



Investigating laser power in additive anufacturing (AM-LMD) process on the microstructure and hardness of deposited layers on Inconel738



R. Hedayatnejad¹ , H. Sabet^{1*}, S. Rahmati², A. Salemi Golezani¹

1- Department of Materials Engineering, Karaj Branch, Islamic Azad University, Karaj, Iran.

2- Department of Mechanical and Aerospace Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.

Received 21 January 2023 ; Accepted 20 February 2023

Abstract

This research examines the microstructure and microhardness in the additive manufacturing process using the laser metal deposition method with the deposition of Inconel 718 powder on the Inconel 738 substrate. For this purpose, deposition with different laser power was performed on different substrates, and the microstructure and hardness of the layers were studied. Three layers of Inconel 718 powder were deposited on the substrates. The results show that the laser power parameter in the deposition process significantly affects the microstructure of the samples. By increasing the laser power by 100 W, the distance between the phases γ' in the substrate and γ'' in the layers decreased significantly. With increasing laser power, an increase in the geometric dimensions and volume percentage of the γ'' phase was also observed. In addition, increasing the laser power decreased the volume percentage of the Laves phase. By measuring the microhardness of the deposition layers, it was found that the hardness of the third layer decreases with increasing laser power.

Keywords: Additive Manufacturing, Laser Metal Deposition, Microstructure.



Corresponding Author: h-sabet@kiaui.ac.ir



بررسی توان لیزر در فرایند ساخت افزودنی (AM-LMD) بر ریزساختار و سختی لایه‌های رسوبی بر روی Inconel738

رسول هدایت نژاد¹، حامد ثابت^{1*}، صادق رحمتی²، علی سالمی گلعدانی¹

1- گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران.

2- گروه مهندسی مکانیک، واحد علوم و تحقیقات تهران، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1401/11/01؛ پذیرش مقاله: 1401/12/01

چکیده

این تحقیق به بررسی ریزساختار در فرایند ساخت افزودنی به روش رسوب فلز لیزری با رسوب پودر Inconel 718 بر روی زیرلایه Inconel 738 می‌پردازد. برای این منظور، رسوب گذاری با توان لیزر متفاوت بر روی زیرلایه‌های مختلف انجام و ریزساختار و سختی لایه‌ها مورد مطالعه قرار گرفت. سه لایه Inconel 718 پودری بر روی زیرلایه‌ها رسوب نشانی گردید. نتایج نشان می‌دهد که پارامتر توان لیزر در فرایند رسوب نشانی، تأثیر قابل توجهی بر ریزساختار نمونه‌ها دارد. با 100 وات افزایش توان لیزر، فاصله بین فازهای γ در زیرلایه و γ در لایه‌ها به میزان قابل توجهی کاهش یافت. همچنین با افزایش توان لیزر، افزایش ابعاد هندسی و درصد حجمی فاز تقویت کننده γ نیز مشاهده شد. علاوه بر این، افزایش توان لیزر باعث کاهش درصد حجمی فاز لایه گردید. با اندازه‌گیری ریز سختی لایه‌های رسوب نشانی شده مشخص گردید که با افزایش توان لیزر سختی لایه سوم کاهش می‌یابد.

کلمات کلیدی: ساخت افزودنی، رسوب فلز با لیزر، ریزساختار.

* پست الکترونیکی: h-sabet@kiaau.ac.ir

1- مقدمه

مصرفی نهایی استفاده می‌شوند [1]. علی‌رغم اینکه همه فرایندهای ساخت افزودنی رویکردی عمومی مبتنی بر لایه به لایه بودن را دارا هستند، اما آن‌ها اساساً دارای تفاوت‌هایی در استراتژی پردازش مانند مواد قابل استفاده متفاوت و خواص اولیه آن‌ها، چگونه ایجاد لایه‌ها و چگونگی اتصال لایه‌ها به

ساخت افزودنی، فرایند اتصال مواد برای ساخت قطعات از داده‌های مدل سه بعدی می‌باشد و برخلاف روش‌های ساخت کاهشی معمولاً به صورت لایه‌ای بروی لایه‌ای دیگر ساخت انجام می‌پذیرد. تکنیک‌های ساخت افزودنی در صنایع مختلف و به منظور ایجاد نمونه‌های اولیه فیزیکی به عنوان قطعات

سازنده تأثیر بگذارند. راماکریشان و همکاران [15]، در مورد رسوب لیزری پودر Inconel 738 تحقیق کردند. آن‌ها گزارش دادند که در سرعت اسکن 6 و 12 میلی‌متر بر ثانیه و بالاتر، ترک‌هایی در سطح مشترک بین زیرلایه و رسوب ایجاد می‌شود و با کاهش سرعت اسکن به 3 میلی‌متر بر ثانیه، نمونه بدون ترک به دست می‌آید. فابریزا کایازو و همکاران [16]، در تحقیقات خود برای رسوب پودر سوپرآلیاژ پایه نیکل، به منظور بررسی قدرت و سرعت اسکن، اعلام کردند که همپوشانی عرضی 40٪ بهینه است. نیکولاس جونز و همکاران [17] از رسوب مستقیم انرژی برای رسوب نشانی Inconel 625 به روی استیل 304 استفاده کردند. آن‌ها گزارش کردند که ترک خوردگی و تشکیل ترکیبات بین فلزی در ترکیب با درصد بالای Inconel 625 تشخیص داده نمی‌شود و در محتوای کمتر Inconel 625، چنین نقص‌های فاحشی مشاهده می‌شود که به دلیل تشکیل کاربیدها است. شیوی چی و همکاران [18]، ریزساختار و خواص شکست تنشی سوپرآلیاژ SX تولید شده را به دقت بررسی کردند و آن را با آلیاژ ریخته‌گری معمولی مقایسه کردند. آن‌ها بیان کردند که نمونه‌های AM ساختار دندریتی ظریف‌تری دارند و تفکیک بین دندریتی کمتری دارند. علاوه بر این، کاربیدهای موجود در نمونه AM ریزتر و به طور مساوی توزیع می‌شوند. کایبو وانگ و همکاران [19]، دیواره نازک Inconel 718 را با فناوری تولید افزودنی قوس پلاسما پالسی ساختند. نمونه تهیه شده مورفولوژی دانه‌های مختلفی را در مکان‌های مختلف نشان داد. آن‌ها اعلام نمودند که دندریت‌های ستونی، دندریت‌های سلولی، سلول‌ها و دندریت‌های کواکسیال همراه با بسیاری از فازهای لاهه، ذرات MC در نواحی بین دندریتی قابل مشاهده هستند. همچنین آن‌ها بیان کردند که پس از عملیات حرارتی استاندارد، فازهای لاهه در ماتریس حل شدند به طوری که تعدادی فاز 'γ' و 'γ' تشکیل شد. ساییلگان و همکاران [20] از روش رسوب فلز لیزری برای بازایی پره‌های توربین گاز تک کریستالی ساخته شده از سوپرآلیاژ نیکل استفاده کردند. تمرکز آن‌ها در ترمیم روی نوک تیغه‌ها بود و برای این منظور پس از برش نواحی معیوب از

یکدیگر، هستند [2]. فرایند رسوب‌نشانی فلز با لیزر یکی از زیرمجموعه‌های فرایند ساخت افزودنی می‌باشد. روش رسوب‌نشانی فلز با لیزر یک روش ساخت لایه‌ای است که ریزساختار حاصل، با ریزساختار قطعات ریخته‌گری شده متفاوت است [1]. از مزایای استفاده از فرایند رسوب‌نشانی فلز با لیزر اتصال متالورژیکی مناسب با منطقه متأثر از گرما در مقایسه با فرایندهای اتصال سنتی فلز است. برای دستیابی به ریزساختار مناسب، حداکثر سختی و حداقل تخلخل، پارامترهای بهینه فرایند از مسیرهای آزمایشگاهی حاصل می‌گردد که در نهایت منجر به استحکام پیوند رسوب می‌شوند [3-4]. روش رسوب‌نشانی فلز با لیزر شامل ایجاد حوضچه ذوب در حال حرکت بر روی سطح فلز با استفاده از لیزر و دمیدن پودر فلزی از همان نازل یا یک نازل دیگر با استفاده از یک جریان گاز بی‌اثر است. تنش‌های باقیمانده‌ای که به‌وجود می‌آیند پایین‌تر از جوشکاری TIG بوده و می‌توانند در سطح از نوع تنش فشاری باشند [5]. از دیگر مزایای روش رسوب‌نشانی فلز با لیزر امکان بهره‌گیری در طیف وسیعی از مواد مهندسی، سرعت بالای سرد شدن در فرایند رسوب‌نشانی که منجر به یک ریزساختار ریزدانه می‌شود، قابلیت مخلوط نمودن چند پودر جهت رسیدن به خواص مد نظر و همچنین حرارت ورودی در این روش قابل کنترل می‌باشد [6]. از طرفی، این فرایند دارای نقاط ضعفی مانند دقت ابعادی و کیفیت سطحی پایین و محدودیت در ساخت قطعات با اشکال پیچیده دارد [7-8]. اخیراً مطالعاتی جهت استفاده از پودرهای فلزی مختلف مانند آلیاژهای آلومینیوم، آلیاژهای تیتانیوم و اینکونل، در فرایند رسوب‌نشانی فلز با لیزر برای ساخت قطعات انجام شده است [9-10]. فرایند رسوب‌نشانی فلز با لیزر شامل پارامترهای زیادی بوده و تغییر هریک از پارامترها خواص نهایی قطعه را تحت تأثیر قرار می‌دهد [11]. توان لیزر، سرعت روبش لیزر، الگوی روبش، نرخ تغذیه پودر و قطر نقطه اثر لیزر پارامترهای اصلی در این فرایند می‌باشند [12-14].

محققان مختلف گزارش کرده‌اند که پارامترهای متغیر در فرایند رسوب‌نشانی فلز با لیزر می‌توانند برخواص متالورژیکی اجزای

زیرلایه بدست آمده از طیف سنج نوری را با رعایت استاندارد ASTM E 1473: 2016 نشان می‌دهد. به منظور رسوب نشانی، از پودر Inconel 718 به دلیل قابلیت جوشکاری خوب [23] استفاده شد که مشخصات آن در جداول (2 و 3) و شکل (1) نشان داده شده است (شرکت Wisdom، تولیدکننده پودر مشخصات را ارائه داده است).

جدول 1- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ Inconel 738 براساس درصد وزنی.

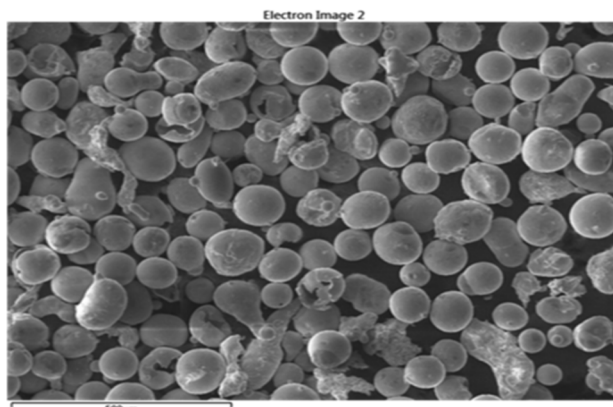
درصد وزنی ترکیب شیمیایی							
Ti	B	Al	Mo	Co	Cr	C	Ni
3/45	0/01	3/48	1/59	8/75	16/07	0/15	61/50

جدول 2- مشخصات پودر رسوب نشانی مورد استفاده در این تحقیق.

ماده	اندازه ذرات	مورفولوژی	شرکت سازنده
Inconel 718	90-45 میکرون	کروی	Wisdom

جدول 3- ترکیب شیمیایی پودر سوپرآلیاژ Inconel 718 مورد استفاده در این تحقیق براساس درصد وزنی (اعلام شده توسط شرکت سازنده پودر Wisdom).

درصد وزنی ترکیب شیمیایی								
Mn	Nb	Si	Ti	Al	Mo	Fe	Cr	Ni
0/6	6/5	5/5	0/9	1/2	2/2	15	21/3	47



شکل 1- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی پودر Inconel 718 مورد استفاده در این تحقیق.

2-2- تنظیم پارامترها

به منظور بررسی اثر تغییر توان لیزر در طی این فرایند، پارامترهای سرعت روبش، نرخ تغذیه پودر، همپوشانی عرضی

پودر PWA 1484 و توان لیزر 120-160 وات و سرعت تغذیه پودر 1-4 گرم در دقیقه استفاده کردند. نتایج آن‌ها میزان موفقیت در دستیابی به ریزساختار تک کریستالی را تا حدود 95 درصد نشان داد. چو و همکاران [21]، تأثیر توان لیزر را بر ریزساختار یک فولاد ضدزنگ 316 فرآوری شده با بستر پودر لیزری مورد بررسی قرار دادند. نتایج تحقیقات آن‌ها نشان داد که با کاهش توان لیزر تخلخل به صورت خطی از 0/13 به 0/88 درصد افزایش می‌یابد. ریزساختار را نیز می‌توان با کنترل توان لیزر به طور قابل توجهی دستکاری کرد.

تعدادی از پره‌های قسمت داغ توربین‌های گاز که از جنس Inconel 738 ساخته شده‌اند، قبل از پایان عمرشان، در شرایط سرویس بر اثر عوامل مختلف تخریب شده و باید تعویض و یا تعمیر شوند. در این تحقیق، به منظور تعمیر این قطعات گران‌بها، نمونه‌هایی از قسمت ایرفویل پره توربین گازی با 8000 ساعت کارکرد به عنوان زیرلایه و پودر Inconel 718 به عنوان پودر رسوب نشانی با فرایند نوظهور LMD تهیه شدند. پودر Inconel 718 با توان لیزر مختلف بروی زیرلایه‌ها رسوب نشانی شده و تأثیر این متغیر اصلی در فرایند رسوب‌نشانی فلز با لیزر بر روی ریزساختار و سختی آن‌ها بررسی گردید.

2- روش تحقیق

2-1- مشخصات مواد

سه قطعه از جنس Inconel 738 به عنوان زیرلایه تهیه و انتخاب شدند. این قطعات پس از آماده سازی اولیه با محلولی [22] حاوی 25 گرم FeCl_3 ، 25 گرم HCl و 100 میلی‌لیتر H_2O اسیدشویی شده تا از عدم وجود ترک‌های سطحی توسط آزمون‌های غیرمخرب، بازرسی چشمی براساس استاندارد BS EN13018: 2016 و آزمون مایعات نافذ مطابق استاندارد ASTM E 1209: 2018، اطمینان حاصل گردد. با توجه به این موضوع و برای تجزیه و تحلیل دقیق سطح مشترک بین زیرلایه و لایه‌ها، از مایع نافذ فلورسنت سطح II در آزمایش مایعات نافذ استفاده شد تا از عدم وجود عیوب جزیی احتمالی در زیرلایه اطمینان کامل حاصل گردد. جدول (1) ترکیب شیمیایی

روی هر سه زیرلایه به یک شکل در نظر گرفته شد و مشخصات پروفیل‌های رسوب نشانی شده در جدول (5) نشان داده شده است. با توجه به مشخصات دستگاه DLD_C5_500W، توان 150، 250 و 350 (W) برای رسوب نشانی بر روی زیرلایه‌های مختلف انتخاب شدند.

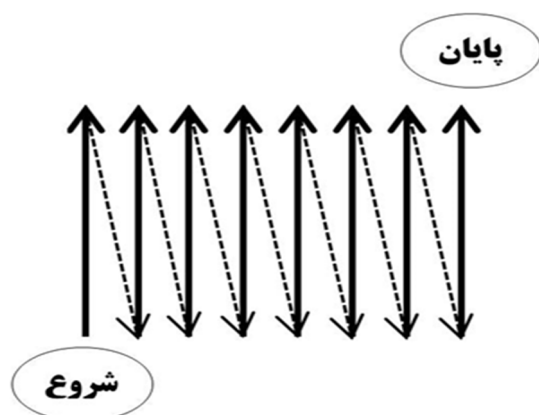
جدول 5- مشخصات لایه‌های رسوب نشانی شده.

شماره نمونه	توان (W)	چگالی انرژی (J/mm^2)	متوسط زمان رسوب نشانی هر لایه (s)	تعداد پالس در هر لایه		ارتفاع نمونه‌ها (mm)
				کمینه	بیشینه	
نمونه شماره یک	150	60	34	17	3	4
نمونه شماره دو	250	100	22	11	1/9	2/75
نمونه شماره سه	350	140	18	9	2/2	2/64

و قطر نقطه اثر لیزر ثابت در نظر گرفته شد. برای این منظور، سرعت روبش لیزر 5 میلی‌متر بر ثانیه [24]، نرخ تغذیه پودر 7 rpm-g/s، همپوشانی عرضی 40 درصد [25] و اندازه نقطه پرتو با توجه به نازل لیزر استفاده شده [24] یک میلی‌متر و استراتژی روبش سه لایه یک طرفه [25] و مساحت رسوب نشانی یک سانتی‌متر مربع در نظر گرفته شد و این تنظیمات در جدول (4) قابل مشاهده می‌باشد.

جدول 4- پارامترهای رسوب نشانی بروی نمونه‌ها در مرحله دوم رسوب نشانی.

نمونه	توان (W)	اندازه نقطه اثر (mm)	سرعت روبش (mm/s)	نرخ تغذیه پودر (rpm-g/s)	الگوی روبش	همپوشانی عرضی
شماره یک	150	1	5	7	← ← ←	40%
شماره دو	250	1	5	7	← ← ←	40%
شماره سه	350	1	5	7	← ← ←	40%



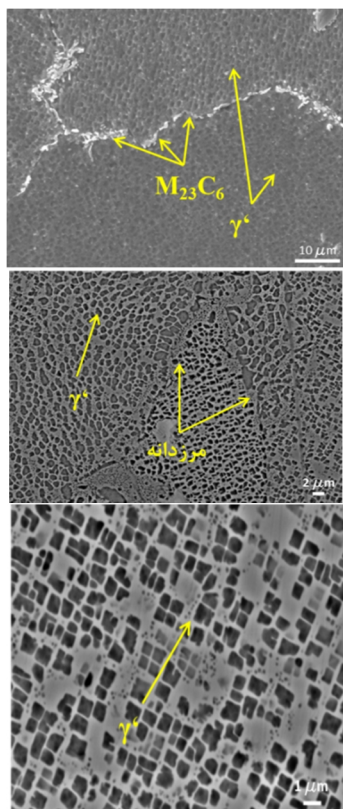
شکل 2- الگوی روبش جهت رسوب نشانی در سه لایه.

2-3- بررسی ریزساختار

پس از رسوب نشانی، ریزساختارها با استفاده از میکروسکوپ نوری، OLYMPUS-OLYSIA، و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM، SERON Tech - AIS2300C) با ولتاژکاری 30KV و مود تصویربرداری الکترون ثانویه، متصل به آشکارساز طیف‌سنجی پراکنده انرژی (EDS) مورد مطالعه قرار گرفت.

توزیع انرژی پرتو لیزر در همه نمونه‌ها به صورت "گوسی" و شکل پرتو گرد است. قبل از انجام رسوب نشانی بر روی زیرلایه‌های انتخاب شده، به منظور تنظیم پارامترها، چندین پالس رسوب نشانی بر روی زیرلایه دیگری از جنس Inconel 738 انجام شد. همانطور که قبل‌تر ذکر گردید، یک استراتژی یک طرفه برای بررسی دقیق‌تر اثر تغییر توان و کاهش اثرات سایر پارامترها [25]، مطابق شکل (2) در نظر گرفته شد. برای اسکن مساحت یک سانتی‌متر مربع روی قطعات، یک پالس به طول یک سانتی‌متر بر روی زیرلایه اعمال گردید. سپس پالس بعدی دوباره از نقطه شروع پالس قبلی شروع و پالس‌های بعدی به این همین ترتیب اعمال شدند. پس از روبش کل سطح، لایه دوم دقیقاً از نقطه شروع پالس اول روی لایه اول اجرا و مانند لایه اول، لایه دوم برای رسوب نشانی روبش گردید. پس از تکمیل لایه دوم، لایه سوم نیز از نقطه شروع پالس اول در لایه‌های قبلی و با همان الگوی رسوب نشانی لایه دوم اعمال گردید. این الگو برای رسوب نشانی با توان لیزر متفاوت بر

افزایش می یابد [30].



شکل 3- تصویر SEM از زیرلایه.

سرعت جداسازی عناصر آلیاژی در ریزساختارهای حاصل از انجماد سریع بسیار کمتر از ساختارهایی است که سرعت انجماد کمتری دارند. بنابراین میزان جدایش عناصر آلیاژی در لایه ها بسیار کمتر است [31].

با مقایسه ریزساختار لایه های رسوب نشانی شده و زیرلایه، همانطور که در شکل (5) مشاهده می شود، ترکیبات یوتکتیک و کاربیدهای فلزی بزرگ در ترکیبات انجماد نهایی لایه های رسوب شده مشاهده نمی شوند. این ترکیبات را می توان به مقدار زیاد در مرز دانه های آلیاژ ریختگی مشاهده کرد [31]. فاز یوتکتیک γ/γ' و TCP فازهایی با استحکام کمتر هستند و مستعد ترک در آلیاژ هستند. با استفاده از روش رسوب نشانی فلز با لیزر، ذرات γ/γ' یوتکتیک و TCP ظریف تر شده و به جای یوتکتیک درشت تر γ/γ' که به سرعت در آلیاژ ریخته گری اتفاق می افتد، به دست می آیند. شکل (5) نشان می دهد که نواحی دندریتی و بین دندریتی مانند یک صفحه شطرنج در جهت عمود بر جهت رسوب در کنار هم قرار

بدین منظور نمونه ها توسط دستگاه وایرکات برش خورده و طبق استاندارد ASTM E3-11 برای متالوگرافی آماده شدند. برای پرداخت اولیه از کاغذ سنباده با زبری 220، 600، 800 و 1200 استفاده گردید. برای پولیش نهایی از خمیر الماس 3 و 1 میکرونی استفاده گردید. برای اچ کردن نمونه ها از محلول آدلرز [26] استفاده شد. درصد فازها و اندازه فازها با استفاده از نرم افزار تحلیل تصویر MIP تعیین شد. ریزسختی برای هر یک از نمونه ها با استفاده از فرورفتگی میکروسختی Vickers توسط EMCO TEST تحت بار 300 گرم و زمان 15 ثانیه طبق استاندارد ASTM E92-16 اندازه گیری گردید [34].

3- نتایج و بحث

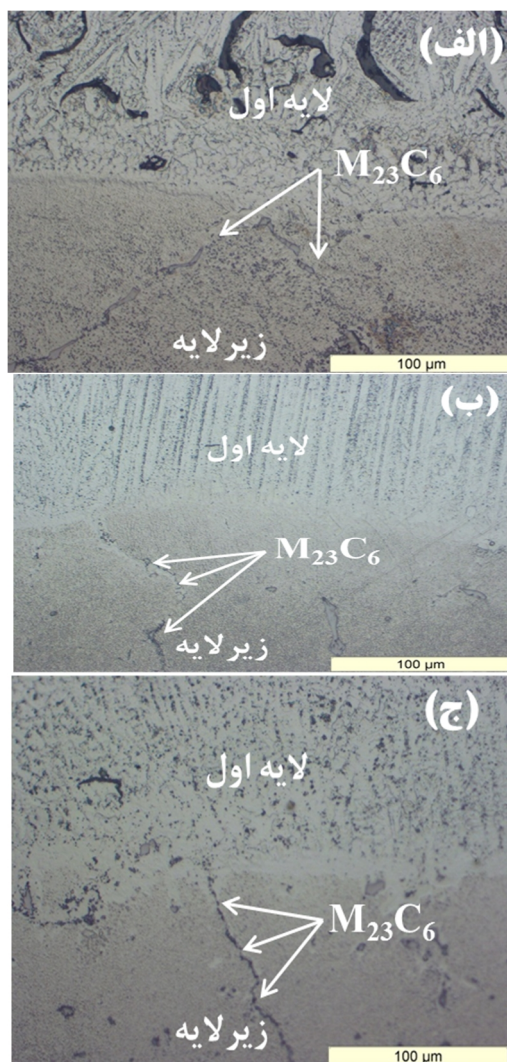
3-1- ریزساختار

در شکل (3)، ریزساختار سوپرآلیاژ Inconel 738 به عنوان زیرلایه را می توان مشاهده نمود. تبدیل کاربیدهای MC به $M_{23}C_6$ یکی از انواع استحاله فازی است [27]. رسوب کاربید MC به رسوبات دانه تسبیحی $M_{23}C_6$ تبدیل می شود و این ناپایداری در ریزساختار باعث کاهش قدرت خزش در دماهای بالا می شود. به دلیل ضریب نفوذ بالا، کربن آزاد شده به سرعت به مرز دانه نفوذ نموده و با مولیدن و کروم اطراف واکنش می دهد تا کاربیدهای $M_{23}C_6$ را تشکیل دهد [28].

سرعت سرد شدن در فرایند رسوب نشانی فلز با لیزر بیشتر از فرایند ریخته گری است [29]. همانطور که در شکل (4) قابل مشاهده می باشد، ریزساختار لایه های رسوبی از منظر دانه بندی متفاوت از ریزساختار زیرلایه هستند. انجماد سریع در فرایند رسوب نشانی فلز با لیزر یک ریزساختار ظریف با ماتریس γ فوق اشباع در آلیاژ ایجاد می کند که نقش اساسی در استحکام آلیاژ دارد. لایه های رسوب نشانی شده دارای ریزساختار بسیار ریزدانه ای هستند که نسبت به زیرلایه های درشت دانه در برابر ترک خوردگی مقاوم تر می باشند [30].

هرچه اندازه دانه ریزتر باشد، مقدار مرز دانه افزایش می یابد و تجمع ترکیبات انجماد نهایی در مرز دانه کاهش می یابد. از سوی دیگر، تمایل به جذب تنش اعمال شده به مرزهای دانه

با حداقل ساختار دندریتی ستونی به سرد شدن سریع نسبت داده می‌شوند و منجر به ساختار دندریتی کوتاه‌تر می‌شوند که در آن شکل دانه‌ها از ساختار ستونی به ساختار هم محوری تغییر می‌کند.

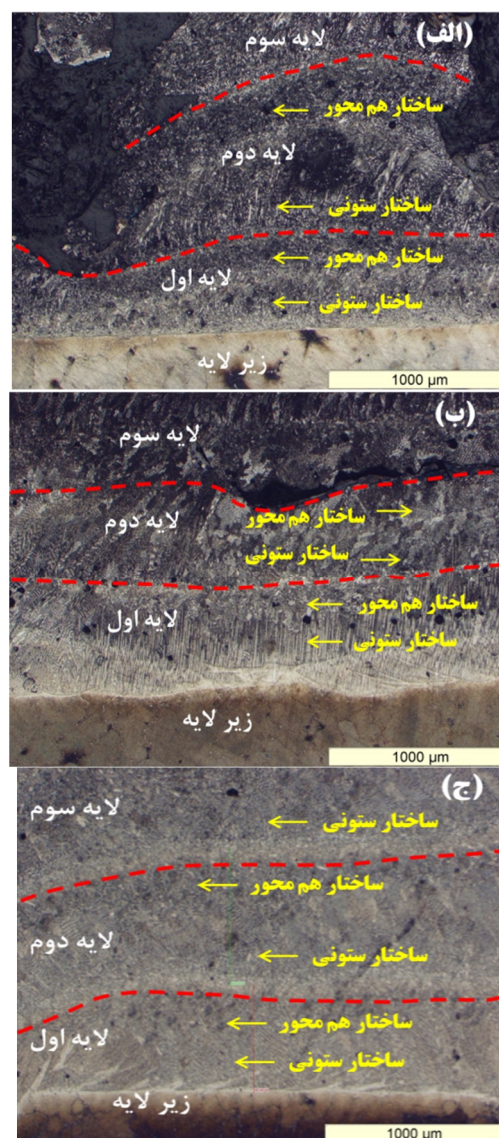


شکل 5- مشاهده کاربیدهای $M_{23}C_6$ در ریزساختار زیرلایه و عدم مشاهده آنها در ساخت افزودنی.

الف - نمونه شماره یک، ب - نمونه شماره دو، ج - نمونه شماره سه.

چگالی انرژی وارد شده به حوضچه مذاب مطابق پارامترهای در نظر گرفته شده در جدول (5) نشان داده شده است. انرژی وارد شده در طول رسوب نشانی لایه‌ها می‌تواند لایه‌های رسوب قبلی را دوباره گرم کند و بر ریزساختار لایه قبلی تاثیر بگذارد. تاثیر رسوب نشانی هر لایه بر روی لایه قبلی را می‌توان در شکل (7) مشاهده کرد.

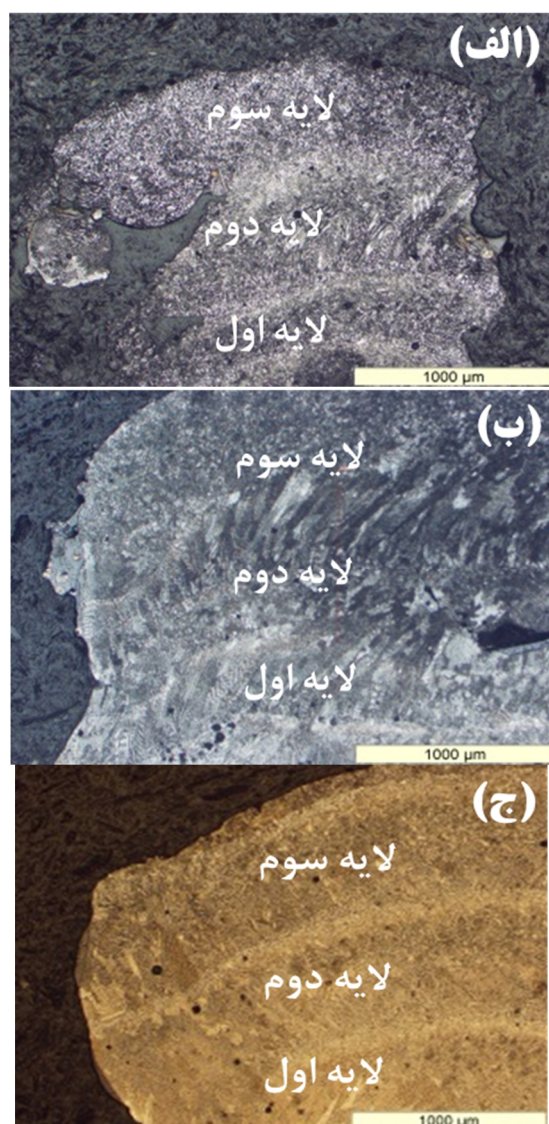
گرفته‌اند. در شکل (6)، دندریتهای موازی ریز در جهت موازی با جهت رسوب دیده می‌شوند.



شکل 4- مقایسه ریزساختار زیرلایه و لایه‌های رسوب نشانی شده.

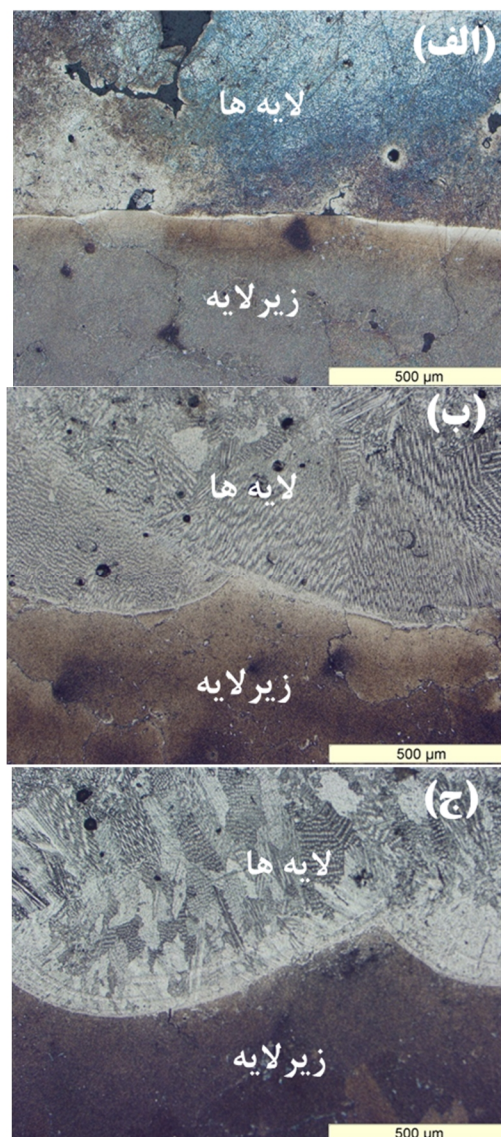
الف - نمونه شماره یک، ب - نمونه شماره دو، ج - نمونه شماره سه.

در شکل (4) وجود دو نوع دانه‌بندی در ساختار لایه‌ها قابل مشاهده است. در ناحیه نزدیک به فصل مشترک، دانه‌بندی ترجیحاً در جهت انتقال حرارت و جهت رشد کریستال است. با نزدیک شدن به سطح لایه‌ها، دانه‌ها به رشد غیر جهت دار و هم‌محور تبدیل می‌شوند. این دانه‌ها در اثر تغییر در شرایط گرادیان حرارتی و سرعت، در نزدیکی سطح به وجود آمده‌اند [30]. دانه‌های تقریباً هم محور یا دندریتهای ریز



شکل 7- ریزساختار لایه‌های رسوب‌نشانی شده.

الف - نمونه شماره یک، ب - نمونه شماره دو، ج - نمونه شماره سه.

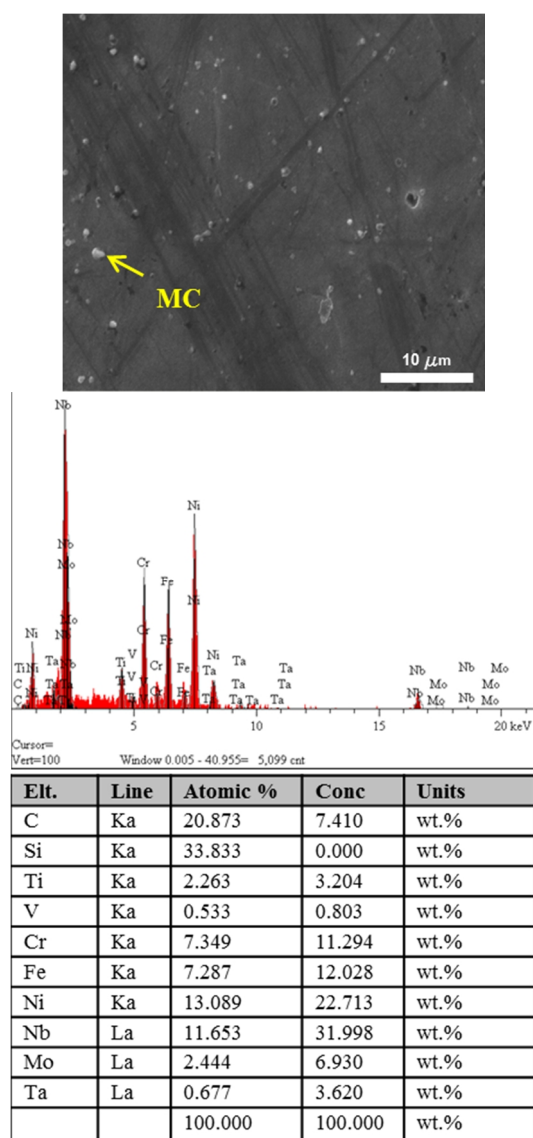


شکل 6- ریزساختار لایه‌های رسوب‌نشانی در جهت موازی رسوب‌نشانی.

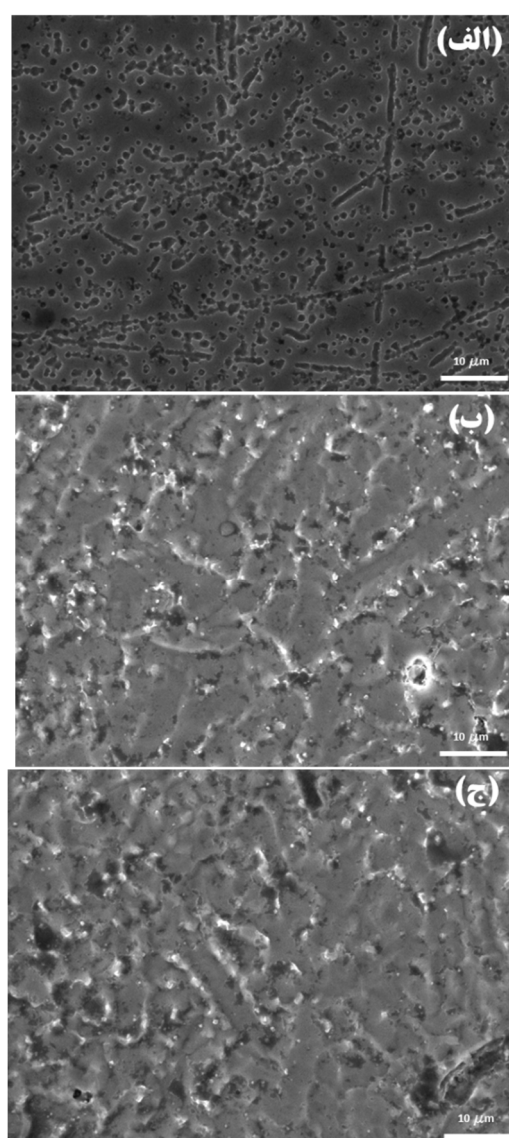
الف - نمونه شماره یک، ب - نمونه شماره دو، ج - نمونه شماره سه.

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی لایه رسوبی در شکل (8) نشان داده شده است. ساختار دندردیتی و نواحی سفید در نواحی بین دندردیتی در این تصاویر قابل مشاهده است. با توجه به نمودار فازی آلیاژهای نیکل - نیویم [32]، اجزای ریزساختاری، از جمله دندردیت‌های آستنیت و کاربیدهای NbC، پس از انجماد آلیاژ پیش‌بینی می‌شوند. انتظار می‌رود ذرات با شکل نامنظم ذرات فاز NbC باشند. آنالیز عنصری کاربیدها در شکل (9) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که این ذرات غنی از عناصر نیویم و کروم هستند.

همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود، ریزساختار لایه سوم بسیار ظریف‌تر از لایه قبلی است. حجم مرزدانه در لایه‌های بالایی بیشتر از لایه‌های قبلی است. افزایش سرعت سرد شدن منجر به کوچکتر شدن اندازه دانه و افزایش حجم مرزدانه می‌شود. هر چه حجم مرز دانه‌ها بیشتر باشد، مقاومت در برابر ترک بیشتر و تمایل به جذب تنش افزایش می‌یابد [30]. با مقایسه نمونه‌ها مشخص می‌شود که با افزایش توان، ریزساختار یکنواخت‌تر شده و پیوستگی لایه‌ها با افزایش توان بهبود یافته است. همچنین با افزایش توان، ساختار ستونی دانه‌ها که از طریق گرادیان دما ایجاد می‌شود، تغییر کرده است.



شکل 9- آنالیز عنصری از کاربیدها.



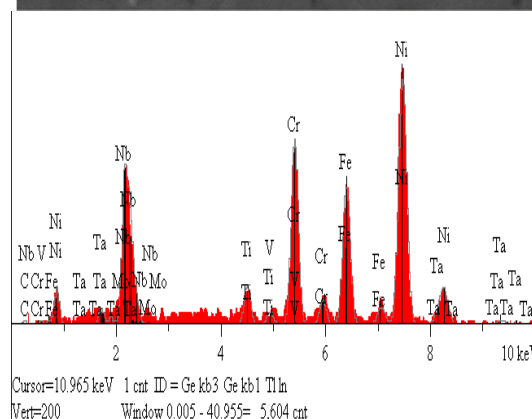
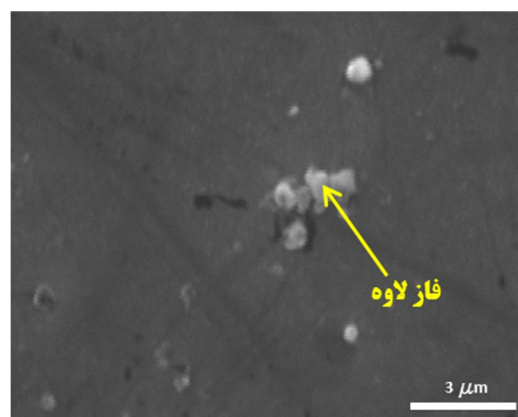
شکل 8- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از لایه‌های رسوب‌نشانی شده.

الف - نمونه شماره یک، ب - نمونه شماره دو، ج - نمونه شماره سه.

با افزایش توان لیزر در سرعت روبش ثابت، چگالی انرژی لیزر، دما و ابعاد حوضچه مذاب افزایش می‌یابد [30]. با مقایسه و مطالعه تصاویر میکروسکوپ الکترونی سطح فصل مشترک نمونه‌ها مطابق شکل (11)، مشاهده می‌شود که فاصله بین فازهای γ' و γ'' با افزایش توان لیزر کاهش می‌یابد. مطابق شکل (12)، در نمونه رسوب‌نشانی شده با توان لیزر 150 وات فاصله فازهای γ' و γ'' 7/27 میکرومتر است و با افزایش توان لیزر به 250 وات این فاصله به میزان 33/28 درصد کاهش یافته و فاصله این فازها به 4/85 میکرومتر می‌رسد و در نهایت در نمونه رسوب‌نشانی شده با توان لیزر 350 وات فاز γ' و γ''

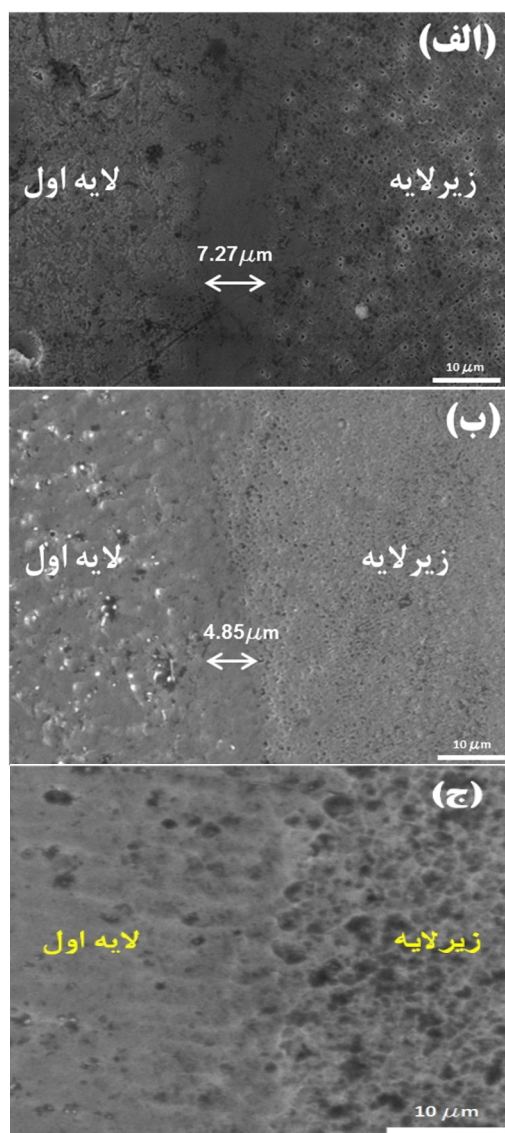
بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که این ذرات کاربیدهایی بر پایه نیوبیم و کروم هستند که عموماً به عنوان کاربید MC شناخته می‌شوند [34,33]. همچنین این ساختار شامل یوتکتیک فاز آستنیت و لاوه است و نتایج تحلیل عنصری این ذرات مؤید این ادعاست. همانطور که در شکل (10) مشاهده می‌شود، غلظت عنصر نیوبیم 22/77 درصد است که با محدوده گزارش شده برای فاز لاوه (22-26 درصد) مطابقت دارد. علاوه بر این، نسبت اتمی نیکل به نیوبیم حدود 2 است که مربوط به ترکیب Ni_2Nb می‌باشد [33].

تقریباً بدون فاصله از یکدیگر هستند دلیل آن نیز به نظر می‌رسد افزایش چگالی انرژی و به دنبال آن افزایش دمای ورودی باشد.



Elt.	Line	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	17.492	6.246	wt. %
Si	Ka	33.636	0.000	wt. %
Ti	Ka	2.157	3.072	wt. %
V	Ka	0.524	0.793	wt. %
Cr	Ka	9.659	13.932	wt. %
Fe	Ka	8.292	12.768	wt. %
Ni	Ka	18.537	31.356	wt. %
Nb	La	7.158	22.770	wt. %
Mo	La	1.829	5.217	wt. %
Ta	La	0.715	3.846	wt. %
		100.000	100.000	wt. %

شکل 10- آنالیز عنصری از فاز لایه.



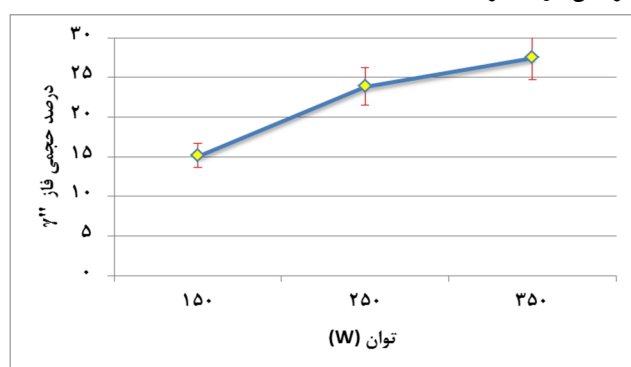
شکل 11- مقایسه فاصله فازهای استحکام دهنده.

الف - نمونه شماره یک، ب - نمونه شماره دو، ج - نمونه شماره سه.

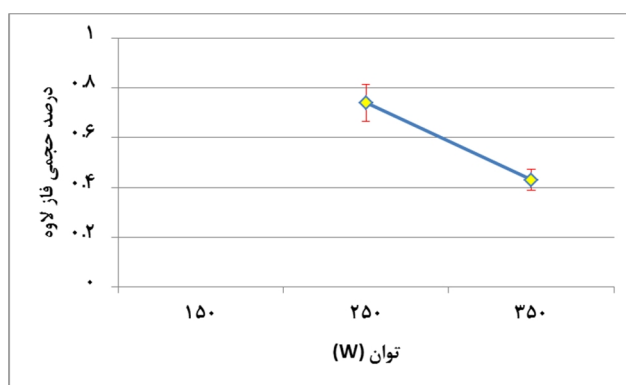
مطابق اندازه‌گیری‌های انجام گرفته در هر سه نمونه رسوب نشانی شده، میانگین طول فاز γ'' از 6/025 میکرومتر در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 150 وات، به 6/850 میکرومتر در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 250 وات، و نهایتاً با 50/83 درصد افزایش نسبت به نمونه رسوب نشانی شده با توان 150 وات، میانگین طول فاز γ'' در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 350 وات به 9/088 میکرومتر افزایش یافت. همچنین با اندازه‌گیری میانگین عرض فاز γ'' مشاهده گردید که اندازه عرض فاز γ'' از 0/829 میکرومتر در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 150 وات به 1/045 میکرومتر در نمونه

γ'' فاز اصلی استحکام دهنده در آلیاژ Inconel 718 می‌باشد [35]. توان لیزر بر ابعاد فازهای γ'' در لایه‌ها نیز تأثیر می‌گذارد. با اندازه‌گیری و مقایسه ابعاد فاز γ'' در نمونه‌ها مشخص شد که طول و عرض فاز γ'' با افزایش توان لیزر و به عبارت دیگر افزایش دما افزایش می‌یابد. تأثیر توان لیزر بر ابعاد فاز γ'' را می‌توان در شکل (13) مشاهده نمود.

ورودی کمتر از نمونه‌های شماره دو و سه در فرایند رسوب نشانی این نمونه باشد. با این حال، با اندازه‌گیری درصد حجمی فاز لایه مشخص گردید که با افزایش توان لیزر از 250 وات به 350 وات، درصد حجمی این فاز از 0,74% به 0,43% کاهش یافته است. برای ساختار پایدار فاز لایه، عنصر Nb بسیار مهم است و مقدار Nb باید برای عمل یوتکتیک $L \rightarrow \gamma + \text{Nb}$ در آخرین مرحله فرایند انجماد به اندازه کافی بالا باشد. با افزایش دما و کاهش سرعت سرد شدن مقداری از Nb جهت تشکیل فازهای دیگر مانند کاربیدها مصرف می‌گردد که این موضوع می‌تواند دلیلی بر کاهش درصد حجمی فاز لایه با افزایش توان لیزر باشد [36].



شکل 14- تأثیر توان لیزر بر درصد حجمی فاز γ .

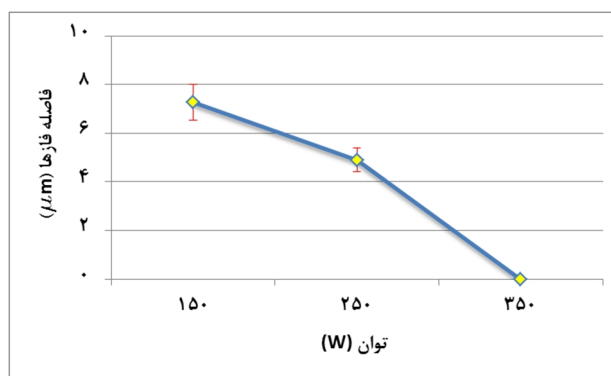


شکل 15- تأثیر توان لیزر بر درصد حجمی فاز لایه.

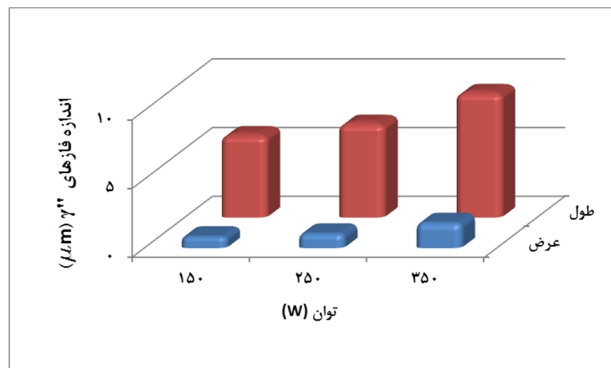
3-2- سختی سنجی

شکل (16) مقایسه بین نواحی مختلف نمونه‌های رسوب نشانی شده با توان لیزر متفاوت را نشان می‌دهد. همانگونه که مشخص است ریزدانه‌گی و ساختار بسیار ظریف و میزان مرزدانه‌های بیشتر موجب افزایش سختی می‌شود.

رسوب نشانی شده با توان لیزر 250 و نهایتاً 1/822 میکرومتر در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 350 وات افزایش یافته است. با مقایسه اندازه عرض فاز γ در نمونه‌ها، شاهد افزایش حدود 120 درصدی اندازه عرض فاز γ با افزایش توان لیزر از 150 وات به 350 وات می‌باشیم. دمای ورودی و سرعت سرد شدن بر درصد حجمی فازها در لایه‌های رسوب نشانی شده نیز تأثیر می‌گذارد [36]. با تجزیه و تحلیل درصد حجمی فازها در تصاویر به دست آمده از میکروسکوپ الکترونی روبشی به کمک نرم افزار آنالیز تصویر، نمودارهای نشان داده شده در شکل‌های (14 و 15) به دست آمد.



شکل 12- تأثیر توان بر فاصله بین فازهای استحکام دهنده.



شکل 13- تأثیر توان لیزر بر ابعاد فاز γ .

با افزایش توان لیزر از 150 وات به 250 وات و در نهایت 350 وات، درصد حجمی فاز γ نیز افزایش می‌یابد زیرا ذرات این فاز رشد نموده و گاهی اوقات نیز بر اثر رشد فاز γ ، ذرات این فاز به هم متصل می‌شوند [35]. از طرفی در تصاویر میکروسکوپی به دست آمده از میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه رسوبی با توان لیزر 150 وات فاز لایه مشاهده نشد که به نظر می‌رسد به دلیل توان کم لیزر و متعاقب آن انرژی

ریزساختار است که نرم تر است و بنابراین میکروسختی کمتری در توان لیزر بالاتر حاصل می گردد [38].

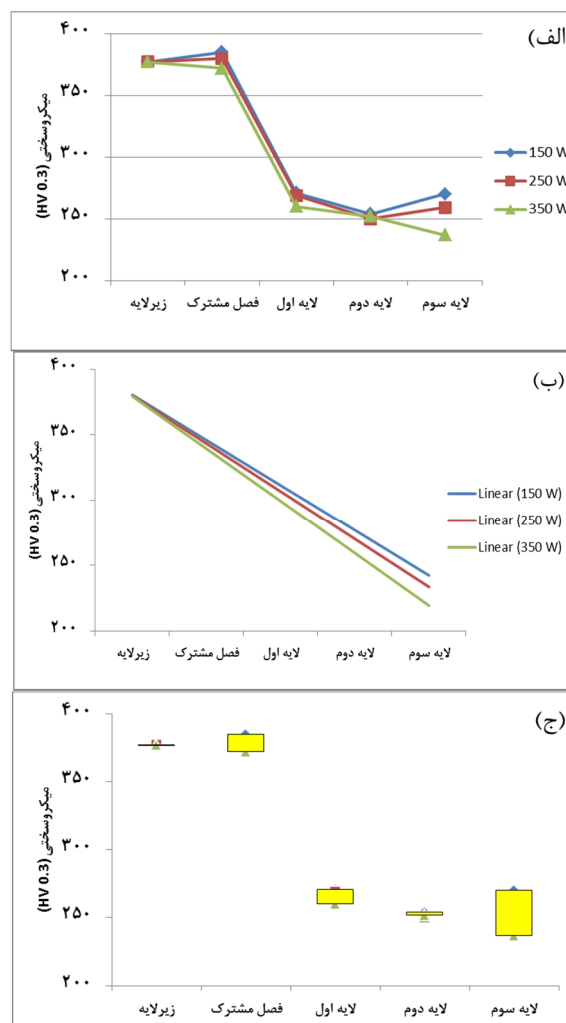
توان لیزر کم منجر به تشکیل حوضچه مذاب کوچکتر شده که به سرعت جامد می شود [37]. انجماد سریع باعث تشکیل ریزساختار ظریف می شود که مقادیر سختی را افزایش می دهد [30]. نرخ سرد شدن بالاتر در لایه اول (لایه پایین) را می توان به اثر زیرلایه نسبت داد. نرخ خنک سازی کمتر در مجاورت بالاترین لایه را می توان به این دلیل نسبت داد که با افزایش تعداد لایه ها، اثر زیرلایه کاهش می یابد و در نتیجه نرخ خنک سازی کاهش می یابد [30]. در شکل (16-ج) اختلاف میکروسختی در ناحیه های مختلف مشاهده می شود. در زیرلایه که بین هر سه نمونه مشترک است، میزان میکروسختی یکسان اندازه گیری گردید. بیشترین اختلاف میکروسختی بین نمونه ها در لایه سوم آن ها اندازه گیری شد که ناشی از سریع تر سرد شدن نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر کمتر است. کمترین اختلاف میکروسختی بین نمونه ها نیز در لایه دوم آن ها حاصل گردید که به نظر می رسد ناشی از تأثیر حرارتی لایه اول و سوم بوده و حرارت آن ها بروی سختی لایه دوم تأثیر گذاشته اند.

4- نتیجه گیری

تأثیر توان لیزر بر ریزساختار لایه ها، سطح مشترک و زیرلایه در فرایند ساخت افزودنی به روش رسوب نشانی فلز با لیزر با رسوب پودر Inconel 718 بر روی بستر Inconel 738 بررسی گردید و نتایج حاصل از این تحقیق عبارتند از:

- براساس نمودارهای فازی و تجزیه و تحلیل عنصری، احتمال حضور فازهای γ ، Laves و MC در لایه ها تقویت گردید و فاز γ ، Laves، Ni_2Nb و MC مشخصه یابی شدند. با بررسی ناحیه فصل مشترک، مشخص شد که با افزایش توان لیزر از 150 به 250 و 350 وات، فاصله فاز γ در زیرلایه و γ در لایه ها از 7/27 میکرومتر در نمونه شماره یک به 4/89 میکرومتر در نمونه شماره دو و در نهایت در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 350 وات به صفر رسید.

شکل (16-الف) نمودار نقطه ای تغییرات میکروسختی در برابر توان لیزر را نشان می دهد.



شکل 16- اثر توان لیزر بروی میکروسختی نواحی مختلف.

الف - نمودار تغییرات نقطه میکروسختی نسبت به توان لیزر،
 ب - روند تغییرات میکروسختی نسبت به توان لیزر،
 ج - مقایسه اختلاف سختی در نواحی مختلف رسوب نشانی.

زیرلایه که از جنس سوپرآلیاژ Inconel738 است، سختی بالاتری نسبت به لایه ها که از جنس سوپرآلیاژ Inconel718 هستند را از خود نشان می دهد. همانطور که در شکل (16-ب) روند تغییرات میکروسختی با افزایش توان لیزر نشان داده شده است، میکروسختی با افزایش توان لیزر کاهش می یابد. دلیل این امر می تواند سرعت انجماد کمتر حوضچه مذاب در توان لیزر بالا به دلیل حجم بیشتر حوضچه مذاب باشد [37]. سرعت انجماد آهسته تر به نفع تکامل دانه های ویدمن اشتاتین در

- 5- Moat, R., Pinkerton, A. J., Hughes, D. J., Li, L., Preuss, M., and Withers, P. J. Stress distributions in multilayer laser deposited Waspaloy parts measured using neutron diffraction. In Proceedings of 26th International Congress on Applications of Lasers and Electro-optics (ICALEO), Orlando, California, 2007, CD.
 - 6- P. Ghosal, M. C. Majumder, A. Chattopadhyay, (2017), study on direct laser metal deposition, materials today: processing, 5, 12509-12518.
 - 7- S Z. Gan, G. Yu, X. He, S. Li, Numerical simulation of thermal behavior and multicomponent mass transfer in direct laser deposition of Co-based alloy on steel, Int. J. Heat Mass Transf. 104 (2017) 28–38.
 - 8- H. Gu, L. Li, Computational fluid dynamic simulation of gravity and pressure effects in laser metal deposition for potential additive manufacturing in space, Int. J. Heat Mass Transf. 140 (2019) 51–65.
 - 9- H. Freibe, P. Khazan, M. Stroth, H. Köhler, Properties of large 3D parts made from Stellite 21 through direct powder deposition, Lasers in Manufacturing Conference, 2015.
 - 10- G.J. Marshall, W.J. Young, S.M. Thompson, N. Shamsaei, S. Daniewicz, S. Shao, Understanding the microstructure formation of Ti-6Al-4V during direct laser deposition via in-situ thermal monitoring, Jom 68 (3) (2016) 778–790.
 - 11- M.T. Dalaei, L. Gloor, Ch. Leinenbach, K. Wegener, Experimental and numerical study of the influence of induction heating process on build rates Induction Heating assisted laser Direct Metal Deposition (IH-DMD), Surface and Coatings Technology 384 (2020) 125275.
 - 12- F. Caiazzo, A. Caggiano, Laser direct metal deposition of 2024 Al alloy: trace geometry prediction via machine learning, Materials 11 (2018) 444.
 - 13- O. Zinovieva, A. Zinoviev, V. Ploshikhin, Three-dimensional modeling of the microstructure evolution during metal additive manufacturing, Comput. Mater. Sci. 141 (2018) 207–220.
 - 14- T. Gu, B. Chen, C. Tan, J. Feng, Microstructure evolution and mechanical properties of laser additive manufacturing of high strength Al-Cu-Mg alloy, Opt. Laser Technol. 112 (2019) 140–150.
 - 15- Ramakrishnan, A., and G. P. Dinda. "Direct laser metal deposition of Inconel 738." Materials Science and Engineering: A 740 (2019): 1-13.
 - 16- Caiazzo, Fabrizio. "Laser-aided Directed Metal Deposition of Ni-based superalloy powder." Optics & Laser Technology 103 (2018): 193-198.
 - 17- Jones, N.F., Beuth, J.L. & de Boer, M.P. Directed energy deposition joining of Inconel 625 to 304 stainless steel with direct bonding. Journal of Materials Research 36, 3701–3712 (2021).
 - 18- Ci, Shiwei, Jingjing Liang, Jinguo Li, Haiwei Wang, Yizhou Zhou, Xiaofeng Sun, and Yutian Ding. "Microstructure and stress-rupture property of DD32 nickel-based single crystal superalloy fabricated by
- با افزایش توان لیزر از 150 به 250 و 350 وات، میانگین طول فاز "γ" به ترتیب از 6/02 به 6/85 و 9/08 میکرومتر افزایش، و میانگین عرض فاز "γ" به ترتیب از 0/82 به 1/04 و 1/82 میکرومتر افزایش یافت.
- با افزایش توان لیزر از 150 وات به 250 وات و در نهایت 350 وات، درصد حجمی فاز "γ" در لایه‌ها نیز به ترتیب از 15/19 درصد به 23/89 و 27/51 درصد افزایش یافت. از سوی دیگر، در تصاویر میکروسکوپی به دست آمده از میکروسکوپ الکترونی روبشی، در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 150 وات، فاز لایه مشاهده نگردید. با این حال، اندازه متوسط فازهای لایه از 0/99 به 0/82 میکرومتر و درصد حجمی فاز لایه از 0/74 به 0/43 درصد با افزایش توان لیزر از 250 وات به 350 وات کاهش یافت.
- انرژی وارد شده در طول رسوب لایه‌های بعدی می‌تواند لایه‌های قبلی را دوباره گرم کند و بر ریزساختار لایه قبلی تأثیر بگذارد. همچنین با افزایش توان لیزر، ریزساختار یکنواخت‌تر شده و پیوستگی لایه‌ها با افزایش توان بهبود یافته است.
- مؤثرترین تغییر توان لیزر بر میکروسختی در لایه آخر نمونه‌های رسوب نشانی شده مشاهده گردید. افزایش توان لیزر از 150 وات به 250 وات و نهایتاً 350 وات، باعث کاهش ریزسختی به ترتیب از 270 به 259 و 237 در لایه آخر شد. تغییر توان لیزر در لایه میانی و لایه اول تأثیر جزئی داشت.

منابع

- 1- ISO, A., 2015. ISO/ASTM 52900: 2015 Additive Manufacturing—General Principles—Terminology. ASTM F2792-10e1, 1, pp.1-19..
- 2- Seetharaman, Sankaranarayanan, Manickavasagam Krishnan, Francis Goh Chung Wen, Niaz Ahmed Khan, and Gary Ng Ka Lai. "Research updates on the additive manufacturing of nickel based superalloys." Solid Freeform Fabrication (2016).
- 3- Toyserkani, E. and Khajepour, A. A mechatronics approach to laser powder deposition process. Mechatronics, 2006, 16(10), 631–641.
- 4- J Pinkerton, A. J. and Li, L. An analytical model of energy distribution in laser direct metal deposition. Proc. Instn Mech. Engrs, Part B: J. Engineering Manufacture, 2004, 218(B4), 363–374.

- on the impact resistance of the first row blade of the gas turbine" (2007).
- 29- Bergs, Thomas, Sebastian Kammann, Gabriel Fraga, Jan Riepe, and Kristian Arntz. "Experimental investigations on the influence of temperature for Laser Metal Deposition with lateral Inconel 718 wire feeding." *Procedia CIRP* 94 (2020): 29-34.
- 30- Mallikarjuna, B., Srikanth Bontha, Prasad Krishna, and Vamsi Krishna Balla. "Characterization and thermal analysis of laser metal deposited γ -TiAl thin walls." *Journal of Materials Research and Technology* 15 (2021): 6231-6243.
- 31- Ebrahimniya, Mohammad, Farshid Malek Ghayeni, and Hamidreza Shahverdi. "Microstructural investigation of laser remelted electrospark deposited layer on IN738LC super alloy." *Metallurgical Engineering* 17, no. 54 (2014): 3-9.
- 32- Rahim, E., Warap, N. and Mohid, Z. *Superalloys*. (2015).
- 33- Donachie, M.J. and Donachie, S.J. *Superalloys: a technical guide*. ASM international. (2002).
- 34- Sohrabi, Mohammad Javad, and Hamed Mirzadeh. "Revisiting the diffusion of niobium in an as-cast nickel-based superalloy during annealing at elevated temperatures." *Metals and Materials International* 26, no. 3 (2020): 326-332.
- 35- Donachie, M.J. and Donachie, S.J., 2002. *Superalloys: a Technical Guide*. ASM International.
- 36- Liu, Fencheng, Feiyue Lyu, Fenggang Liu, Xin Lin, and Chunping Huang. "Laves phase control of inconel 718 superalloy fabricated by laser direct energy deposition via δ aging and solution treatment." *Journal of Materials Research and Technology* 9, no. 5 (2020): 9753-9765.
- 37- Azari, Masoud, Ehsan Rasti, Mohammad Hossein Razavi Dehkordi, Hamidreza Azimy, Akbar Zarei, and Seyed Amin Bagherzadeh. "Investigation of temperature distribution and melt pool microstructure in laser fusion welding of Inconel 625 superalloy." *Journal of Laser Applications* 33, no. 2 (2021): 022015.
- 38- Mahamood, Rasheedat M., and Esther T. Akinlabi. "Processing parameters influence on microhardness in laser metal deposited titanium alloy using design of experiment." *Materials Today: Proceedings* 5, no. 9 (2018): 20437-20442.
- additive manufacturing." *Journal of Alloys and Compounds* 854 (2021): 157180.
- 19- Wang, Kaibo, Yuxin Liu, Zhe Sun, Jianjun Lin, Yaohui Lv, and Binshi Xu. "Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 718 superalloy thin wall fabricated by pulsed plasma arc additive manufacturing." *Journal of Alloys and Compounds* 819 (2020): 152936.
- 20- Sayilgan, Vurgun, Dirk Reker, Robert Bernhard, Jörg Hermsdorf, and Stefan Kaierle. "Single-crystal repair of high-pressure single-crystal turbine blades for industrial conditions." *Procedia CIRP* 111 (2022): 233-236.
- 21- Choo, Hahn, Kin-Ling Sham, John Bohling, Austin Ngo, Xianghui Xiao, Yang Ren, Philip J. Depond, Manyalibo J. Matthews, and Elena Garlea. "Effect of laser power on defect, texture, and microstructure of a laser powder bed fusion processed 316L stainless steel." *Materials & Design* 164 (2019): 107534.
- 22- ASM Handbook. Volume 9: Metallography and Microstructures.
- 23- Attallah, Moataz M., Rachel Jennings, Xiqian Wang, and Luke N. Carter. "Additive manufacturing of Ni-based superalloys: The outstanding issues." *MRS bulletin* 41, no. 10 (2016): 758-764.
- 24- Ramakrishnan, A., and G. P. Dinda. "Direct laser metal deposition of Inconel 738." *Materials Science and Engineering: A* 740 (2019): 1-13.
- 25- Kumar, H., Manjaiah, M. "Numerical Simulation of Stainless Steel Powder Feeding in a Coaxial Nozzle for High Powder Efficiency in Laser Direct Energy Deposition". *Journal of Frontiers in Mechanical Engineering* 8.(2022): pp. 1-13
- 26- Kong, C. Y., R. J. Scudamore, and J. Allen. "High-rate laser metal deposition of Inconel 718 component using low heat-input approach." *Physics Procedia* 5 (2010): 379-386.
- 27- Sajjadi, S.A., Babakhani, A. and Yousef, S.S. "An Investigation on the Microstructure of Used First-stage Blades of Gas Turbine and Determination of Optimum Heat Treatment Cycle for Rejuvenation of the Blades". (2009).
- 28- Mohammadi M, Raeiatpor M, Mahdizadeh M, Asadi H. "The effect of working at high temperature on the microstructure of IN738LC superalloy and its effect