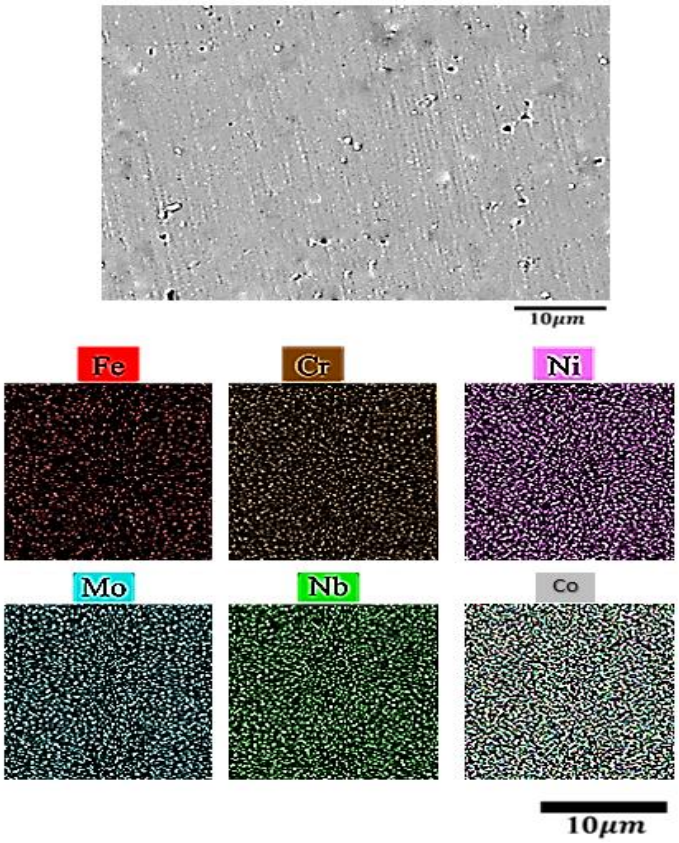
عنصر	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Si	Al
هسته	۶۵/۳۱	۲۴/۲۲	۷/۵۹	۱/۲۷	۰/۳۹	۰/۴۸	۰/۷۴
نواحی اطراف	۶۲/۷۸	۲۳/۹۵	۸/۷۹	۲/۲۵	۰/۲۸	۰/۷۰	۱/۲۵
ضریب جدایش	۱/۰۴	۱/۰۱	۰/۸۶	۰/۵۶	۱/۳۹	۰/۶۹	۰/۵۹



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 LD_5.



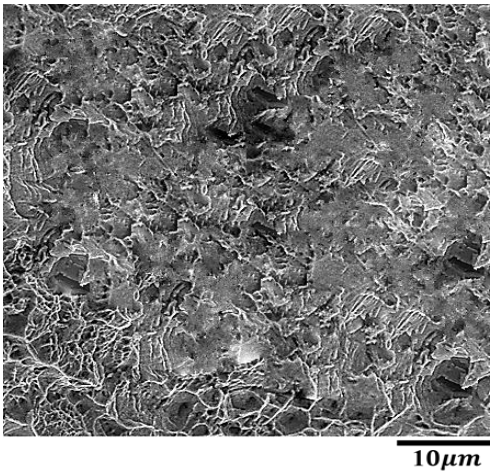
شکل (۹): نقشه توزیع عناصر آلیاژی مربوط به نمونه رسوب‌نشانی مستقیم فلزی پس از عملیات حرارتی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد مربوط به پارامتر LD_5.

۳-۵- ارزیابی خواص مکانیکی

جدول (۵) خلاصه نتایج بررسی خواص کششی واینکونل۶۲۵ 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 LD_5) افزایش داشته است، درحالی‌که مقاومت تسلیم اندکی کاهش یافته است. تحت شرایط عملیات حرارتی ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد 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 MPa ۶۷۵ به MPa ۵۷۰ کاهش یافته است. نمونه با قرارگیری نمونه در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ ساعت بیشترین ازدیاد طول را دارد، اما استحکام تسلیم آن پایین است. در تمام پژوهش‌های مشابه [۱۳-۱۱ و ۲۸-۲۶] افزایش انعطاف‌پذیری 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 سانتی‌گراد در شکل (۱۰) آورده شده است. در نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد 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 سانتی‌گراد را نشان می‌دهد.

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
IN۶۲۵	۵۰۰	۴۹۰	۷۳۳	۷۳۵	۲۹٫۴	۳۹
	۹۰۰ درجه سانتی‌گراد ۱ ساعت					
	۵۰۰	۴۸۵	۷۳۳	۷۴۹	۲۹٫۴	۴۵
	۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد ۱ ساعت					
	۵۰۰	۴۷۵	۷۳۳	۸۰۲	۲۹٫۴	۵۷
	۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد ۱ ساعت					
مرجع	[۱۳]					
IN۷۱۸	۹۸۹	۹۶۰	۱۲۳۵	۱۱۹۹	۲۶	۳۹٫۵
مرجع	[۱۱]					



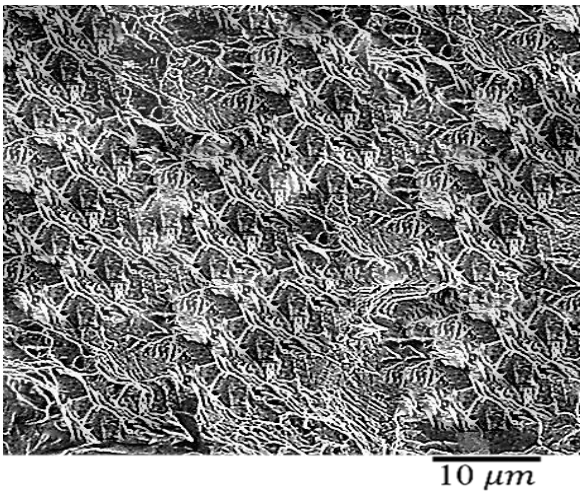
شکل (۱۰): مورفولوژی سطح شکست نمونه رسوب‌نشانی مستقیم فلزی پس از بازپخت در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ ساعت.

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

دما / عناصر	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Si	Ti	Al
°C ۶۰۰	۴۱٫۹	۱۶٫۸	۲۳٫۷	۱۶٫۴	۱	۰٫۲	–	–
°C ۸۵۰۰	۴۷٫۳	۱۳٫۲	۱۶٫۴	۲۰٫۳	۲٫۸	–	–	–
°C ۱۰۰۰	۳۴٫۶	۱۳٫۲	۹٫۶	۱۳٫۲	۱٫۵	۲۶٫۳	۰٫۷	۰٫۹



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

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش ساختار انجمادی (بررسی تأثیر پارامترهای فرایند بر گرادیان حرارتی و سرعت انجمادی به‌وسیله 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 میلی‌متر بر ثانیه فاصله بازوهای دندریتی افزایش‌یافته است. همچنین با تغییر توان لیزر از ۲۵۰ به ۴۵۰ وات نسبت G/R از $\frac{^{\circ}C}{mm^{2}}$ ۱۲۵۲/۰۸ به $\frac{^{\circ}C}{mm^{2}}$ ۹۷۰/۳۴ کاهش یافت.

۲- عناصر آلیاژی، مانند Nb، Mo در ساختار DLMD رفتار جدایشی را نشان داد. با انجام عملیات حرارتی، ناهمگنی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد 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 پایین‌تری دارد.

۵- مراجع

[۱] 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. ۷۹, pp. ۱۰۲۴۴۵, ۲۰۲۳.

[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.

[۴] 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. ۱۰۹۴, pp. ۰۱۲۱۴۱, ۲۰۲۱.

[۵] Y. T. Long, P. L. Nie, Z. G. Li, J. Huang, L. I. Xiang & X. M. Xu, "Segregation of niobium in laser cladding Inconel ۷۱۸ superalloy", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. ۲۶, no. ۲, pp. ۴۳۱-۴۳۶, ۲۰۱۶.

[۶] G. Ravi, N. Murugan & R. Arulmani, "Microstructure and mechanical properties of Inconel-۶۲۵ slab component fabricated by wire arc additive manufacturing", Materials Science and Technology, vol. ۳۶, no. ۱۶, pp. ۱۷۸۵-۱۷۹۵, ۲۰۲۰.

[۷] S. Jelvani, S. R. Shoja-Razavi, M. Barekat, M. R. Dehnavi & M. Erfanmanesh, "Evaluation of solidification and microstructure in laser cladding Inconel ۷۱۸ superalloy", Optics & Laser Technology, vol. ۱۲۰, pp. ۱۰۵۷۶۱, ۲۰۱۹.

[۸] X. Wang, C. Chen, L. Qin & M. Zhang, "Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of Inconel ۶۲۵ Produced Using Direct Laser Metal Deposition", Physics of Metals and Metallography, vol. ۱۲۲, pp. ۸۹۶-۹۰۷, ۲۰۲۱.

[۹] 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. ۱۱, no. ۸, pp. ۱۳۲۶, ۲۰۲۱.

[۱۰] Y. Cao, N. Farouk, M., Taheri, A. V. Yumashev, S. F. K. Bozorg & O. O. Ojo, "Evolution of solidification and microstructure in laser-clad IN۶۲۵ superalloy powder on GTD-۱۱۱ superalloy", Surface and Coatings Technology, vol. ۴۱۲, pp. ۱۲۷۰۱۰, ۲۰۲۱.

[۱۱] 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 ۷۱۸ in the direct metal deposition process", Journal of Materials Research and Technology, vol. ۲۴, pp. ۴۷۴۳-۴۷۵۵, ۲۰۲۳.

[۱۲] L. Xinxu, J. Chonglin, Z. Yong, L. Shaomin & J. Zhouhua, "Segregation and homogenization for a

[۱۳] 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 ۶۲۵ superalloy fabricated by directed energy deposition", Materials Science and Engineering: A, vol. ۷۷۲, pp. ۱۳۸۷۱۱, ۲۰۲۰.

[۱۴] P. Zhao, Y. Zhang, W. Liu, K. Zheng & Y. Luo, "Influence mechanism of laser defocusing amount on surface texture in direct metal deposition", Journal of Materials Processing Technology, vol. ۳۱۲, pp. ۱۱۷۸۲۲, ۲۰۲۳.

[۱۵] C. Zhong, J. Kittel, A. Gasser & J. H. Schleifenbaum, "Study of alloys Inconel ۷۱۸ and Inconel ۶۲۵ nickel-based super- in high-deposition-rate laser metal deposition", Optics & Laser Technology, vol. ۱۰۹, pp. ۳۵۲-۳۶۰, ۲۰۱۹.

[۱۶] 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.

[۱۷] 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 ۶۲۵ fabricated by solid-state additive manufacturing", Materials Science and Engineering: A, vol. ۶۹۴, pp. ۱-۹, ۲۰۱۷.

[۱۸] A. N. M. Tanvir, M. R. Ahsan, G. Seo, J. D. Kim, C. Ji, B. Bates & D. B. Kim, (۲۰۲۰). "Heat treatment effects on Inconel ۶۲۵ components fabricated by wire+ arc additively manufacturing (WAAM)—part ۲: mechanical properties", The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, vol. ۱۱۰, pp. ۱۷۰۹-۱۷۲۱, ۲۰۲۰.

[۱۹] F. Kermani, R. Shoja-Razavi, K. Zangenemadar, M. Borhani & M. Gavahian, "Optimization of single-pass geometric characteristics of IN۷۱۸ by fiber laser via linear regression and response surface methodology", Journal of Materials Research and Technology, vol. ۲۴, pp. ۲۷۴-۲۸۹, ۲۰۲۳.

[۲۰] G. H. S. F. L. Carvalho & et al. "Development of optimal deposition strategies for cladding of Inconel ۶۲۵ on carbon steel using wire arc additive manufacturing", Surface and Coatings Technology, vol. ۴۵۳, pp. ۱۲۹۱۲۸, ۲۰۲۳.

[۲۱] 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 ۶۲۵", Additive Manufacturing, vol. ۵۷, pp. ۱۰۲۹۵۸, ۲۰۲۲.

[۲۲] A. A. Ferreira, O. Emadinia, R. L. Amaral, J. M. Cruz, A. R Reis & M. F. Vieira, "Mechanical and microstructural characterisation of Inconel ۶۲۵-AISI ۴۳۱ steel bulk produced by direct laser deposition", Journal of Materials Processing Technology, vol. ۳۰۶, pp. ۱۱۷۶۰۳, ۲۰۲۲.

[۲۳] K. O. Yu, "Modeling for casting and solidification processing", CRC Press, vol. ۵۴, no. ۶, pp. ۶۴, ۲۰۰۱.

[۲۴] 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 ۶۲۵ alloy laser welded joint", Journal of Materials Research and Technology, vol. ۱۹, pp. ۲۰۹۳-۲۱۰۳, ۲۰۲۲.

[۲۵] G. Meng, Y. Gong, J. Zhang, L. Zhu, H. Xie, & J. Zhao, "Multi-scale simulation of microstructure evolution during direct laser deposition of Inconel۷۱۸", International Journal of Heat and Mass Transfer, vol. ۱۹۱, pp. ۱۲۲۷۹۸, ۲۰۲۲.

[۲۶] X. Xing, X. Di & B. Wang, "The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel ۶۲۵ deposited metal", Journal of Alloys and Compounds, vol. ۵۹۳, pp. ۱۱۰-۱۱۶, ۲۰۱۴.

[۲۷] K. Feng, Y. Chen, P. Deng, Y. Li, H. Zhao, F. Lu & Z. Li, "Improved high-temperature hardness and wear resistance of Inconel ۶۲۵ coatings fabricated by laser cladding", Journal of Materials Processing Technology, vol. ۲۴۳, pp. ۸۲-۹۱, ۲۰۱۷.

[۲۸] P. Petrzak, K. Kowalski & M. Blicharski, "Analysis of phase transformations in Inconel ۶۲۵ alloy during annealing", Acta Physica Polonica A, vol. ۱۳۰, no, ۴, pp ۱۰۴۱-۱۰۴۴, ۲۰۱۶.

۶- پی‌نوشت

[۱] Direct laser metal deposition

[۲] Wang et al

[۳] Ferreira et al

[۴] Coa et al

[۵] Hu et al

[۶] Optical Microscope (OM)

[۷] Unimet

[۸] Scanning Electron Microscop (SEM)

[۹] Vega Tescan

[۱۰] Energy Dispersive Spectroscopy