E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 8, Number 2, 2023



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

R. Hedayatnejad[1], H. Sabet[1*], S. Rahmati[2], A. Salemi Golezani[1]

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@kiau.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال هشتم، شماره2، پاییز و زمستان 1401



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

رسول هدایت نژاد[1]، حامد ثابت[1*]، صادق رحمتی[2]، علی سالمی گلعذانی[1]

1- گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحدکرج، دانشگاه آزاداسلامی، کرج، ایران.

2- گروه مهندسی مکانیک، واحد علوم و تحقیقات تهران، دانشگاه آزاداسلامی، 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 لاوه 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@kiau.ac.ir

1- مقدمه

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 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

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 متاثر 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 رسوب نشانی 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 سازنده تأثیر بگذارند. راماکریشنان 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. فابریزیا 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 لاوه، ذرات MC در نواحی بین دندریتی قابل مشاهده هستند. همچنین آن‌ها بیان کردند که پس از عملیات حرارتی استاندارد، فازهای لاوه در ماتریس حل شدند به طوری که تعدادی فاز γ' و γ'' تشکیل شد. ساییلگان و همکاران [20] از روش رسوب فلز لیزری برای بازیابی 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

پودر PWA 1484 و توان لیزر160-120 وات و سرعت تغذیه پودر 4-1 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 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).

جدول1-ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ Inconel 738 براساس درصد وزنی.

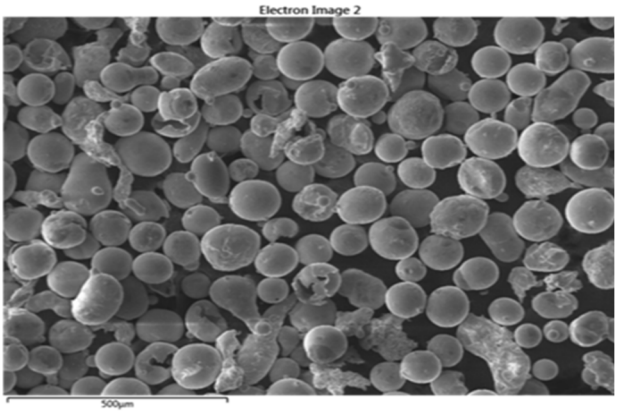
درصد وزنی ترکیب شیمیایی							
Ti	B	Al	Mo	Co	Cr	C	Ni
3/45	0/01	3/48	1/59	8/75	16/07	0/15	61/50

جدول2-مشخصات پودر رسوب‌نشانی مورد استفاده در این تحقیق.

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

جدول3- 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



شکل1-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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

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.

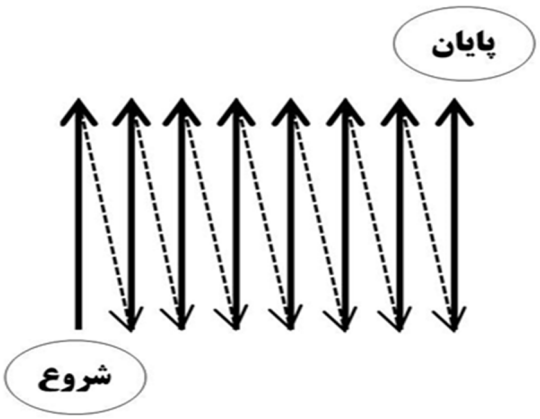
جدول 4- پارامترهای رسوب‌نشانی بروی نمونه‌ها در مرحله دوم رسوب‌نشانی.

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%

توزیع انرژی پرتو لیزر در همه نمونه‌ها به صورت "گاوسی" 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 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.

جدول5- 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



شکل2-الگوی روبش جهت رسوب‌نشانی 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.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

بدین منظور نمونه‌ها 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 نمونه‌ها از محلول آدلرز [26] استفاده شد. درصد فازها و اندازه فازها با استفاده از نرم‌افزار تحلیل تصویر MIP تعیین شد. ریزسختی برای هر یک از نمونه‌ها با استفاده از فرورفتگی میکروسختی Vickers توسط EMCO TEST تحت بار 300 گرم و زمان 15 ثانیه طبق استاندارد ASTM E92-16 اندازه‌گیری گردید [34].

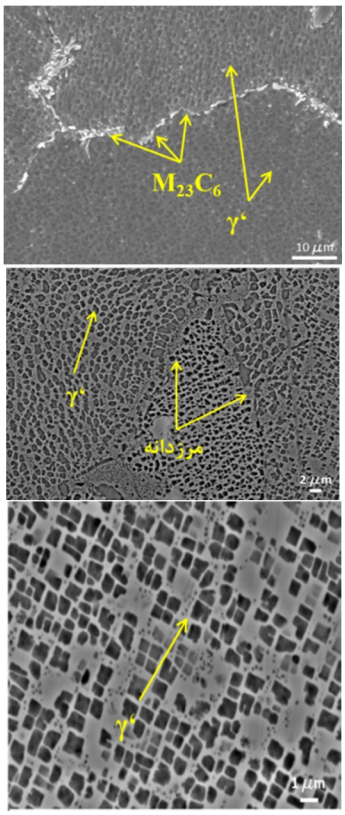
3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار

در شکل(3)، ریزساختار سوپرآلیاژ Inconel 738 به عنوان زیرلایه را می‌توان 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 می‌شود و این ناپایداری در ریزساختار باعث کاهش قدرت خزش در دماهای بالا می‌شود. به دلیل ضریب نفوذ بالا، کربن آزاد شده به سرعت به مرز دانه نفوذ نموده و با مولیبدن و کروم اطراف واکنش می‌دهد تا کاربیدهای $M_{23}C_6$ را تشکیل دهد [28].

سرعت سرد شدن در فرایند رسوب‌نشانی فلز با لیزر بیشتر از فرایند ریخته‌گری است[29]. همانطور که در شکل (4) قابل مشاهده می‌باشد، ریزساختار لایه‌های رسوبی از منظر دانه‌بندی متفاوت از ریزساختار زیرلایه هستند. انجماد سریع در فرایند رسوب‌نشانی فلز با لیزر یک ریزساختار ظریف با ماتریس γ فوق اشباع در آلیاژ ایجاد می‌کند که نقش اساسی در استحکام آلیاژ دارد. لایه‌های رسوب نشانی شده دارای ریزساختار بسیار ریزدانه‌ای هستند که نسبت به زیرلایه‌های درشت دانه در برابر ترک‌خوردگی مقاوم‌تر می‌باشند[30].

هرچه اندازه دانه ریزتر باشد، مقدار مرز دانه افزایش می‌یابد و تجمع ترکیبات انجماد نهایی در مرز دانه کاهش می‌یابد. از سوی دیگر، تمایل به جذب تنش اعمال شده به مرزهای دانه افزایش می‌یابد[30].



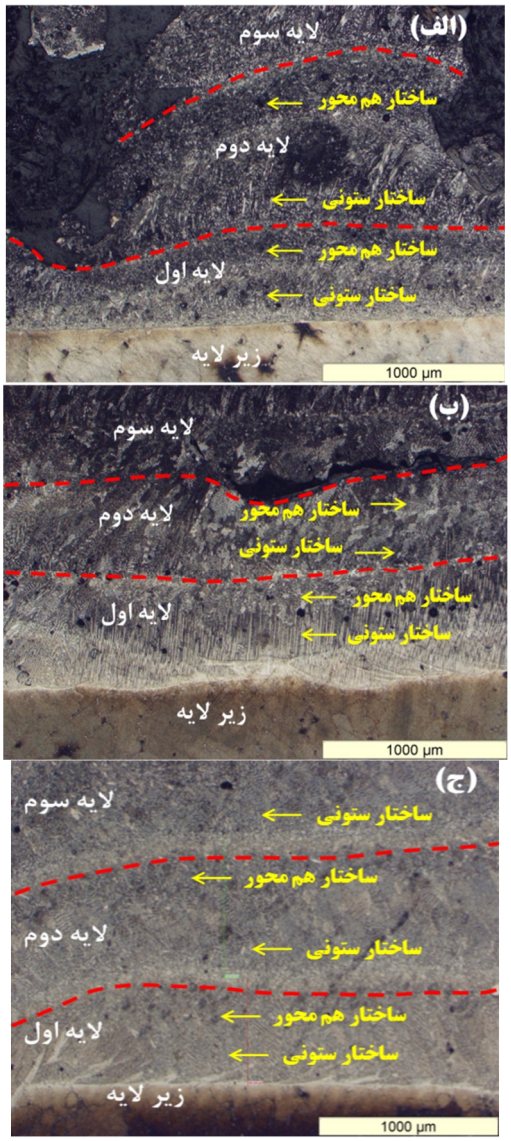
شکل3- تصویر SEM از زیرلایه.

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 لایه‌های رسوب نشانی‌شده و زیرلایه، همانطور که در شکل(5) مشاهده می‌شود، ترکیبات یوتکتیک و کاربیدهای فلزی بزرگ در ترکیبات انجماد نهایی لایه‌های رسوب‌شده مشاهده نمی‌شوند. این ترکیبات را می‌توان به مقدار زیاد در مرز دانه‌های 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 رسوب‌نشانی فلز با لیزر ، ذرات γ'/γ یوتکتیک و TCP ظریف‌تر شده و به‌جای یوتکتیک درشت‌تر γ'/γ که به سرعت در آلیاژ ریخته‌گری اتفاق می‌افتد، به دست می‌آیند. شکل(5) نشان می‌دهد که نواحی دندریتی و بین دندریتی مانند یک صفحه شطرنج در جهت عمود بر جهت رسوب در کنار هم قرار

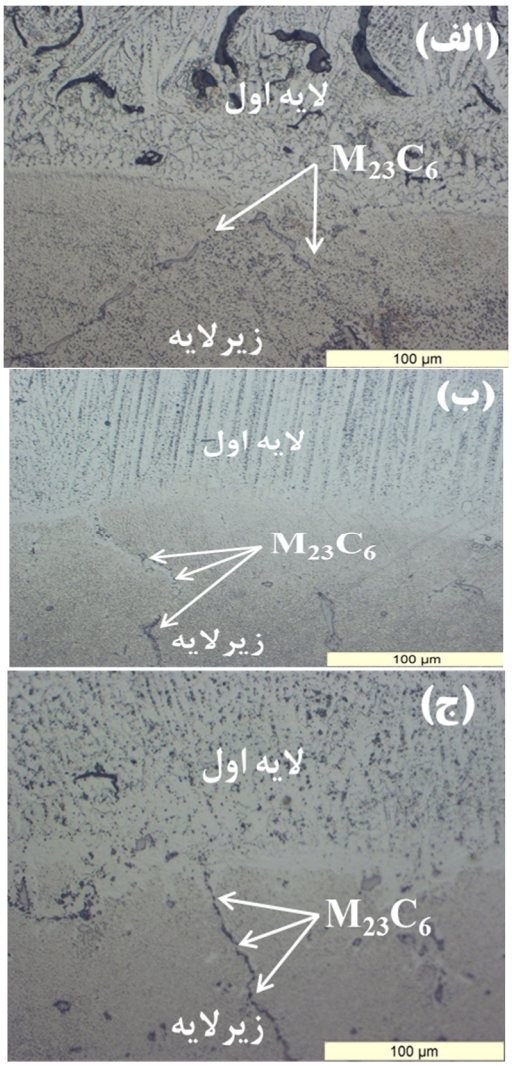
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

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



شکل4- مقایسه ریزساختار زیرلایه و لایه‌های رسوب نشانی‌شده.
الف- نمونه شماره یک، ب- نمونه شماره دو، ج- نمونه شماره سه.

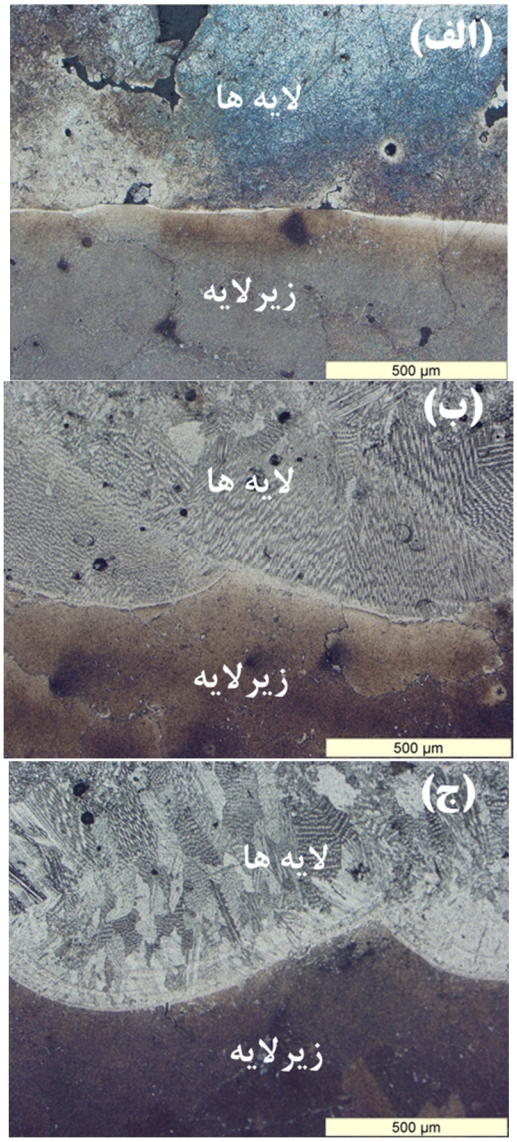
در شکل(4) وجود دو نوع دانه‌بندی در ساختار لایه‌ها قابل مشاهده است. در ناحیه نزدیک به فصل مشترک، دانه‌بندی ترجیحاً در جهت انتقال حرارت و جهت رشد کریستال است. با نزدیک شدن به سطح لایه‌ها، دانه‌ها به رشد غیر جهت دار و هم‌محور تبدیل می‌شوند. این دانه‌ها در اثر تغییر در شرایط گرادیان حرارتی و سرعت، در نزدیکی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



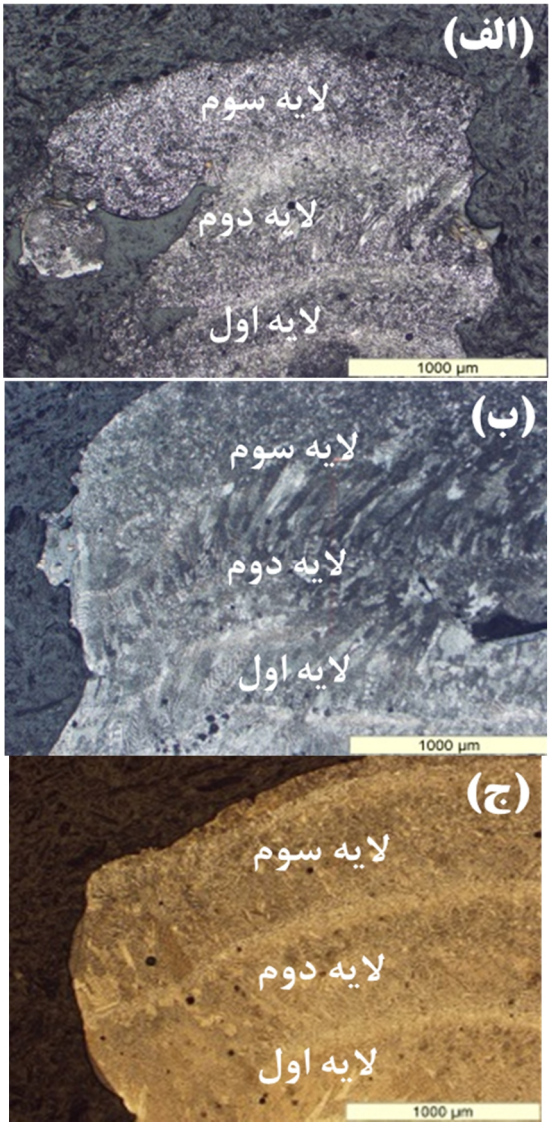
شکل5- مشاهده کاربیدهای $M_{23}C_6$ در ریزساختار زیرلایه و عدم مشاهده آن‌ها در ساخت افزودنی.
الف- نمونه شماره یک، ب- نمونه شماره دو، ج- نمونه شماره سه.

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.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]



شکل6- ریزساختار لایه‌های رسوب‌نشانی در جهت موازی رسوب‌نشانی.
الف- نمونه شماره یک، ب- نمونه شماره دو، ج- نمونه شماره سه.

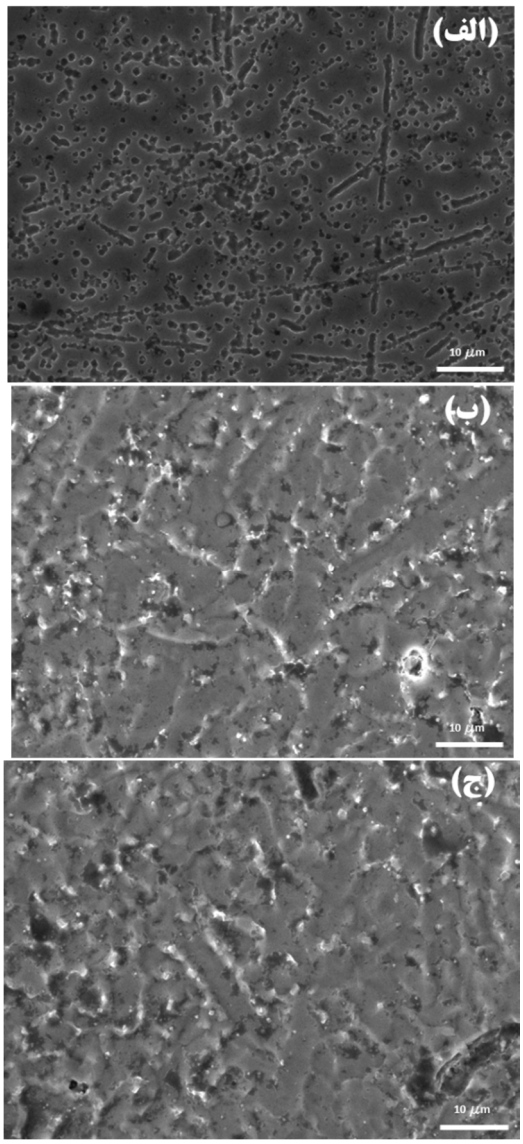


شکل7- ریزساختار لایه‌های رسوب‌نشانی شده.
الف- نمونه شماره یک، ب- نمونه شماره دو، ج- نمونه شماره سه.

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.

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی لایه رسوبی در شکل(8) نشان داده شده است. ساختار دندریتی و نواحی سفید در نواحی بین دندریتی در این تصاویر قابل مشاهده است. با توجه به نمودار فازی آلیاژهای نیکل – نیوبیم [32]، اجزای ریزساختاری، از جمله دندریت‌های 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 نیوبیم و کروم هستند.

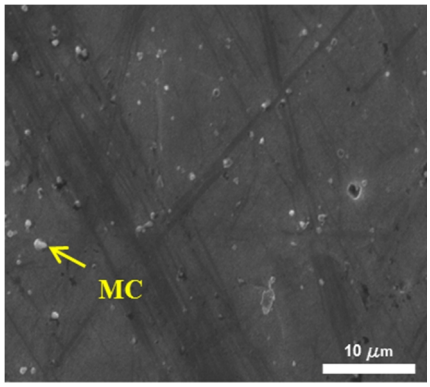
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

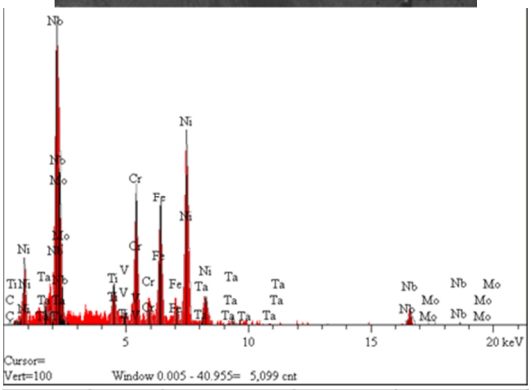


شکل8- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از لایه‌های رسوب‌نشانی شده.

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

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. همانطورکه در شکل(10) مشاهده می‌شود، غلظت عنصر نیوبیوم 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].





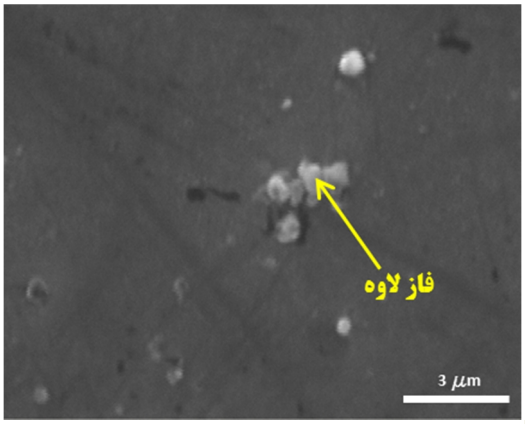
Elt.	Line	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	20.873	7.410	wt.%
Si	Ka	33.833	0.000	wt.%
Ti	Ka	2.263	3.204	wt.%
V	Ka	0.533	0.803	wt.%
Cr	Ka	7.349	11.294	wt.%
Fe	Ka	7.287	12.028	wt.%
Ni	Ka	13.089	22.713	wt.%
Nb	La	11.653	31.998	wt.%
Mo	La	2.444	6.930	wt.%
Ta	La	0.677	3.620	wt.%
		100.000	100.000	wt.%

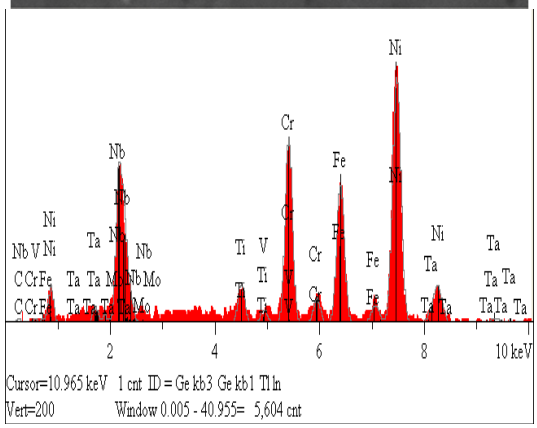
شکل9- آنالیز عنصری از کاربیدها.

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 رسوب نشانی 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 رسوب نشانی شده با توان لیزر 350 وات فاز γ' و γ''

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

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

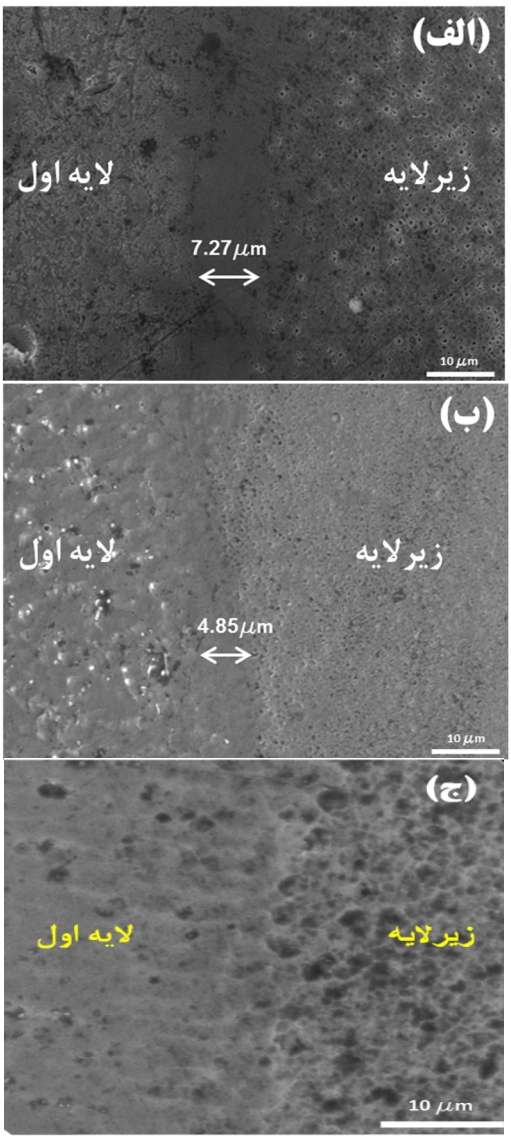




Elt.	Line	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	17.492	6.246	wt.%
Si	Ka	33.636	0.000	wt.%
Ti	Ka	2.157	3.072	wt.%
V	Ka	0.524	0.793	wt.%
Cr	Ka	9.659	13.932	wt.%
Fe	Ka	8.292	12.768	wt.%
Ni	Ka	18.537	31.356	wt.%
Nb	La	7.158	22.770	wt.%
Mo	La	1.829	5.217	wt.%
Ta	La	0.715	3.846	wt.%
		100.000	100.000	wt.%

شکل10-آنالیز عنصری از فاز لاوه.

"γ فاز اصلی استحکام دهنده در آلیاژ Inconel718 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. تاثیر توان لیزر بر ابعاد فاز "γ را می‌توان در شکل (13) مشاهده نمود.



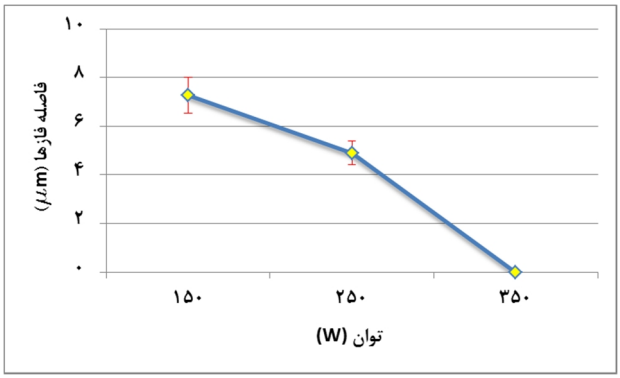
شکل11- مقایسه فاصله فازهای استحکام دهنده.

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

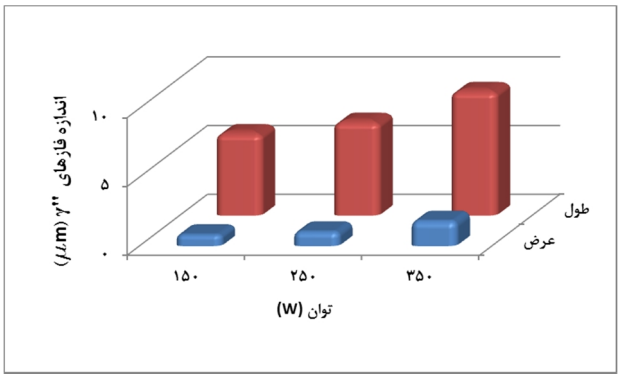
مطابق اندازه‌گیری‌های انجام گرفته در هر سه نمونه رسوب نشانی شده، میانگین طول فاز "γ از 6/025 میکرومتر در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 150 وات، به 6/850 میکرومتر در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 250 وات، و نهایتاً با 50/83 درصد افزایش نسبت به نمونه رسوب نشانی شده با توان 150 وات، میانگین طول 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

رسوب نشانی شده با توان لیزر 250 و نهایتا 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 نشانی‌شده 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.

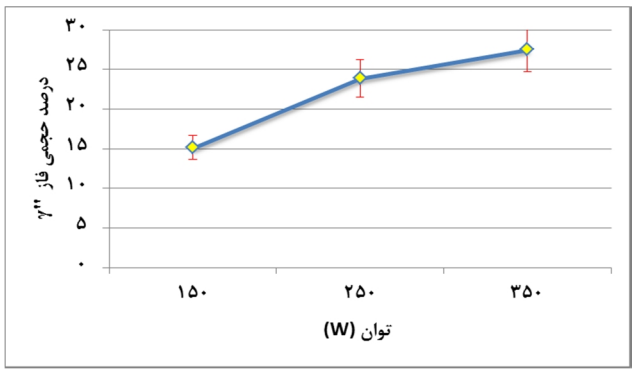


شکل12- تأثیر توان بر فاصله بین فازهای استحکام دهنده.

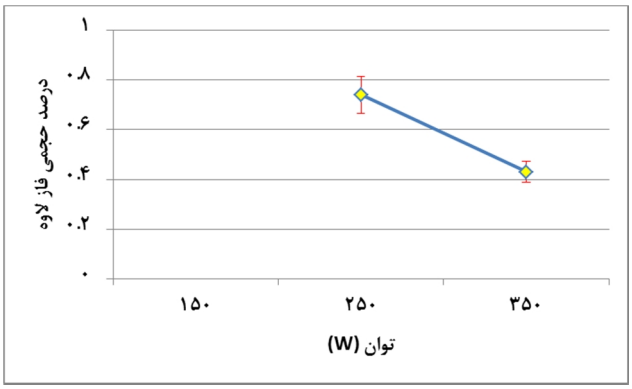


شکل13- تأثیر توان لیزر بر ابعاد فاز "γ.

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 لاوه مشاهده نشد که به نظر می‌رسد به دلیل توان کم لیزر و متعاقب آن انرژی ورودی کمتر از نمونه‌های شماره دو و سه در فرایند رسوب نشانی این نمونه باشد. با این حال، با اندازه‌گیری درصد حجمی فاز لاوه 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 لاوه، عنصر Nb بسیار مهم است و مقدار Nb باید برای عمل یوتکتیک L → γ +Laves 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 لاوه با افزایش توان لیزر باشد[36].



شکل14- تأثیر توان لیزر بر درصد حجمی فاز "γ.



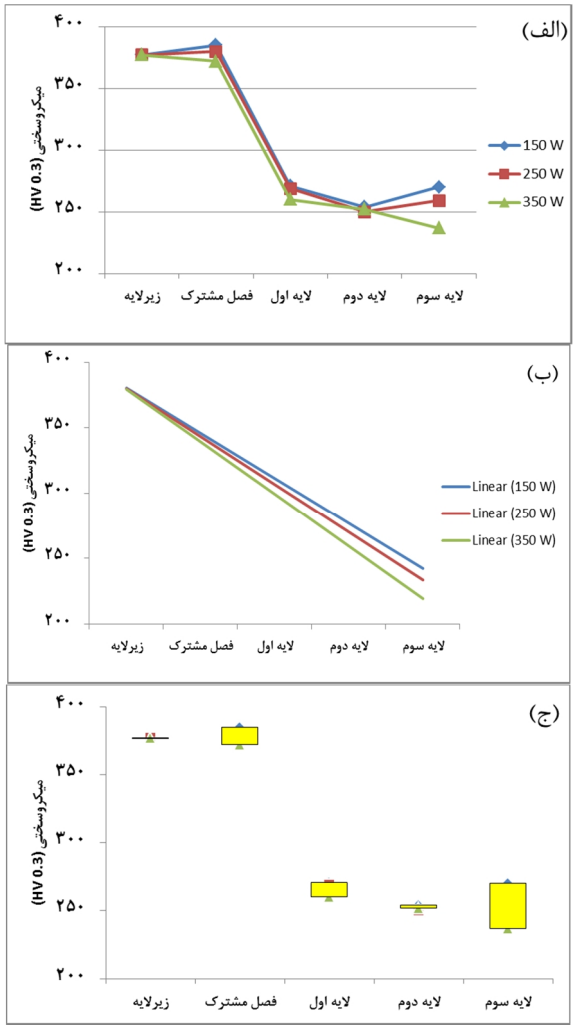
شکل15- تأثیر توان لیزر بر درصد حجمی فاز لاوه.

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 ریزدانگی و ساختار بسیار ظریف و میزان مرزدانه‌های بیشتر موجب افزایش سختی می‌شود.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

شکل(16- الف) نمودار نقطه‌ای تغییرات میکروسختی در برابر توان لیزر را نشان می‌دهد.



شکل16- 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 لایه‌ها که از جنس سوپرآلیاژ Inconel718 هستند را از خود نشان می‌دهد. همانطور که در شکل(16-ب) روند تغییرات میکروسختی با افزایش توان لیزرنشان داده شده است، میکروسختی با افزایش توان لیزر کاهش می‌یابد. دلیل این امر می‌تواند سرعت انجماد کمتر حوضچه مذاب در توان لیزر بالا به دلیل حجم بیشتر حوضچه مذاب باشد[37]. سرعت انجماد آهسته‌تر به نفع تکامل دانه‌های ویدمن اشتاتین در ریزساختار است که نرم‌تر 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 می‌شود [37]. انجماد سریع باعث تشکیل ریزساختار ظریف می‌شود که مقادیر سختی را افزایش می‌دهد [30]. نرخ سرد شدن بالاتر در لایه اول (لایه پایین) را می‌توان به اثر زیرلایه نسبت داد. نرخ خنک‌سازی کمتر در مجاورت بالاترین لایه را می‌توان به این دلیل نسبت داد که با افزایش تعداد لایه‌ها، اثر زیرلایه کاهش می‌یابد و در نتیجه نرخ خنک‌سازی کاهش می‌یابد[30]. در شکل(16-ج) اختلاف میکروسختی در ناحیه‌های مختلف مشاهده می‌شود. در زیرلایه که بین هر سه نمونه مشترک است، میزان میکروسختی یکسان اندازه‌گیری گردید. بیشترین اختلاف میکروسختی بین نمونه‌ها در لایه سوم آن‌ها اندازه‌گیری شد که ناشی از سریع‌تر سرد شدن نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر کمتر است. کمترین اختلاف میکروسختی بین نمونه‌ها نیز در لایه دوم آن‌ها حاصل گردید که به نظر می‌رسد ناشی از تأثیر حرارتی لایه اول و سوم بوده و حرارت آن‌ها بروی سختی لایه دوم تأثیر گذاشته‌اند.

4- نتیجه‌گیری

تاثیر توان لیزر بر ریزساختار لایه‌ها، سطح مشترک و زیرلایه در فرایند ساخت افزودنی به روش رسوب‌نشانی 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 تجربه و تحلیل عنصری، احتمال حضور فازهای "γ، Laves و MC در لایه‌ها تقویت گردید و فاز 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 لایه‌ها از 7/27 میکرومتر در نمونه شماره یک به 4/89میکرومتر در نمونه شماره دو و در نهایت در نمونه رسوب نشانی شده با توان لیزر 350 وات به صفر رسید.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

- با افزایش تـوان لیـزر از 150 بـه 250 و 350 وات، میـانگین طول فـاز "γ بـه ترتیـب از 6/02 بـه 6/85 و 9/08 میکرومتـر افزایش، و میانگین عرض فاز "γ به ترتیب از 0/82 بـه 1/04 و 1/82 میکرومتر افزایش یافت.

- با افزایش توان لیـزر از 150 وات بـه 250 وات و در نهایـت 350 وات، درصد حجمی فاز "γ در لایـه‌هـا نیـز بـه ترتیـب از 15/19 درصد به 23/89 و 27/51 درصد افزایش یافت. از سوی دیگر، در تصاویر میکروسکوپی به دست آمده از میکروسـکوپ الکترونی روبشی، در نمونه رسوب نشـانی شـده بـا تـوان لیـزر 150 وات، فاز لاوه مشاهده نگردید. با این حال، اندازه متوسـط فازهای لاوه از 0/99 به 0/82 میکرومتر و درصـد حجمـی فـاز لاوه 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 لایه‌هـای بعـدی مـی‌توانـد لایه‌های قبلی را دوباره گرم کند و بر ریزساختار لایه قبلی تأثیر بگذارد. همچنین با افزایش توان لیزر، ریزساختار یکنواخـت‌تـر 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 نهایتا 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 جزیی 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.

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. Dalaee, L. Gloor, Ch. Leinenbach, K, Wegener, Experimental and numerical study of the influence of induction heating process on build rates Induction Heatingassisted 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, Fabrizia. "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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]

onthe 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 if 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-16]