

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

Volume 9, Number 1, 2023



6

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: <u>moh_borhani@mut.ac.ir</u>



محمدرضا برهانی ^{*} []، سید رضا شجاع رضوی، محمد عرفانمنش، فرید کرمانی، سید مسعود برکت دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوریهای ساخت.

دريافت مقاله: 1401/12/21 ؛ پذيرش مقاله: 1402/02/04

چکیدہ

سوپرآلیاژ اینکونل T13LC یکی از آلیاژهای پرکاربرد دمای بالا است و بهدلیل میزان بالای فاز گاماپرایم ناشی از غلطت TT و AI بیشتر از یک مقدار بحرانی، این آلیاژ از جمله آلیاژهای جوش ناپذیر محسوب می شود. یکی از روش های اساسی تعمیرات این سری از سوپرآلیاژها روش های روکش کاری لیزری می باشد؛ در این پژوهش زیرلایه IN713LC با پودر اینکونل 625 توسط سیستم رسوب نشانی مستقیم لیزری بازسازی شد. جهت مشخصه یابی آزمون های میکروسکپی نوری و الکترونی، تخلخل سنجی، و پراش پر توایکس انجام شد؛ نتایج نشان داد در سرعت های بالای روکش کاری لیزری میزان R (نرخ رشد نوک دندریت) افزایش می یابد، در نتیجه نسبت GR (مادون انجماد ترکیبی) کاهش می یابد و ساختار به سمت دندریتی هم محور میل می کند. به همین دلیل با افزایش سرعت روبش لیزر از 4 به 6 میلی متر بر ثانیه، ساختار دندریتی هم محور افزایش می یابد. نتایج سختی سنجی حاکی از کاهش سختی تا منطقه فصل مشترک از 400 به 700 و یکرز و نوسانات در حدود 50 و یکرز می باشد. به دلیل سرعت انجماد بالا، میانگین فاصله بین بازوهای ثانویه 8/0 در پایین، 101 در میانه و 771میکرومتر در بالای نمونه به دست آمد. به دلیل سرعت بالای سرعت انجماد تایا می ندین از و 100 در پایین، 101 در میانه و 751میکرومتر در بالای نمونه به دست آمد. به دایل سرعت بالای سردشدن تنها کاربیدها و فاز لاوه تشکیل شده است. همچنین نتایج تخلخل سنجی روکش نشان دهنده تخلخل حداکثر درصد است.

> كلمات كليدى: جوش پذيرى، بازسازى، اينكونل 713LC، اينكونل 625، رسوب نشانى مستقيم ليزرى. * * نو يسنده مسئول، يست الكتر ونيكى: <u>moh borhani@mut.ac.ir</u>

IN713LC توسط فرايند رسوبنشاني مستقيم ليزري

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، روکش کاری لیزری توجه زیادی در سالهای اخیر به سبب توان متنوع آن به خود اختصاص داده است. روکش کاری پوشش های فلزی، سرامیکی

و کامپوزیتی، تعمیر قطعات گرانقیمت ازجمله کاربردهای مهم روکشکاری لیزری است[2-1]. جوش پذیری 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 می شوند و اهمیت زیادی یافته است. پیشرفتهای ساختاری در

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 جوش پذیری 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 سویر 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 می باشد. جوش پذیری 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 سريع رسوبات گاماپرايم و يا فازهاي انجماد يافته نهايي در مرز دانه های HAZ مرتبط است و می تواند باعث ایجاد ترک شود[3-5].

سوپر آلیاژ IN713LC کم کربن توسط شرکت بینالمللی نیکل در سال 1960 بهوسیله ریخته گری تحت محافظت گازهای خنثی ساخته شد. اگرچه بعدازآن برای بهترشدن خواص مکانیکی روش ریخته گری دقیق به عنوان روش تولید، پیشنهاد داده شد. این آلیاژ قابلیت ریخته گری 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 به صورت گسترده استفاده می شود. از آنجاکه 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 سویر 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 مكانيكي اين آلياژ همانند سختي، خزش و استحكام وابسته به میزان، شکل، اندازه و نحوه توزیع فازهای مختلف دارد[8-6]. با توجه به میزان بالای فاز گاماپرایم ناشی از غلطت Ti و Al بيشتر از يک مقدار بحرانی، اين آلياژ ازجمله آلياژهای جوشناپذیر محسوب میشود. بر اساس مطالعات این مقادیر بحرانی 3درصد آلومینیوم و 6 درصد تیتانیوم ازلحاظ وزنی می باشد. همچنین براساس مطالعات میزان کل Al, Ti نباید از 4 درصد تجاوز کند. به عنوان مثال عابدی و همکاران [9] جوش پذیری 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]، ميزان فاز بين فلزي گاماپرايم در آلياژ اينكونل713 از 50% تجاوز میکند و لذا به نظر میرسد یکی از سوپر آلیاژهایی است که مشکلترین جوشکاری را دارند و حتی ممكن است كاملاً جوش ناپذير باشد. اين آلياژ پلاستيسيته كمي را نشان میدهد (A=6%) و تمایل به ترک در HAZ را افزایش مىدهد. از أنجاكه سوپر ألياژ اينكونل IN713LC حجم بالايي از توليدات قطعات حساس را در كشور ما شامل مى شود و توليد اين قطعات بسيار هزينهبر ميباشد، لذا تعمير قطعات معيوب شده در حین تولید و یا در حین سرویس، از ارزشافزوده بالایی برخوردار ميباشد[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

جوشپذیری آلیاژ IN713LC را با فرایند جوشکاری آرگون و فرايند جوشكاري ليزر بررسي كردند و دريافتند كه تشكيل 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 نمی شوند، اما مرزدانههایی با زوایایی بیشتر از یک مقدار بحرانی به وجود می آیند. 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 ذوبي تشكيل نمي شود.

تیویلن و همکاران [14] پوشش اینکونل 625 و استلایت 6 را به دو روش رسوبنشانی مستقیم لیزری و جوشکاری تیگ روی زیرلایه فولادی 5235، مورد بررسی و مقایسه قرار دادهاند. در این تحقیق از دستگاه رسوب مستقیم فلزی مجهز به سامانه لیزر CO2 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 ازروش 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 می شود. 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 می شود.

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 200، 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 استفاده شد. بهطور کلی جهت تعمیر پرههای توربین بر اساس دو فاکتور اصلی انجام می شود [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.)

به عبارت دیگر محدودیت های تعمیر از این دو فاکتور ناشی می شود. در حال حاضر برای تعمیر آلیاژهای استحکام بالای پره ها (دارای گاما پرایم زیاد) از فلزهای پرکننده محلول جامد استفاده می شود. این فلزهای پرکننده مانند اینکونل 625 تنها کسری از استحکام آلیاژ پره را دارا می باشند. درنتیجه تعمیر پره ها به مناطق کم تنش بالایی ایرفویل محدود شده است.

تنشهای اعمالی به پره ناشی از چرخش، آیرودینامیک و تنشهای ناشی از گرادیان دمایی میباشند. به عنوان مثال در پرههای Free Standing ترکیب اثر دما و تنش در پره موجب می شود که عمر قطعه، در حوالی یک سوم ارتفاع پره، کمترین مقدار باشد. در بالای پره بیشترین فاصله بین تنشهای اعمالی و

مجاز وجود دارد که سبب می شود جوش های با استحکام کم در این منطقه مجاز باشد. برای نشان دادن محدودیت های موجود در تعمیر پرهها دو مثال به همراه نوع فیلر استفاده شده آورده شده است[18–15]:

- پره ردیف اول GE-MS700 ساخته شده 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 رسوب دهی دومر حله ای 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 می باشد.

- پرههای ردیف اول و دوم Westinghouse-W501 ساخته شده از Udimet 530 (درصد حجمی گاماپرایم کمتر از 30 درصد): فقط سه چهارم اینچ از بالای پره مجاز به تعمیر می باشد. عملیات حرارتی های لازم و فلزهای پرکننده مجاز مانند پره GE-MS700 می باشد.

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

ذاکری و همکاران [20] به روکش کاری لیزری اینکونل 625 روی فولاد A575 پرداختند؛ نتایج نشانداد روکشی از لحاظ خوردگی مطلوب است که کمترین میزان آمیختگی و زاویه ترشوندگی را داشته و عاری از هرگونه ترک باشد. ریز ساختار ناحیه بالایی به صورت دندریت هم محور و ساختار نزدیک فصل مشترک به صورت ستونی می باشد. در این پژوهش ترکیب آلیاژی و ریز ساختار به عنوان اصلی ترین عوامل مؤثر بر ریز ساختار شناخته شدند؛ حداکثر سختی پوشش اینکونل 625 نیز 320 ویکرز گزارش شد. خرم و همکاران [21] در پژوهشی، روکش کاری پودر 977 Amdry بر روی سوپر آلیاژ 103 وات را روکش کاری پودر 907 Md: کرم و M: ۲۵G 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 طولانی تر در ناحیه پوشش می شود. 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 می شود. در پژوهشی دیگر [22] روکشکاری St31 روی سوپر آلیاژ Inconel 713 LC با استفاده از دستگاه لیزر Nd:YAG یالس 400 وات را مورد بررسی قرارگرفت؛ نتایج نشان داد یودر 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 یوشش متشكل از توزيع يكنواخت همگن است. همچنين افزايش 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 پودر IN625 مىباشد. بدين منظور از روش رسوبنشانى مستقیم لیزری استفادهشد. در این پژوهش ساختار انجمادی، ریزسختی و تخلخل پس از رسوبنشانی بررسی شىد.

2- مواد و روش تحقیق

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

.713lc	آلياژ اينكونل	(wt%) سوپر	شيميايي	1- تركيب	جدول
--------	---------------	------------	---------	----------	------

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

				0	274			
Ti	Mn	Si	Mo	Nb	Fe	Cr	Ni	پودر آلياژ
0/2	0/4	0/5	7/5	2/9	4/5	22/2	Bal.	اينكونل 625

در این پژوهش از روش رسوبنشانی مستقیم لیزری و دستگاه MUU_DLD_C6 جهت روکش کاری به صورت تکمر حلهای 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 ليزر، سيستم كنترلر، سيستم پودرپاش و سيستم چيلر 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 تصادفي مورد بررسي قرارگرفت. محاسبه چگالي 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؛



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

3-نتايج و بحث

3-1-بررسی اثر الگوی رسوب لایهها روی یکدیگر

جهت بررسی ابتدایی فرایند رسوبنشانی مستقیم، 10 لایه روی یکدیگر در توان W 200، نرخ پودر 300 mg/s و سرعت روبش لیزر 5 mm/s رسوب داده شد. همچنین جهت بررسی اثر نحوه چیده شدن لایه ها روی درصد تخلخل و مشخصات هندسی، نمونه ها به دو صورت تقاطعی و غیر تقاطعی رسوب داده شدند. شکل (2) در سمت راست نحوه حرکت لیزر و چینش لایه ها روی یکدیگر و در سمت چپ سطح مقطع های مختلف از دو مدل رسوب داده شده را نشان می دهد.

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 می شود.



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 این گونه میتوان گفت که در حالت تقاطعی هنگام 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-بررسي ريزساختاري

شکل (4) متشکل از چند تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مقطع افقی نمونه (نزدیک به فصلمشترک با زیرلایه) میباشد. ازآنجاییکه جهـت اصلی انتقـال حـرارت 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 (CET) بهدلیل وجود تحت تبرید دمایی توضیح داد.

در پایین نمونه (فصل مشترک 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

جهت دیده می شوند. ناحیه سلولی بسیار نازک است به دلیل اینکه در فصل مشترک تغییرات G/R ام بسیار زیاد است. تحت انجماد ترکیبی، در فصل مشترک کم ترین مقدار را دارد. با افزایش تعداد لایه ها به دلیل انباشت حرارت، کاهش گرادیان حرارتی را داریم. در لایه های بالایی به دلیل انباشت حرارت علاوه بر کاهش گرادیان حرارتی، کاهش نرخ انجماد (R) و نرخ سردشدن (R × G) را نیز داریم، به همین دلیل با افزایش تعداد لایه ها اندازه دانه ها و بازوهای ثانویه دندریت ها افزایش و مادون انجماد ترکیبی (G/R) کاهش می یابد و سبب تشکیل ساختارهایی عمدتاً هم محور می شود.



()

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 تقاطعي و غير تقاطعي.

نحوه رسوبنشاني	ارتفاع (mm)	درصد تخلخل (%)
تقاطعي	13/78	0
موازى	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 1+n میباشد؛ در نتیجه بههمین ترتیب افزایش اندازه دانهها را داریم. در این فرایند به دلیل شکستهشدن دندریتها در همپوشانی و همچنین تبلورمجدد، دندریتهای جدید تشکیل شده روی آنها ریزتر میشوند. همچنین وجود ذرات خارجی و حبابهای گازی موجود در حوضچه مذاب، سبب میشوند اتمهای فلز مذاب روی آنها به صورت بلوری قرار گیرند و نقش جوانههای ناهمگن در مذاب را داشته باشند. به عبارتی تبدیل ساختار فقط به واسطه تحت انجماد ترکیبی نیست.



150 µm

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

دانههای هم محور در منطقه ذوب توسط جوانهزنی ناهمگن و به کمک تحت انجماد ترکیبی تشکیل می شوند. با توجه به شکل در پایین نمونه عمدتاً ساختار سلولی مشاهده می شود. 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 در شت تری هستیم که عمدتاً به صورت هم محور می باشند زیرا نرخ سردشدن در پایین هر لایه بیشتر از بالای آن لایه می باشد. در فرایند رسوب نشانی مستقیم لیزری 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. با توجه به شکل(6) مشاهده می شود در مرز بین یاس ها و لایه ها دندریت های 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 می کنند (فاز γ_{Ni} دارای ساختار FCC است که رشد آسان آن در جهت < 100 > است). بنابراین در حین انجماد دانه هایی با جهت رشد آسان عمود بر فصل مشترک به سهولت بیشتری رشد کرده و دانههایی که جهتگیری مناسبی ندارند، از این رقابت حذف می شوند. 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 جديد خواهندشد).

3-3-آ**نالیز 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 (فاز γ) 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 سانتی گراد 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

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 $\gamma e''$ 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 dN در نقطه C، شکل رسوب و سینتیک تشکیل NbC، احتمال این که این فاز کاربید نیوبیوم باشد، وجود دارد.





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 می شود. و احتمال می رود 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) ميزان ناهمگني شيميايي در داخل دندريت، 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 يوتكتيك (C) واقع شده است. نتايج أناليز EDS نشان مىدهد عناصر نیوبیوم، مولیبدن و تیتانیم در ناحیه بین دندریتی جدایش یافته درحالی که غلظت عناصر آهن، نیکل و کروم در هسته دندریت بیشتر می باشد. ذرات سفید رنگ کروی مشاهده شده در (نقطه D) مانند نقطه E در به احتمال زیاد از نوع فاز كاربيدى است. همچنين مشاهده مى شود دانسيته رسوبات نزدیک مرز بیندندریتها بیشتر از داخل دندریتها می باشد. 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 كاهش مي يابد.

4-3- تخلخل سنجى

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

و وزن نمونه محاسبه شد. پس از تقسیم وزن بر حجم مقدار چگالی نمونه رسوب هی شده برابر (g/cm³) 20/0 ± 8/37 شد و با توجه به این که چگالی اینکونل 625 برابر (g/cm³) 8/44 است در نتیجه چگالی نمونه برابر 99/99 درصد به دست آمد. لذا میزان تخلخل موجود در نمونه حداکثر 1/1 درصد می باشد. همچنین تخلخل بدست آمده از سطح مقطع رویی نمونه و سطح مقطع جانبی صفر درصد می باشد.

جدول4- مقادیر عناصر در نقاط مختلف مشخص شده در شکل 9.

Al	Ti	Mo	Cr	Nb	Ni	Fe	عناصر
		(w	وزنی (% t	درصد			نقاط
0/4	0/2	3/8	18/1	6/7	62/98	7/75	А
0/72	2/9	6/8	12/52	25/1	51/57	3	В
0/49	6/57	4/8	2/32	78/28	6	1/54	С
0/37	77	1/41	0/92	18/58	1/34	0/31	D'
0/36	83/9	0/98	0/62	12/87	1/13	0/14	D
0/46	4/35	3/65	17/68	9/14	57/82	6/9	Е
1/08	0/79	6/45	15/31	14/76	57/21	4/4	F
1	1/01	6/49	12/79	26/15	50/31	2/25	G

3-5-ريز سختي سنجي

تغییرات ریزسختی نمونههای تولیدشده در شکل (10) ارائهشده است. (لازم به ذکر است که سختی به دست آمده از هر نقطه به صورت میانگین اندازه گیری 3 نقطه به دست آمده است.) با توجه به سرعت سرد شدن بسیار بالا در فرایند DLD، بیشتر عناصر استحکام بخش مانند نایوبیوم و مولیبدن به صورت محلول جامد درزمینه فاز گاما وجود دارند و تغییرات فوق اشباع این عناصر باعث ایجاد اختلاف در سختی می شود. همچنین وجود عنصر نیکل و ایجاد اعوجاج منفی و درنتیجه ممانعت از حرکت نابجایی باعث ایجاد محلول جامد و درنتیجه افزایش سختی می شود. لازم به ذکر 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 می یابد. سختی در ابتدا تا منطقه فصل کاهش می یابد و در ادامه با نوسانات همراه است و بعد از کمی افزایش دوباره کمی کاهش پیداکرده است. دلیل آن می تواند مربوط به نحوه انجماد رسوب نشانی مستقیم لیزری باشد. ساختار انجمادی شامل دو ناحیه رقابتی و سلولی می باشد. در حین روکش کاری، حرارت از زیرلایه پس زده می شود و در جهت عمود بر سطح زیرلایه جریان دمایی وجود دارد. در این مناطق رشد به صورت رقابتی است و دندریت های ستونی می باشد. نرخ انتقال حرارت فصل مشترک از سطح بیشتر است. می باشد. نرخ انتقال حرارت فصل مشترک از سطح بیشتر است. کاهش می یابد که روی ساختار و خواص قطعه تأثیرگذار می باشد



میکل 9- تصویر میکروسکویی الکترونی روبشی از سطح و نقاط مشخص

شده جهت آناليز.

4- نتيجەگىرى

این پژوهش شامل روکشکاری جدارنازک آلیاژ اینکونل 625 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.

مناصر	Fe	Ni	Nb	Cr	Мо	Ti	Al	Si
نقاط			در	صد وزنی (۵	(wt %			
A	٨/٢٨	۶۲/۸	۲/۴۳	11/49	۴/•۸	•/٣۶	۳/۶	e-
В	۶/۳۹	۶١/٨۴	٨/٣١	17/01	۴/۹	۰/۲۵	•/۵۶	۰/۳۳
С	۵/۱۵	87/9V	٩/٣۶	18/11	۵/۳۹	•/1٨	•/٣V	•/•V
D	۶/۸۵	93/19	۵/۷۴	۱۷/۸۳	۵/۴۵	•/79	•/۵A	•/77

جدول 5- مقادير عناصر در نقاط مختلف مشخص شده در شکل 9.

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 رسوب نشانی 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 $\gamma - \gamma'$ 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



شكل 10- پروفيل سختي پره IN713LC تعمير شده توسط اينكونل 625.

- با افزایش تعداد لایهها اندازه دانهها و بازوهای ثانویه دندریتها افزایش یافته و ساختارهایی عمدتا هم محور 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 (R × G) رخ میدهد. به دلیل سرعت انجماد بالا، میانگین فاصله بین بازوهای ثانویه 0/8 میکرون در پایین، 10/1 میکرون در میانه و 1/15میکرون در بالای نمونه به دست آمد. همچنین به دلیل سرعت بالای سردشدن تنها کاربیدها و فاز لاوه

- 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.، روکش کاری لیزری، انتشارات دانشگاه

(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 hotcrack 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, 6. 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.

- 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 Ni3Albased spherical powders manufactured by supremespeed plasma rotating electrode process. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(6), 13937-13944.
- 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.
 - 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.
 - 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.