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

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

Volume 9, Number 1, 2023



Investigating the solidification microstructure of IN625 superalloy cladded by direct laser deposition process on IN713LC

M.R Borhani*, S.R Shoja-razavi, M. Erfanmanesh, F. Kermani, S.M. Barekat
Faculty of Material & Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology.

Received 12 March 2023 ; Accepted 24 April 2023

Abstract

Inconel 713LC super alloy is one of the most widely used high-temperature alloys. Due to the high level of gamma prime phase caused by Ti and Al alloy more than a critical value, this alloy is considered as one of the non-weldable alloys. One of the basic repair methods of this series of superalloys is laser cladding methods. In this research, the IN713LC substrate was reconstructed with Inconel 625 powder by a direct laser deposition system. To characterize, optical and electron microscopy tests, porosity measurement, and XRD were carried out; The results showed that the R (growth rate of the dendrite tip) increases at high speeds of laser cladding; as a result, the G/R (combined solidification point) ratio decreases, and the structure tends towards the coaxial dendritic direction. For this reason, by increasing the speed of laser scanning from 4 to 6 mm/s, the coaxial dendritic structure increases. The hardness measurement results indicate a decrease in the hardness up to the junction area from 430 to 370 Vickers and fluctuations of about 50 Vickers. Due to the high solidification speed, the average distance between the secondary dendritic arm space was 0.8 at the bottom, 1.01 in the middle, and 1.75 micrometers at the top of the sample. Due to the high cooling speed, only carbides and lava phases are formed. Also, the porosity measurement results of the cladding indicate a maximum porosity of 0.1 percent.

Keywords: Weldability; Rebuilding; Inconel 713LC; Inconel 625; Direct laser deposition.

*Corresponding Author: moh_borhani@mut.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال نهم، شماره1، بهار و تابستان 1402



بررسی ریزساختار انجمادی سوپرآلیاژ IN625 لایه‌نشانی شده روی IN713LC توسط فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری

محمدرضا برهانی*، سید رضا شجاع رضوی، محمد عرفان‌منش، فرید کرمانی، سید مسعود برکت

دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت.

دریافت مقاله: 1401/12/21 ؛ پذیرش مقاله: 1402/02/04

چکیده

سوپرآلیاژ اینکونل 713LC یکی از آلیاژهای پرکاربرد دمای بالا است و به‌دلیل میزان بالای فاز گاماپرایم ناشی از غلظت Ti و Al بیشتر از یک مقدار بحرانی، این آلیاژ ازجمله آلیاژهای جوش ناپذیر محسوب می‌شود. یکی از روش‌های اساسی تعمیرات این سری از سوپرآلیاژها روش‌های روکش‌کاری لیزری می‌باشد؛ در این پژوهش زیرلایه IN713LC با پودر اینکونل 625 توسط سیستم رسوب‌نشانی مستقیم لیزری بازسازی شد. جهت مشخصه‌یابی آزمون‌های میکروسکپی نوری و الکترونی، تخلخل‌سنجی، و پراش پرتوایکس انجام‌شد؛ نتایج نشان داد در سرعت‌های بالای روکش‌کاری لیزری میزان R (نرخ رشد نوک دندریت) افزایش می‌یابد، در نتیجه نسبت G/R (مادون انجماد ترکیبی) کاهش می‌یابد و ساختار به سمت دندریتی هم‌محور میل می‌کند. به همین دلیل با افزایش سرعت روبش‌لیزر از 4 به 6 میلی‌متر بر ثانیه، ساختار دندریتی هم‌محور افزایش می‌یابد. نتایج سختی سنجی حاکی از کاهش سختی تا منطقه فصل مشترک از 430 به 370 ویکرز و نوسانات در حدود 50 ویکرز می‌باشد. به‌دلیل سرعت انجماد بالا، میانگین فاصله بین بازوهای ثانویه 0/8 در پایین، 1/01 در میانه و 1/75میکرومتر در بالای نمونه به‌دست آمد. به‌دلیل سرعت بالای سردشدن تنها کاربیدها و فاز لاوه تشکیل شده است. همچنین نتایج تخلخل سنجی روکش نشان‌دهنده تخلخل حداکثر 0/1 درصد است.

کلمات کلیدی: جوش‌پذیری، بازسازی، اینکونل 713LC، اینکونل 625، رسوب‌نشانی مستقیم لیزری.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: moh_borhani@mut.ac.ir

1- مقدمه

رشد سریع فناوری‌های مختلف صنعتی موجب کاهش هزینه در فرایندهای تولیدی و افزایش استفاده از لیزر در صنایع مختلف شده‌است. در بین کاربردهای فناوری لیزر، روکش‌کاری لیزری توجه زیادی در سال‌های اخیر به سبب توان متنوع آن به خود اختصاص داده است. روکش‌کاری پوشش‌های فلزی، سرامیکی و کامپوزیتی، تعمیر قطعات گران‌قیمت ازجمله کاربردهای مهم روکش‌کاری لیزری است[2-1].

جوش‌پذیری سوپرآلیاژهای مقاوم به حرارت پایه نیکل به‌دلیل کاربرد گسترده جوشکاری در ساخت و تعمیر اجزاء بخش داغ در توربین‌های گازی صنعتی و هوایی که از این ماده تولید می‌شوند و اهمیت زیادی یافته است. پیشرفت‌های ساختاری در

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

جوش‌های سوپر آلیاژی که به میزان زیادی کنترل‌کننده خواص و اعتبار جوشکاری شده است و می‌تواند به شکل مهمی با ریز جدایش و استحاله فازی غیرتعادلی که در حین انجماد اتفاق می‌افتد تحت تأثیر قرار گیرد؛ لذا بیشترین تلاش‌ها بر روی تحقیقات جوش‌پذیری و اجتناب از مشکلاتی نظیر ترک انجمادی در خط جوش، ترک ذوبی در HAZ و یا ترک پیرکرنشی معطوف شده است. سوپر آلیاژهای استحکام یافته با رسوبات گاماپرایم استعداد بالایی به ترک در حین جوشکاری دارند عموماً جوشکاری آن دسته از سوپر آلیاژهای پایه نیکلی که دارای مقادیر بالای 6 درصد از Al, Ti هستند بسیار مشکل است؛ زیرا حساسیت بالایی به ترک در HAZ در حین جوش و عملیات حرارتی پس از جوش از طریق ترک پیر کرنشی دارند. این پدیده قبل از همه به میزان آلومینیم و تیتانیوم که به‌طور مستقیم با میزان فاز گاماپرایم در ارتباط است؛ مرتبط می‌باشد. جوش‌پذیری و خواص مکانیکی آلیاژهای رسوب سخت قویاً به کمیت و مورفولوژی فاز بین فلزی گاماپرایم بستگی دارد. وجود ترک در این سوپر آلیاژها مشکلی جدی است که عموماً کاربرد جوشکاری ذوبی را برای اتصال سوپر آلیاژهای پایه نیکل پیشرفته محدود می‌سازد همچنین ترک در حین جوش در این آلیاژها به‌طور عمده به تنش‌های انقباضی شدید ناشی از رسوب سریع رسوبات گاماپرایم و یا فازهای انجماد یافته نهایی در مرز دانه‌های HAZ مرتبط است و می‌تواند باعث ایجاد ترک شود[3-5].

سوپر آلیاژ IN713LC کم کربن توسط شرکت بین‌المللی نیکل در سال 1960 به‌وسیله ریخته‌گری تحت محافظت گازهای خنثی ساخته شد. اگرچه بعدازآن برای بهترشدن خواص مکانیکی روش ریخته‌گری دقیق به‌عنوان روش تولید، پیشنهاد داده شد. این آلیاژ قابلیت ریخته‌گری مناسب، حفظ خواص مکانیکی در دمای بالا، مقاومت در برابر خوردگی دمای بالا و اکسیداسیون را دارد؛ لذا این سوپر آلیاژ در کاربردهای دمای بالا همانند صنایع هوایی در ساخت پره‌های توربین و در صنعت خودروسازی در ساخت پره‌های توربوشارژر به‌صورت گسترده استفاده می‌شود. ازآنجاکه دمای کارکرد این قطعات بالا است جنس این پره‌ها از موادی مانند اینکونل 713 انتخاب‌شده تا خواص مکانیکی آن‌ها همانند استحکام خزشی در دمای بالا پایدار بماند و مقاومت در برابر اکسیداسیون خوبی را نشان دهد همچنین انتخاب این آلیاژ با توجه به میزان و نوع عناصر آلیاژی نسبت به دیگر سوپر آلیاژهای پایه کبالتی ازلحاظ اقتصادی مقرون به‌صرفه است. این آلیاژ دارای فاز زمینه گاما (یک محلول جامد نیکل با عناصری مانند کروم و مولیبدن)، فاز گاما پرایم (فاز بین فلزی نیکل- تیتانیم (آلومینیم)، کاربیدهای عناصر آلیاژی و فازهایی مانند دلتا، لاوه و سیگما) است. خواص مکانیکی این آلیاژ همانند سختی، خزش و استحکام وابسته به میزان، شکل، اندازه و نحوه توزیع فازهای مختلف دارد[6-8].

با توجه به میزان بالای فاز گاماپرایم ناشی از غلظت Ti و Al بیشتر از یک مقدار بحرانی، این آلیاژ ازجمله آلیاژهای جوش‌ناپذیر محسوب می‌شود. بر اساس مطالعات این مقادیر بحرانی 3درصد آلومینیوم و 6 درصد تیتانیوم ازلحاظ وزنی می‌باشد. همچنین براساس مطالعات میزان کل Al, Ti نباید از 4 درصد تجاوز کند. به عنوان مثال عابدی و همکاران [9] جوش‌پذیری یک آلیاژ پایه کبالت با کسر حجمی گاماپرایم 40 درصد را توسط جوشکاری آرگون را بررسی کردند و نتایج حاکی از جوش‌ناپذیر بودن آلیاژ است. با توجه به دیاگرام‌های موجود[10]، میزان فاز بین فلزی گاماپرایم در آلیاژ اینکونل713 از 50% تجاوز می‌کند و لذا به نظر می‌رسد یکی از سوپر آلیاژهایی است که مشکل‌ترین جوشکاری را دارند و حتی ممکن است کاملاً جوش ناپذیر باشد. این آلیاژ پلاستیسیته کمی را نشان می‌دهد (A=6%) و تمایل به ترک در HAZ را افزایش می‌دهد. ازآنجاکه سوپر آلیاژ اینکونل IN713LC حجم بالایی از تولیدات قطعات حساس را در کشور ما شامل می‌شود و تولید این قطعات بسیار هزینه‌بر می‌باشد، لذا تعمیر قطعات معیوب شده در حین تولید و یا در حین سرویس، از ارزش‌افزوده بالایی برخوردار می‌باشد[11].

لاچوویکز و همکاران [6] نشان دادند که حساسیت سوپر آلیاژهای پایه نیکل به ترک گرم با افزایش کسر حجمی رسوبات گاماپرایم افزایش می‌یابد. اوجو و همکاران [5] در پژوهشی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

جوش‌پذیری آلیاژ IN713LC را با فرایند جوشکاری آرگون و فرایند جوشکاری لیزر بررسی کردند و دریافتند که تشکیل فازهای با نقطه ذوب پایین (فازهای زود ذوب) مثل یوتکتیکهای گاما-گاماپرایم و ترکیبات حاوی گوگرد می‌توانند دلیلی برای ایجاد ترک ذوبی باشند. رونگ و همکاران [12] اثر زاویه مرزدانه‌ای را بر ترک انجمادی آلیاژ MC2 (یک آلیاژ پایه نیکل استحکام یافته با رسوبات) در جوشکاری لیزری مطالعه کرده‌اند. آن‌ها نشان دادند که ترک‌های انجمادی در تک کریستال‌ها و کریستال‌های با زاویه کم دیده نمی‌شوند، اما مرزدانه‌هایی با زوایایی بیشتر از یک مقدار بحرانی به وجود می‌آیند. لاچوویکز و همکاران [13] در مطالعه دیگری ناحیه HAZ سوپر آلیاژ اینکونل 713 را در فرایند جوشکاری با اشعه الکترونی مطالعه کرده و نتیجه گرفتند با توجه به مقادیر بسیار کم حرارت ورودی در جوشکاری لیزری هیچ فاز ثانویه‌ای مثل یوتکتیک‌ها یا ترکیبات با نقطه ذوب کم در اطراف ترک‌های ذوبی تشکیل نمی‌شود.

تیویلن و همکاران [14] پوشش اینکونل 625 و استلایت 6 را به دو روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری و جوشکاری تیگ روی زیرلایه فولادی S235، مورد بررسی و مقایسه قرار داده‌اند. در این تحقیق از دستگاه رسوب مستقیم فلزی مجهز به سامانه لیزر CO_2 با طول موج پیوسته و با توان حداکثر 5 کیلو وات با سرعت 1000 و 1500 میلی‌متر بر دقیقه و توان لیزر 3000 و 4000 وات به‌ترتیب برای نمونه اینکونل 625 و استلایت 6 استفاده شده است. هر پاس لیزر به‌میزان 1/5 میلی‌متر ارتفاع داشته که لایه پوششی از روی هم افتادن 3 پاس لیزر تشکیل شده است.

بر اساس نتایج، میانگین میکروسختی نمونه به‌دست آمده به روش رسوب مستقیم فلز در حدود 30 درصد بیشتر از نمونه به‌دست آمده اززروش جوشکاری تیگ بود. تحلیل متالوگرافی پوشش‌های رسوب مستقیم فلزی و جوشکاری تیگ تشکیل ریزساختار با دانه‌های ریزتر را برای نمونه رسوب مستقیم فلز نشان داد. این موضوع به‌کمک سرعت جوانه‌زنی بالا به‌همراه سرعت رشد پایین توضیح داده می‌شود. اندازه دانه و ساختار درونی دانه با توجه به میزان سرعت سرد شدن تغییر می‌کند. در مقادیر تحت تبرید پایین (سرعت سرد شدن آهسته) تعداد جوانه کم است. تحت این شرایط، دانه‌های بزرگ تشکیل می‌شود.

در تحقیق دیندا و همکاران [15] تحولات ریزساختاری و پایداری حرارتی نمونه‌های اینکونل 625 تولیدی به‌روش رسوب مستقیم نشانی مستقیم لیزری مورد بررسی قرار گرفته شده است. نمونه‌ها به کمک لیزر CO_2، 6 کیلووات تولید شده‌اند. به‌طورکلی، متغیرهای فرایند رسوب‌نشانی از جمله توان لیزر، سرعت تغذیه پودر و سرعت روبش لیزر بر ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌های تولیدی تأثیرگذارند. از این رو در این تحقیق از طراحی آزمایش آماری به‌روش تاگوچی برای ارزیابی تأثیر پارامترهای فرایند بر ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌های تولیدی استفاده‌شد. به‌طور کلی جهت تعمیر پره‌های توربین بر اساس دو فاکتور اصلی انجام می‌شود [16-18]:

- میدان تنشی در منطقه مورد تعمیر. (لزوم بررسی کامل تنش‌های اعمالی به پره در منطقه تعمیر و فصل مشترک در حین و پس از تعمیر)
- استحکام تعمیر. (در صورت تفاوت در استحکام ایرفویل و فیلر بازسازی، باید محدوده مجاز تعمیر با توجه به استاندارد قطعه مانند مثال‌های 1 و 2 بررسی شود.)

به‌عبارت‌دیگر محدودیت‌های تعمیر از این دو فاکتور ناشی می‌شود. در حال حاضر برای تعمیر آلیاژهای استحکام بالای پره‌ها (دارای گاما پرایم زیاد) از فلزهای پرکننده محلول جامد استفاده می‌شود. این فلزهای پرکننده مانند اینکونل 625 تنها کسری از استحکام آلیاژ پره را دارا می‌باشند. درنتیجه تعمیر پره‌ها به مناطق کم تنش بالایی ایرفویل محدودشده است.

تنش‌های اعمالی به پره ناشی از چرخش، آیرودینامیک و تنش‌های ناشی از گرادیان دمایی می‌باشند. به‌عنوان‌مثال در پره‌های Free Standing ترکیب اثر دما و تنش در پره موجب می‌شود که عمر قطعه، در حوالی یک‌سوم ارتفاع پره، کمترین مقدار باشد. در بالای پره بیشترین فاصله بین تنش‌های اعمالی و

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

مجاز وجود دارد که سبب می‌شود جوش‌های با استحکام کم در این منطقه مجاز باشد. برای نشان دادن محدودیت‌های موجود در تعمیر پره‌ها دو مثال به همراه نوع فیلر استفاده‌شده آورده شده است[18-15]:

- پره ردیف اول GE-MS700 ساخته‌شده از اینکونل 738 (مورد استفاده توسط Siernents و westinghouse): تعمیر در این پره باید در حالت انحلالی صورت گیرد و بعد از تعمیر نیز انحلال و رسوب‌دهی دومرحله‌ای ضروری است. فقط در نیم اینچ از بالای پره، تعمیر مجاز است. تنها فلزهای پرکننده اینکونل 625، اینکونل 617 و هاینس 230 برای تعمیرات این پره مجاز می‌باشد.

- پره‌های ردیف اول و دوم Westinghouse-W501 ساخته‌شده از Udimet 530 (درصد حجمی گاماپرایم کمتر از 30 درصد): فقط سه‌چهارم اینچ از بالای پره مجاز به تعمیر می‌باشد. عملیات حرارتی‌های لازم و فلزهای پرکننده مجاز مانند پره GE-MS700 می‌باشد.

عمادی و همکاران [19] ریزساختار اتصالات لیزری سوپرآلیاژ اینکونل625 و فولاد AISI430 را بررسی کردند؛ نتایج نشان‌دهنده رشد رقابتی در ساختار پوشش به‌صورت دندریت ظریف و رشد رونشستی در منطقه فصل مشترک می‌باشد؛ همچنین در ساختار روکش کاربیدهای غنی از نیوبیوم دیده‌می‌شود.

ذاکری و همکاران [20] به روکش‌کاری لیزری اینکونل 625 روی فولاد A575 پرداختند؛ نتایج نشان‌داد روکشی از لحاظ خوردگی مطلوب‌است که کمترین میزان آمیختگی و زاویه ترشوندگی را داشته و عاری از هرگونه ترک باشد. ریزساختار ناحیه بالایی به‌صورت دندریت هم‌محور و ساختار نزدیک فصل مشترک به‌صورت ستونی می‌باشد. در این پژوهش ترکیب آلیاژی و ریزساختار به‌عنوان اصلی‌ترین عوامل مؤثر بر ریزساختار شناخته‌شدند؛ حداکثر سختی پوشش اینکونل 625 نیز 320 ویکرز گزارش‌شد. خرم و همکاران [21] در پژوهشی، روکش‌کاری پودر Amdry 997 بر روی سوپرآلیاژ Inconel 713 LC با استفاده از دستگاه لیزر Nd:YAG پالس 400 وات را مورد بررسی قراردادند نتایج نشان داد تنش حرارتی دوبعدی ناشی از نسبت رقت بالا و عمق پوشش، باعث ایجاد ترک‌های انجماد طولانی‌تر در ناحیه پوشش می‌شود. تنش حرارتی دوبعدی زمانی‌که ناحیه رقیق شده کوچک باشد به تنش حرارتی سه بعدی تبدیل و منجر به ترک‌های کوتاه تر در لبه‌های ناحیه پوشانده می شود. همچنین پدیده ترک انجماد مکانیزم اصلی ترک در این سیستم است و توسط فیلم مایع β-NiAl ایجاد می‌شود. در پژوهشی دیگر [22] روکشکاری St31 روی سوپرآلیاژ Inconel 713 LC با استفاده از دستگاه لیزر Nd:YAG پالس 400 وات را مورد بررسی قرارگرفت؛ نتایج نشان داد پودر St31 را می توان برای ایجاد یک پوشش بدون ترک استفاده کرد؛ ناحیه بالایی روکش شامل دانه‌های کواکسیال بسیار ریز و دندریت‌ها در جهات مختلف رشد می‌کنند. لایه میانی از پوشش متشکل از توزیع یکنواخت همگن است. همچنین افزایش همزمان در عرض پالس و فرکانس لیزر و کاهش سرعت لیزر منجر افزایش نسبت رقت و در نتیجه کاهش سختی شد. هدف پژوهش حاضر بازسازی زیرلایه جوش ناپذیر IN713LC توسط پودرIN625 می‌باشد. بدین منظور از روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری استفاده‌شد. در این پژوهش ساختار انجمادی، ریزسختی و تخلخل پس از رسوب‌نشانی بررسی شد.

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از سوپر آلیاژ اینکونل 713LC به‌عنوان زیرلایه استفاده شد. ترکیب شیمیایی زیرلایه در جدول(1) آورده‌شده است. قبل از فرایند روکش‌کاری لیزری سطح زیرلایه تا سنباده 800 تحت عملیات سنباده‌زنی قرارگرفت و هیچ‌گونه عملیات زبرسازی سطح (مانند ماسه‌پاشی) روی آن‌ها انجام نشد. درنهایت با محلول استون تمیز شدند. پودر اینکونل 625 اتمیزاسیون گازی تولیدشده توسط شرکت هورای با توزیع اندازه دانه 60 الی 120 میکرومتر مطابق شکل(1) به‌عنوان ماده تزریق شونده استفاده شد. ترکیب شیمیایی این پودرها با توجه به آنالیز EDS در جدول(2) آورده شده است.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

جدول 1- ترکیب شیمیایی (wt%) سوپر آلیاژ اینکونل 713LC.

آلیاژ	Ni	Cr	Al	Mo	Ti	Mn	Si
713LC	Bal.	12/9	6/4	2/9	0/8	0/2	<0/1

جدول 2- ترکیب شیمیایی (wt%) پودر اینکونل625 مورد استفاده در این پژوهش.

پودر آلیاژ	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Si	Mn	Ti
اینکونل 625	Bal.	22/2	4/5	2/9	7/5	0/5	0/4	0/2

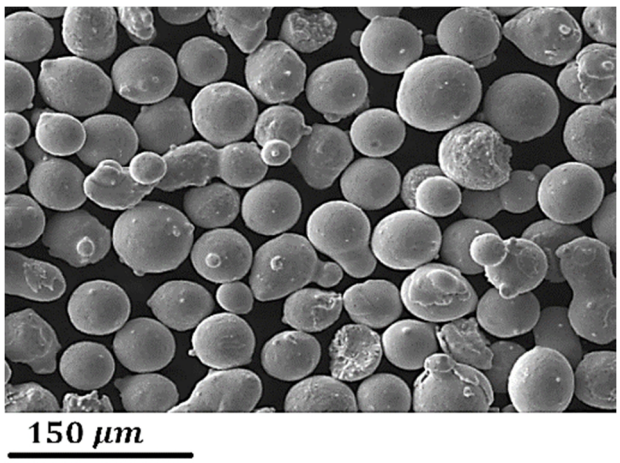
در این پژوهش از روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری و دستگاه MUU_DLD_C6 جهت روکش‌کاری به صورت تک‌مرحله‌ای استفاده‌شد. از ماشین کنترل رقمی کامپیوتری (CNC) پنج محوره برای کنترل سرعت و حرکت نمونه‌ها نسبت به پرتو لیزر استفاده شد. در فرایند روکش‌کاری لیزری برای دست‌یابی به پوشش مناسب، پارامترهای مختلف شامل توان متوسط (P)، سرعت روبش لیزر (S) و نرخ پاشش پودر (F) بررسی شدند. قسمت‌های مختلف سیستم مورداستفاده شامل منبع تغذیه، هد لیزر، سیستم کنترلر، سیستم پودرپاش و سیستم چیلر است.

آزمون ریزسختی با استفاده از دستگاه ریزسختی ویکرز و با اعمال نیروی عمودی 300 گرم روی سطح مقطع عرضی پوشش‌ها انجام شد و پروفیل ریزسختی هر یک از آن‌ها برحسب فاصله از سطح پوشش به‌طرف زیرلایه به‌دست آمد.

از دو روش میکروسکوپی و روش ارشمیدس جهت تخلخل سنجی استفاده شده است. در روش میکروسکوپی تخلخل در 3 مقطع تصادفی مورد بررسی قرارگرفت. محاسبه چگالی نمونه تولیدی به‌روش ارشمیدس به این صورت انجام شد:

- وزن خشک نمونه‌ها (D) با استفاده از ترازوی 4 رقم اعشار محاسبه شد.
- نمونه‌ها به‌مدت 5 ساعت در آب مقطر جوشانده شد، به‌طوری‌که تمام مدت کاملاً در زیر آب قرار گرفت، سپس نمونه‌ها به‌مدت 24 ساعت در آب قرار داده‌شد؛
- وزن معلق نمونه‌ها در آب (S) با دقت 0/001 گرم اندازه‌گیری شد؛
- آب اضافی نمونه‌ها با دستمال مرطوب برداشته و بلافاصله وزن اشباع آن‌ها (M) اندازه‌گیری شد؛
- محاسبه چگالی با توجه به رابطه 1.

$$r = \frac{D}{M - S} \quad (1)$$



شکل1- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودر اینکونل625 مورد استفاده در این پژوهش.

3-نتایج و بحث

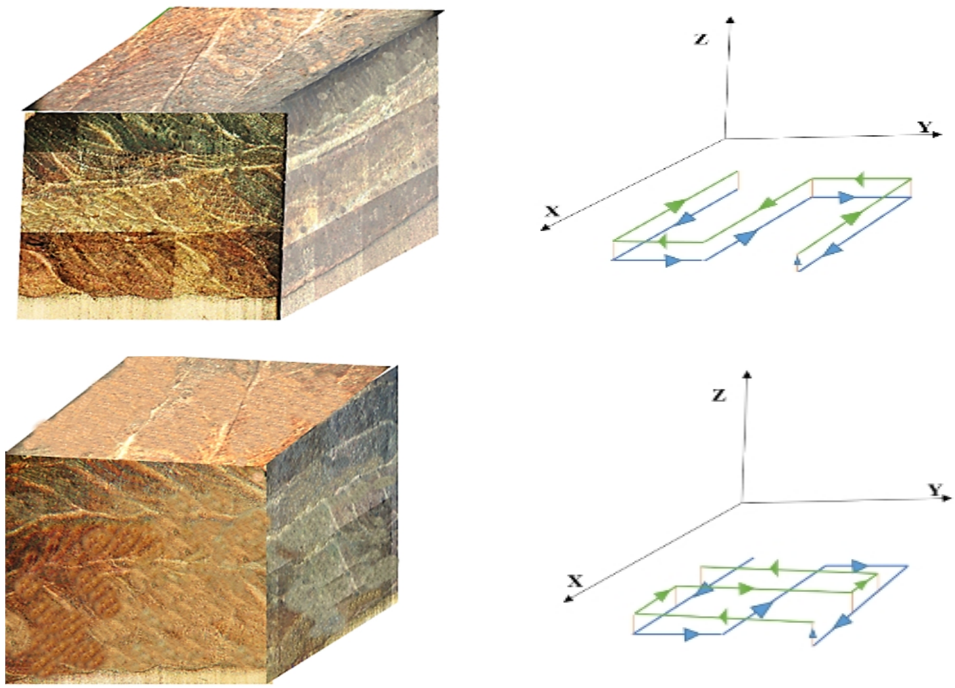
3-1-بررسی اثر الگوی رسوب لایه‌ها روی یکدیگر

جهت بررسی ابتدایی فرایند رسوب‌نشانی مستقیم، 10 لایه روی یکدیگر در توان 200 W، نرخ پودر 300 mg/s و سرعت روبش لیزر 5 mm/s رسوب داده‌شد. همچنین جهت بررسی اثر نحوه چیده‌شدن لایه‌ها روی درصد تخلخل و مشخصات هندسی، نمونه‌ها به دو صورت تقاطعی و غیر تقاطعی رسوب داده شدند. شکل (2) در سمت راست نحوه حرکت لیزر و چینش لایه‌ها روی یکدیگر و در سمت چپ سطح مقطع‌های مختلف از دو مدل رسوب داده‌شده را نشان می‌دهد.

پارامتر افزایش محور z نقش مهمی بر میزان تخلخل نمونه‌ها بازی می‌کند. با انتخاب مقادیر کم‌تر برای پارامتر افزایش محور z، ذوب مجدد لایه‌های قبلی عمیق‌تر خواهد شد و شرایط را برای آزاد شدن گازهای به‌دام افتاده در لایه‌های رسوبی قبلی فراهم می‌کند و منجر به کاهش تخلخل‌های گازی می‌شود.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]



شکل 2- تصویر نحوه رسوب دادن لایه‌ها روی هم، سمت راست شماتیک حرکت لیزر و سمت چپ تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقاطع مختلف نمونه‌های تولیدی الف- موازی ب- تقاطعی.

شکل (3) سطح مقطع طولی و عرضی و جدول(3) ارتفاع و درصد تخلخل نمونه‌های ساخته شده را نشان می‌دهد. نمونه تولیدشده به روش تقاطعی در جهت ارتفاع ناصاف می‌باشد به صورتی که انتها و میانه هر لایه ارتفاع متفاوت داشته و در راستای عمود بر جهت پوشش ارتفاع تغییر می‌کند. ارتفاع نمونه‌ها تقریباً برابر است. در بررسی تخلخل نیز مشاهده شد که در حالت تقاطعی و موازی نمونه فاقد تخلخل می‌باشد. با این تفاوت که کیفیت سطحی در حالت تقاطعی بالاتر می‌باشد. دلیل آن را این‌گونه می‌توان گفت که در حالت تقاطعی هنگام هم‌پوشانی، موج‌نمای لایه قبل به‌صورت یکنواخت ذوب و مجدداً منجمد می‌شود و شرایط آزادشدن گازهای به‌دام‌افتاده فراهم می‌شود. ولی در حالت موازی لایه جدید که دقیقاً روی لایه قبل می‌آید و عیوب بین پاسی شانس حذف کمتری دارند.

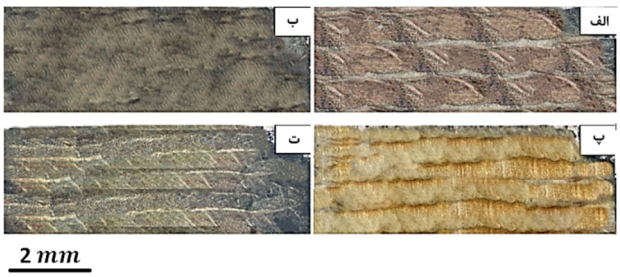
3-2-بررسی ریزساختاری

شکل(4) متشکل از چند تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مقطع افقی نمونه (نزدیک به فصل‌مشترک با زیرلایه) می‌باشد. ازآن‌جایی‌که جهت اصلی انتقال حرارت از زیرلایه و لایه‌های پیش رسوب شده می‌باشد، در نتیجه جهت انتقال دما عمود بر سطح زیرلایه با لایه‌های پیش‌رسوب شده است که منجر به تشکیل دندریت ها از پایین به بالا می‌شود. البته جهت رشد دندریت‌ها به صورت محض در جهت عمود بر زیرلایه نبوده و آن‌ها نیز در راستای جهت روبش لیزر به سمت زاویه معینی منحرف شده اند. زاویه دسته‌های دندریت تغییر جهت‌یافته با راستای افق حدود 50 درجه و زاویه بین خودشان حدود 30 درجه می‌باشد. در ناحیه نزدیک به زیرلایه دانه‌هایی با جهت‌گیری متفاوت کمتر می‌باشد و با افزایش ارتفاع نمونه تعداد دندریت‌هایی که جهت‌گیری متفاوت دارند افزایش یافته است. بیشتر دانه‌هایی که دارای اختلاف زیاد در جهت‌گیری هستند، در بالای نمونه قرار دارند. دلیل این ناهمگنی کریستالوگرافی را می‌توان با تئوری انتقال از ستونی به هم محور (CET) به‌دلیل وجود تحت تبرید دمایی توضیح داد.

در پایین نمونه (فصل‌مشترک با زیرلایه) گرادیان حرارتی بسیار بالا و نرخ رشد کم می‌باشد؛ دراین حالت زیر لایه مانند مبرد عمل کرده و دندریت‌های سلولی (دندریت بدون بازوی ثانویه) عمود بر زیرلایه به صورت رشد رونشستی در یک

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

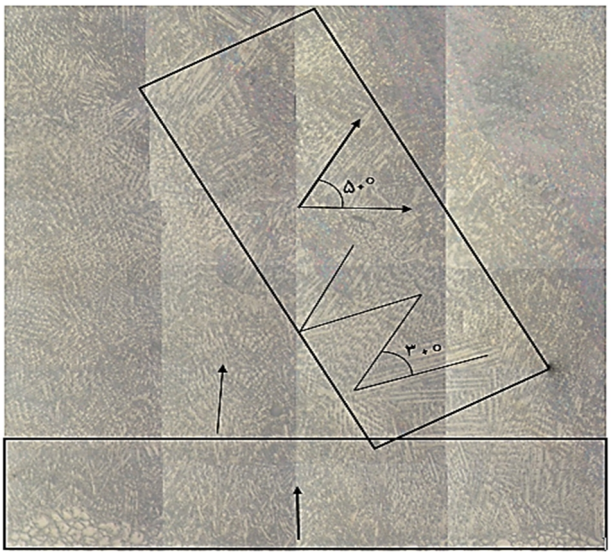
جهت دیده می‌شوند. ناحیه سلولی بسیار نازک است به دلیل اینکه در فصل‌مشترک تغییرات G/R ام بسیار زیاد است. تحت انجماد ترکیبی، در فصل‌مشترک کم‌ترین مقدار را دارد. با افزایش تعداد لایه‌ها به دلیل انباشت حرارت، کاهش گرادیان حرارتی را داریم. در لایه‌های بالایی به دلیل انباشت حرارت علاوه بر کاهش گرادیان حرارتی، کاهش نرخ انجماد (R) و نرخ سردشدن ($G \times R$) را نیز داریم، به همین دلیل با افزایش تعداد لایه‌ها اندازه دانه‌ها و بازوهای ثانویه دندریت‌ها افزایش و مادون انجماد ترکیبی (G/R) کاهش می‌یابد و سبب تشکیل ساختارهایی عمدتاً هم‌محور می‌شود.



شکل3- سطح مقطع طولی (سمت راست) و عرضی (سمت چپ) نمونه‌ها به دو روش موازی (الف و ب) و تقاطعی (پ و ت).

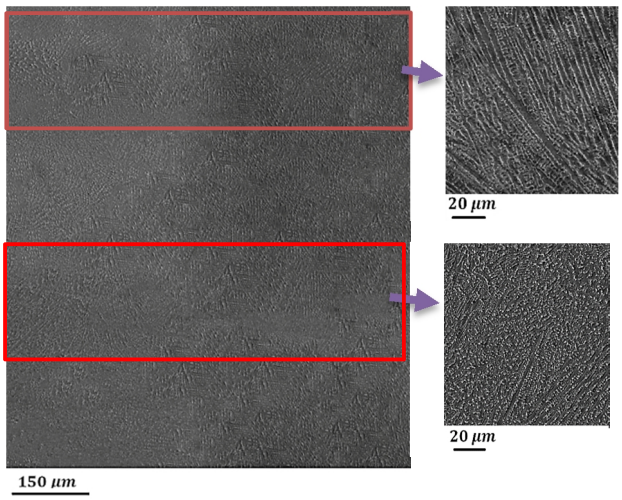
جدول 3- ارتفاع و درصد تخلخل نمونه به روش تقاطعی و غیر تقاطعی.

نحوه رسوب‌نشانی	ارتفاع (mm)	درصد تخلخل (%)
تقاطعی	13/78	0
موازی	11/18	0



شکل 4- تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع افقی نمونه.

شکل(5) تصویر از سطح مقطع بالای نمونه را نشان می‌دهد. در لایه‌های پایینی دندریت‌ها به دلیل کوچک‌بودن ناحیه‌شان توسط هم‌پوشانی لایه بالایی از بین می‌روند. نرخ سردشدن در لایه‌ی n بیشتر از نرخ سردشدن در لایه n+1 می‌باشد؛ در نتیجه به‌همین ترتیب افزایش اندازه دانه‌ها را داریم. در این فرایند به دلیل شکسته‌شدن دندریت‌ها در هم‌پوشانی و همچنین تبلورمجدد، دندریت‌های جدید تشکیل‌شده روی آن‌ها ریزتر می‌شوند. همچنین وجود ذرات خارجی و حباب‌های گازی موجود در حوضچه مذاب، سبب می‌شوند اتم‌های فلز مذاب روی آن‌ها به‌صورت بلوری قرار گیرند و نقش جوانه‌های ناهمگن در مذاب را داشته باشند. به‌عبارتی تبدیل ساختار فقط به‌واسطه تحت انجماد ترکیبی نیست.



شکل 5- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از 3 لایه سطح مقطع افقی نمونه ساخته‌شده.

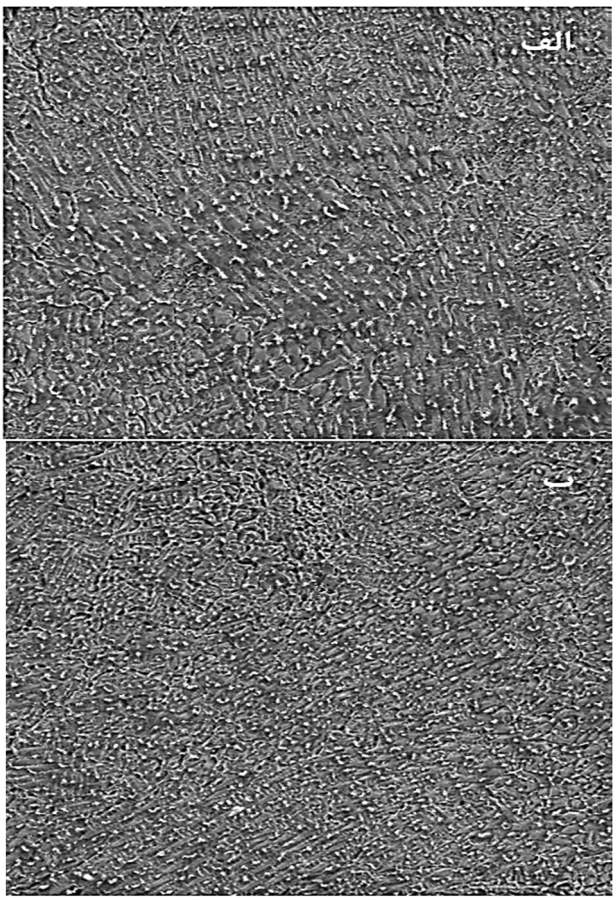
دانه‌های هم‌محور در منطقه ذوب توسط جوانه‌زنی ناهمگن و به کمک تحت انجماد ترکیبی تشکیل می‌شوند. با توجه به شکل در پایین نمونه عمدتاً ساختار سلولی مشاهده می‌شود. در وسط نمونه و اواسط هر لایه ساختار دندریتی با بازوهای ثانویه وجود دارد. در قسمت بالای نمونه و بالای هر لایه شاهد دانه و دندیت‌هایی با بازوی ثانویه درشت‌تری هستیم که عمدتاً به صورت هم‌محور می‌باشند زیرا نرخ سردشدن در پایین هر لایه بیشتر از بالای آن لایه می‌باشد. در فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری به دلیل سرعت انجماد بالا، میانگین فاصله بین بازوهای

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

ثانویه 0/8 میکرون در پایین، 1/01 میکرون در میانه و 1/75میکرون در بالای نمونه به دست آمد. همچنین به دلیل سرعت بالای سردشدن تنها کاربیدها و فاز لاوه تشکیل شده‌است. با توجه به شکل(6) مشاهده می‌شود در مرز بین پاس‌ها و لایه‌ها دندریت‌های تشکیل شده، از لایه رسوبی عبور کرده و به رشد خود ادامه داده‌اند، گویا دندریت شکسته نشده و اتفاقی برای آن نیفتاده است. دلیل آن را این‌گونه می‌توان ذکر کرد؛ ازآن‌جایی که دندریت‌ها و سلول‌های درون دانه تمایل به رشد در جهت آسان دارند؛ در نتیجه رشد دندریت‌ها علاوه بر شرایط دمایی مناسب برای رشد، شرایط کریستالوگرافی مناسب بوده و با استفاده از مکانیزم رشد آسان در امتداد صفحه رشد آسان وابسته‌است در این‌حالت دندریت‌ها در امتداد صفحه رشد آسان خود، رشد می‌کنند (فاز γ_{Ni} دارای ساختار FCC است که رشد آسان آن در جهت < 100 > است). بنابراین در حین انجماد دانه‌هایی با جهت رشد آسان عمود بر فصل‌مشترک به سهولت بیشتری رشد کرده و دانه‌هایی که جهت‌گیری مناسبی ندارند، از این رقابت حذف می‌شوند. دندریت‌هایی که در این رقابت شکست خورده‌اند، بین دسته‌های دندریت‌های جهت‌دار به‌صورت هم‌محور باقی می‌ماند. به طور کلی شکستن دندریت‌ها، جداشدن دانه‌ها، جوانه‌زنی ناهمگن و جوانه‌زنی سطحی، چهار مکانیزم برای جوانه‌زنی دانه‌های جدید در حین جوشکاری هستند. در این تحقیق به نظر می‌رسد، هر چهار مکانیزم ذکرشده وجود دارد و شرایط را برای جوانه‌زنی دانه جدید در ساختار نمونه فراهم می‌نماید. از طرفی، به منظور محافظت از حوضچه، از گاز آرگون استفاده شده است. قرارگرفتن سطح حوضچه در معرض جریان گاز سرد، می‌شود تحت انجماد حرارتی در سطح ایجاد شده و جوانه‌زنی سطحی رخ دهد (با توجه به چگالی بیشتر این جوانه‌ها از فلز مذاب، این جوانه‌ها به سمت پایین حرکت کرده و سبب ایجاد دانه‌های جدید خواهندشد).

3-3-آنالیز فازی و ریزساختاری

شکل(7) نتایج آنالیز پراش پرتوی ایکس نمونه در راستای عمود بر جهت روبش لیزر را نشان می‌دهد. نمونه تولیدی عمدتاً شامل فاز آستنیتی پایه نیکل fcc (فازγ) است. تنها پیک‌های (111)، (200)، (220)، (311) و (222) در الگوی پراش شناسایی شده است. دلیل عدم حضور پیک‌های تفرق فازهای لاوه، γ'' و کاربیدها در الگوی تفرق پراش را می‌توان به کسر حجمی کم این فازها مربوط دانست. به منظور بررسی دقیق‌تر فازهای ایجاد شده، آنالیز فازی در زاویه بین 45-42 درجه سانتی‌گراد انجام شد. ولی هم‌چنان به جزء پیک فاز γ، فاز دیگری دیده نشده است. از طرفی با توجه به نرخ سردشدن بالای فرایندهای لیزری و انباشت حرارت کم و همچنین دیاگرام TTT اینکونل 625 احتمال زیاد زمان کافی برای تشکیل رسوب γ' و γ'' وجود ندارد.



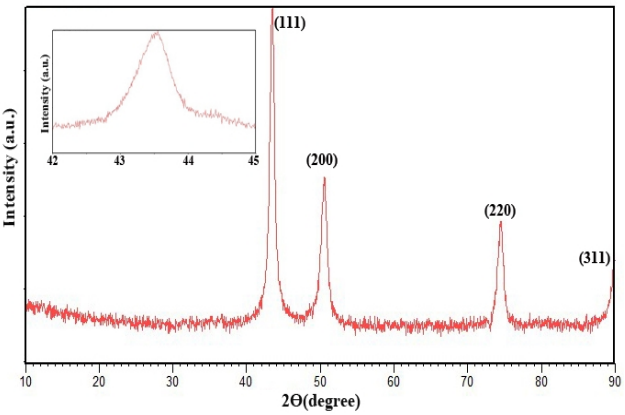
شکل6- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع بالای نمونه ساخته‌شده در دو قسمت مختلف.

با توجه به شکل(8) ناحیه خاکستری رنگ در قسمت الف (نقطه A) مربوط به فاز گاما (γ) زمینه و نواحی سفید رنگ با

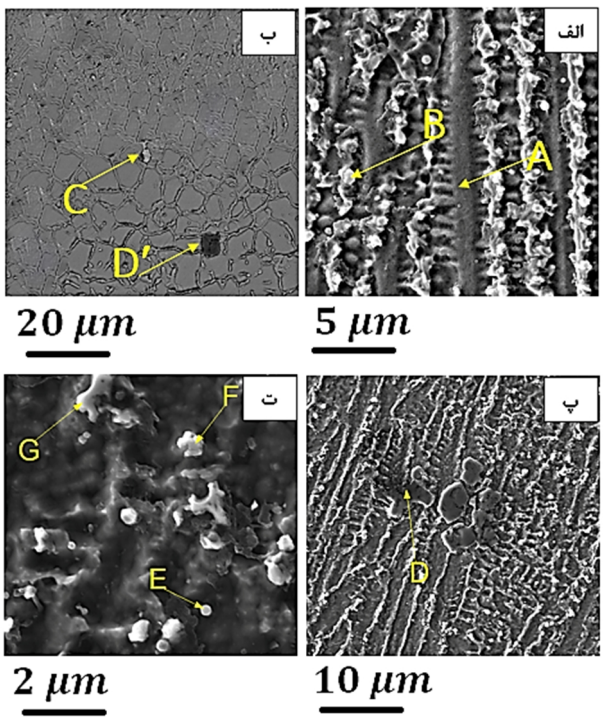
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

توجه به مورفولوژی و آنالیز EDS (جدول 4) به احتمال زیاد مربوط به فاز لاوه یوتکتیک می‌باشد. نقاط B، F و G به نظر می‌رسد که مربوط به فاز لاوه باشند. احتمال تشکیل فاز γ و γ'' با توجه به سینتیک تشکیل این فازها و سرعت بالای انجماد در این فرایند وجود ندارد و برای تشکیل آن‌ها به عملیات حرارتی نیاز می‌باشد. در قسمت ب، درصد بالای Nb در نقطه C، شکل رسوب و سینتیک تشکیل NbC، احتمال این‌که این فاز کاربید نیوبیوم باشد، وجود دارد.



شکل 7- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه اینکونل 625 ساخته‌شده به روش DMD.



شکل 8- آنالیز عنصری از نقاط تعیین شده در بزرگ‌نمایی‌هایی مختلف.

از فازهای مشابه از نظر شکل در زیرلایه و روکش آنالیز عنصری انجام شد (نقاط D و D′) که با توجه به ترکیب شیمیایی و شکل مشابه این نقاط، درصد بسیار بالای Ti مشاهده می‌شود. و احتمال می‌رود که مربوط به فاز TiC باشد. نقطه E در این شکل به‌دلیل اندازه کوچک رسوب(خطای ذاتی آنالیز EDS ناشی از تاثیر نقاط اطراف با توجه با سایز پروب و همچنین آنالیز از عمق)، با درصد خطای بیشتری بوده ولی با توجه به مورفولوژی آن و تحقیقات قبلی احتمالاً لاوه یا کاربید باشد. جدول(5) میزان ناهمگنی شیمیایی در داخل دندریت، مرز و محصولات اطراف آن را بر اساس شکل(9) نشان می‌دهد. نتایج آنالیز خطی EDS نشان می‌دهد ناحیه غنی از نیوبیوم در امتداد مرزهای بین‌دندریتی (B) و نزدیک به محصولات یوتکتیک (C) واقع شده است. نتایج آنالیزEDS نشان می‌دهد عناصر نیوبیوم، مولیبدن و تیتانیم در ناحیه بین دندریتی جدایش یافته درحالی‌که غلظت عناصر آهن، نیکل و کروم در هسته دندریت بیشتر می‌باشد. ذرات سفید رنگ کروی مشاهده شده در (نقطه D) مانند نقطه E در به احتمال زیاد از نوع فاز کاربیدی است. همچنین مشاهده می‌شود دانسیته رسوبات نزدیک مرز بین‌دندریت‌ها بیشتر از داخل دندریت‌ها می‌باشد. انتظار می‌رود این غنی‌سازی موضعی نیوبیوم و تیتانیوم و مولیبدن در مرزها (نزدیک محصولات یوتکتیک) منجر به افزایش نیروی محرکه برای هسته‌گذاری رسوبات شود. با فاصله گرفتن از ناحیه یوتکتیک به سمت ناحیه مرکز دندریت، تعداد و اندازه رسوبات کاهش می‌یابد.

3-4- تخلخل‌سنجی

چگالی نمونه به‌دست آمده از فرایند DMD با استفاده از دو روش تخلخل‌سنجی ارشمیدس و روش میکروسکوپی به دست آمد. در روش ارشمیدس پس از اندازه‌گیری وزن خشک و وزن اشباع نمونه در آب مقطر، چگالی نسبی نمونه برابر 100 درصد به‌دست آمد. در روش مرسوم به‌منظور اندازه‌گیری حجم نمونه از دو روش اندازه‌گیری با کولیس و همچنین غوطه‌وری در آب استفاده شد. که در هر دو روش مقدار حجم نمونه به دست آمد

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

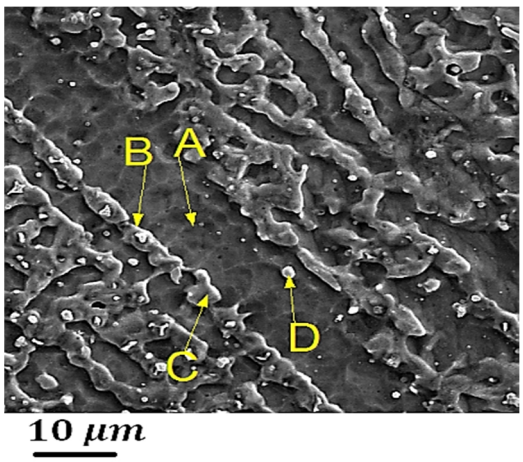
و وزن نمونه محاسبه شد. پس از تقسیم وزن بر حجم مقدار چگالی نمونه رسوب‌دهی شده برابر (g/cm^3) 0/02 ± 8/37 شد و با توجه به این‌که چگالی اینکونل 625 برابر (g/cm^3) 8/44 است در نتیجه چگالی نمونه برابر 99/99 درصد به‌دست آمد. لذا میزان تخلخل موجود در نمونه حداکثر 0/1 درصد می‌باشد. همچنین تخلخل بدست آمده از سطح مقطع رویی نمونه و سطح مقطع جانبی صفر درصد می‌باشد.

جدول4- مقادیر عناصر در نقاط مختلف مشخص‌شده در شکل 9.

عناصر / نقاط	Fe	Ni	Nb	Cr	Mo	Ti	Al
	درصد وزنی (wt %)						
A	7/75	62/98	6/7	18/1	3/8	0/2	0/4
B	3	51/57	25/1	12/52	6/8	2/9	0/72
C	1/54	6	78/28	2/32	4/8	6/57	0/49
D′	0/31	1/34	18/58	0/92	1/41	77	0/37
D	0/14	1/13	12/87	0/62	0/98	83/9	0/36
E	6/9	57/82	9/14	17/68	3/65	4/35	0/46
F	4/4	57/21	14/76	15/31	6/45	0/79	1/08
G	2/25	50/31	26/15	12/79	6/49	1/01	1

3-5-ریزسختی‌سنجی

تغییرات ریزسختی نمونه‌های تولیدشده در شکل(10) ارائه‌شده است.(لازم به ذکر است که سختی به‌دست‌آمده از هر نقطه به‌صورت میانگین اندازه‌گیری 3 نقطه به‌دست‌آمده است.) با توجه به‌سرعت سرد شدن بسیار بالا در فرایند DLD، بیشتر عناصر استحکام‌بخش مانند نایوبیوم و مولیبدن به‌صورت محلول جامد درزمینه فاز گاما وجود دارند و تغییرات فوق‌اشباع این عناصر باعث ایجاد اختلاف در سختی می‌شود. همچنین وجود عنصر نیکل و ایجاد اعوجاج منفی و درنتیجه ممانعت از حرکت نابجایی باعث ایجاد محلول جامد و درنتیجه افزایش سختی می‌شود. لازم به‌ذکر است که سختی روکش با توجه به محدوده مجاز تعمیر ایرفویل در منطقه بالایی با مقدار کمتر از ماکزیمم تنش اعمالی مجاز است. وجود زیرلایه و محیط اطراف به افزایش سرعت سرد شدن کمک می‌کند؛ درنتیجه سختی قسمت نزدیک به زیرلایه افزایش می‌یابد. سختی در ابتدا تا منطقه فصل کاهش می‌یابد و در ادامه با نوسانات همراه است و بعد از کمی افزایش دوباره کمی کاهش پیداکرده است. دلیل آن می‌تواند مربوط به نحوه انجماد رسوب‌نشانی مستقیم لیزری باشد. ساختار انجمادی شامل دو ناحیه رقابتی و سلولی می‌باشد. در حین روکش‌کاری، حرارت از زیرلایه پس‌زده می‌شود و در جهت عمود بر سطح زیرلایه جریان دمایی وجود دارد. در این مناطق رشد به‌صورت رقابتی است و دندریت‌های ستونی جهت‌دار به وجود می‌آیند. در سایر مناطق شد به‌صورت سلولی می‌باشد. نرخ انتقال حرارت فصل مشترک از سطح بیشتر است. فاصله بازوهای بین دندریتی از فصل مشترک به سمت سطح کاهش می‌یابد که روی ساختار و خواص قطعه تأثیرگذار می‌باشد



شکل 9- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح و نقاط مشخص شده جهت آنالیز.

4- نتیجه‌گیری

این پژوهش شامل روکش‌کاری جدارنازک آلیاژ اینکونل625 روی زیرلایه جوش‌ناپذیر IN713LC توسط لیزر است. نتایج به طور خلاصه به شرح زیر می‌باشد:

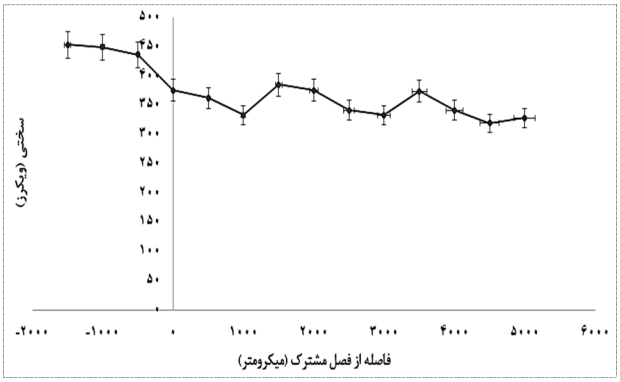
- با افزایش ارتفاع نمونه تعداد دانه‌هایی که جهت‌گیری متفاوت دارند افزایش یافته است. دلیل این ناهمگنی کریستالوگرافی را می‌توان با تئوری انتقال از ستونی به هم محور (CET) به‌دلیل وجود تحت تبرید دمایی توضیح داد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

جدول 5- مقادیر عناصر در نقاط مختلف مشخص‌شده در شکل 9.

عناصر / نقاط	Fe	Ni	Nb	Cr	Mo	Ti	Al	Si
	درصد وزنی (wt %)							
A	۸/۲۸	۶۲/۸	۲/۴۳	۱۸/۴۶	۴/۰۸	۰/۳۶	۳/۶	-
B	۶/۳۹	۶۱/۸۴	۸/۲۱	۱۷/۵۲	۴/۹	۰/۲۵	۰/۵۶	۰/۳۳
C	۵/۱۵	۶۲/۶۷	۹/۳۶	۱۶/۸۱	۵/۳۹	۰/۱۸	۰/۳۷	۰/۰۷
D	۶/۸۵	۶۳/۰۶	۵/۷۴	۱۷/۸۳	۵/۴۵	۰/۲۶	۰/۵۸	۰/۲۲



شکل 10- پروفیل سختی پره IN713LC تعمیر شده توسط اینکونل625.

- با افزایش تعداد لایه‌ها اندازه دانه‌ها و بازوهای ثانویه دندریت‌ها افزایش یافته و ساختارهایی عمدتا هم‌محور در آخرین لایه تشکیل شده‌است. می‌توان گفت با افزایش تعداد لایه‌ها به دلیل انباشت حرارت، کاهش گرادیان حرارتی، کاهش مادون انجماد ترکیبی (G/R)، کاهش نرخ انجماد (R) و نرخ سردشدن ($G \times R$) رخ می‌دهد. به دلیل سرعت انجماد بالا، میانگین فاصله بین بازوهای ثانویه 0/8 میکرون در پایین، 1/01 میکرون در میانه و 1/75میکرون در بالای نمونه به دست آمد. همچنین به دلیل سرعت بالای سردشدن تنها کاربیدها و فاز لاوه تشکیل شده‌است.

- نتایج سختی سنجی حاکی از کاهش سختی تا منطقه فصل مشترک از 430 به 370 ویکرز و نوسانات در حدود 50 ویکرز می‌باشد. همچنین با توجه تخلخل‌سنجی انجام شده تخلخل نمونه حداکثر 0/1 درصد می‌باشد.

منابع

1- شجاع رضوی، س.ر.، روکش‌کاری لیزری، انتشارات دانشگاه صنعتی مالک اشتر، 1395.

2- شجاع‌رضوی، س.ر. عرفان منش، م.، برکت،س.م.، احمدی پیرانی، ر.، احمدی بنی، ا.، جمالی،ح.، ساخت افزایشی با رسوب‌نشانی مستقیم لیزری، انتشارات دانشگاه صنعتی مالک اشتر 1398.

3-Zupanic, F., Boncina, T., Krizman, A., & Tichelaar, F. D. (2001). Structure of continuously cast Ni-based superalloy Inconel 713C. Journal of Alloys and Compounds, 329(1-2), 290-297.

4-Pollock, T. M., & Tin, S. (2006). Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties. *Journal of propulsion and power*, *22*(2), 361-374.

5-Ojo, O. A., Ding, R. G., & Chaturvedi, M. C. (2006). Heat affected zone microfissuring in a laser beam welded directionally solidified Ni3Al-base alloy. Scripta materialia, 54(12), 2131-2136.

6-Lachowicz, M., Dudziński, W., Haimann, K., & Podrez-Radziszewska, M. (2008). Microstructure transformations and cracking in the matrix of γ–γ' superalloy Inconel 713C melted with electron beam. *Materials Science and Engineering: A*, *479*(1-2), 269-276.

7-Salk, N., & Schaneider, S. (2011). Metal injection moulding of Inconel 713C for turbocharger applications. *Powder Injection Moulding International*, *5*(3), 17-26.

8-Kunz, L., Lukáš, P., & Konecna, R. (2008). Fatigue properties of superalloy IN 713LC and relation to microstructure. *Materials Science*, *14*(3), 221-225.

9-Abedi, H. R., & Ojo, O. A. (2022). Enhanced resistance to gas tungsten arc weld heat-affected zone cracking in a newly developed Co-based

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]

(2009). Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability. *Materials Science and Engineering: A*, *509*(1-2), 98-104.

17-Kästner, C., Neugebauer, M., Schricker, K., & Bergmann, J. P. (2020). Strategies for increasing the productivity of pulsed laser cladding of hot-crack susceptible nickel-base superalloy Inconel 738 LC. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, *4*(3), 84.

18-Reed, R. C. (2008). *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge university press.

19-عمادی، محمد، مستعان، رفیعی. (2020). ارزیابی ریزساختار ورفتار خوردگی اتصالات غیر مشابه لیزری سوپرآلیاژ پایه نیکل 625به فولاد زنگ نزن فریتی 430. مجله علمی-پژوهشی علوم و فناوری جوشکاری ایران, 5(2), 103-121.

20-ذاکری، نصر اصفهانی، برکت. (2022). روکش کاری لیزری اینکونل 625 بر روی فولاد .A575 مجله علمی-پژوهشی علوم و فناوری جوشکاری ایران, 7(2), 103-112.

21-Khorram, A., Jamaloei, A. D., & Sepehrnia, R. (2022). Analysis of solidification crack behavior for Amdry 997 coating on Inconel 713 LC superalloy by laser cladding process. *Optik*, *264*, 169407.

22-Khorram, A. (2021). Microstructural evolution of laser clad Stellite 31 powder on Inconel 713 LC superalloy. *Surface and Coatings Technology*, *423*, 127633.

superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, *851*, 143618.

10-Kvapilova, M., Kral, P., Dvorak, J., & Sklenicka, V. (2021). High Temperature Creep Behaviour of Cast Nickel-Based Superalloys INC 713 LC, B1914 and MAR-M247. *Metals*, *11*(1), 152.

3. 11-Han, Z. Y., Zhang, P. X., Lei, L. M., Liang, S. J., Wang, Q. X., Lai, Y. J., & Li, J. S. (2020). Morphology and particle analysis of the Ni3Al-based spherical powders manufactured by supreme-speed plasma rotating electrode process. *Journal of Materials Research and Technology*, *9*(6), 13937-13944.

4. 12-Rong, P., Wang, N., Wang, L., Yang, R. N., & Yao, W. J. (2016). The influence of grain boundary angle on the hot cracking of single crystal uperalloy DD6. *Journal of Alloys and Compounds*, *676*, 181-186.

5. 13-Lachowicz, M., Dudziński, W., & Podrez-Radziszewska, M. (2008). TEM observation of the heat-affected zone in electron beam welded superalloy Inconel 713C. *Materials characterization*, *59*(5), 560-566.

14-Thivillon, L., Bertrand, P., Laget, B., & Smurov, I. (2009). Potential of direct metal deposition technology for manufacturing thick functionally graded coatings and parts for reactors components. *Journal of Nuclear Materials*, *385*(2), 236-241.

6. 15-Dinda, G. P., Dasgupta, A. K., & Mazumder, J. (2009). Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability. *Materials Science and Engineering: A*, *509*(1-2), 98-104.

16-Dinda, G. P., Dasgupta, A. K., & Mazumder, J.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.12]