



بررسی تاثیر پارامترهای فرآیند پوشش دهی لیزری اینکونل ۷۱۳ کم کربن با پودر متکو ۸۱ وی اف بر روی ریز ساختار و سختی پوشش

محمود فصاحت^۱، حمید سلیمانی مهر^{۲*}، علی علی نیا زیازی^۲

^۱ کارشناسی ارشد، دانشکده مکانیک، برق و کامپیوتر، واحد علوم و تحقیقات، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران

^۲ استادیار، دانشکده مکانیک، برق و کامپیوتر، واحد علوم و تحقیقات، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران

تاریخ دریافت: ۱۴۰۱/۰۴/۱۸؛ تاریخ بازنگری: ۱۴۰۱/۰۸/۰۵؛ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۱/۰۹/۲۲

چکیده

در این مقاله، پوشش دهی اینکونل ۷۱۳ کم کربن با استفاده از لیزر پالسی Nd:YAG با توان ۴۰۰ وات و پودر متکو ۸۱ وی اف انجام پذیرفت. تاثیر پارامترهای مختلف فرآیند لیزر شامل فرکانس لیزر، عرض پالس و سرعت پیمایش اشعه لیزر بر ریزساختار پوشش و میکروسختی مورد بحث و بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که افزایش فرکانس و عرض پالس یا کاهش سرعت رویش اشعه لیزر سبب افزایش حرارت ورودی و در پی آن افزایش میزان رقیق شدن می‌گردد. منطقه پوشش نمونه‌ها با نسبت رقت بالا از ساختار یوتکتیک ($Cr_7C_3+\gamma$) تشکیل شده است؛ در حالیکه منطقه پوششی نمونه‌ها با نسبت رقت کم از یک ساختار هایپر یوتکتیک (کاربید شبه پایدار اولیه Cr_7C_3 احاطه شده توسط $Cr_7C_3+\gamma$) تشکیل شده است. افزایش فرکانس لیزر و عرض پالس (افزایش رقیق شدن و حذف کاربیدهای اولیه در ریزساختار) سبب افت سختی در منطقه پوشش می‌شود، اما افزایش سرعت لیزر تاثیر معکوس داشته و سبب افزایش سختی می‌گردد. نمونه بهینه انتخاب شده دارای فرکانس لیزر ۱۸/۴ هرتز، عرض پالس ۱/۲ میلی ثانیه و سرعت لیزر ۲/۸ میلیمتر بر ثانیه بود. این نمونه علاوه بر درصد رقیق شدگی و ظاهر قابل قبول دارای سختی قابل توجه ۱۲۰۴ ویکرز است که در حدود ۳ برابر سختی فلز پایه است.

کلمات کلیدی: پوشش دهی لیزری؛ سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن؛ پودر متکو ۸۱ وی اف؛ ریزساختار، میکروسختی.

Investigation on the effect of laser cladding parameters of Inconel 713 LC by Metco 81VF powder on the microstructure characteristics and micro hardness of coating

M. Fasahat¹, H. Soleimanimehr^{2,*}, A. Alinia-ziazi²

¹ MSc, Department of Mechanics, Electrical Power and Computer, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran

² Assis. Prof., Department of Mechanics, Electrical Power and Computer, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran

Abstract

In this paper, laser cladding of Inconel 713 LC was performed by using Metco 81VF powder and 400 W pulsed Nd:YAG laser. The effect of laser parameters including laser frequency, pulse width, and laser scanning speed was investigated on the microstructure characteristics and microhardness of coating. The results showed that by increasing the laser frequency and pulse width or decreasing the laser scanning speed, the heat input increases and therefore, the resultant dilution ratio raises. The clad zone of the samples with a high dilution ratio consists of a eutectic structure (γ and Cr_7C_3). However, the clad zone of specimens with a low dilution ratio is composed of a hypereutectic structure of $Cr_7C_3+(\gamma+Cr_7C_3)$. Increasing the laser frequency and pulse width (increasing the dilution ratio and removal of primary carbides in the microstructure) causes the decrease in microhardness of the clad zone, but increasing the laser scanning speed has an opposite effect and causes the increases in microhardness of the clad zone. The optimal sample was selected with a laser frequency of 18.4 Hz, a pulse width of 11.2 ms and a laser scanning speed of 2.8 mm/s. This sample, in addition to the acceptable dilution ratio and appearance, has a remarkable hardness of 1204 Vickers, which is about 3 times the hardness of the base metal.

Keywords: Laser Cladding; Inconel 713 LC; Metco 81VF Powder; Microstructure; Micro hardness.

۱- مقدمه

سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن، از سوپر آلیاژهای پایه نیکل ریختگی است که با رسوبات گاما پرایم استحکام می یابد. امروزه سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن یکی از مهمترین آلیاژهای به کار برده شده در قطعات موتور در صنایع هوا فضا، صنایع دریایی و صنعت نفت و گاز است. ویژگی‌های آن نظیر خواص مکانیکی خوب در دماهای بالا و مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون بالا موجب کاربرد این آلیاژ در این صنایع مهم شده است. در کاربردهای صنعتی که نیازمند مقاومت به سایش و سختی بالا هستند، استفاده از این آلیاژ با محدودیت مواجه است؛ بنابراین، یک راه حل منطقی و مقرون به صرفه، ایجاد خواص مورد نظر بر روی سطح قطعه است [۱].

به منظور بهبود خواص سطحی اجزا و قطعات، فرآیندهای لیزری به طور گسترده‌ای مورد استفاده قرار گرفته است. فرایند پوشش دهی لیزری، فرایندی است که مواد پوشش (بصورت پودر یا سیم) با استفاده از پرتو لیزر ذوب شده و انتقال حرارت حوضچه مذاب به زیر لایه موجب ذوب لایه نازکی از زیر لایه می شود تا اتصال متالورژیکی با کمترین امتزاج پوشش و زیر لایه ایجاد شود. این روش توانایی ایجاد پوششی فشرده و یکنواخت با ناحیه محدود حرارتی و اتصال متالورژیکی مناسب با زیر لایه را داشته و می توان هر نوع پوشش و با هر ضخامتی روی زیر لایه نشانند. در فرایند پوشش دهی لیزری، به دلیل سرعت سرد شدن بالا، ساختار پوشش ریزدانه شده که در بیشتر موارد مناسب است [۲].

پوشش دهی لیزری به دو روش انجام می شود: تزریق پودر در حین تابش پرتو لیزر به سطح زیر لایه و یا پیش نشانی پودر روی سطح مورد نظر و سپس تابانیدن پرتو لیزر. پوشش دهی به روش پیش نشانی دارای مزایایی است که آن را مناسب برای بسیاری از کاربردها می سازد: (۱) این روش پوشش دهی، ساده تر و کم هزینه تر است (۲) در هنگام تابش پرتو لیزر، لایه پیش نشانی شده بر روی سطح، حرارت حاصل از تابش لیزر را تا حدود زیادی جذب نموده و مانع از ذوب شدن بیش از حد زیر لایه می گردد؛ در نتیجه میزان رقیق شدن پوشش توسط مواد زیر لایه کاهش می یابد.

مریم فریدزاده و همکاران [۳] پوشش دهی فولاد زنگ نزن ۳۱۶ کم کربن را با استفاده از پودر کامپوزیتی تیتانیوم- کارباید/ فولادزنگ نزن ۳۱۶ کم کربن انجام دادند. نتایج نشان

داد، پوشش نهایی دارای کمترین عیوب با سختی ۶۰۶ ویکرز ۰/۱ که نسبت به زیر لایه با سختی ۱۵۰ ویکرز ۰/۱ حدود چهار برابر افزایش می یابد. سان و همکاران [۴] از لیزر CO₂ پیوسته برای پوشش دهی فولاد DT15 با پودر NiCr-Cr₃C₂ استفاده کردند و تغییرات ساختار، توزیع عناصر آلیاژی، سختی و مقاومت به سایش پوشش را بررسی نمودند. نتایج نشان می دهد، هیچ گونه ترک یا حفره ایی در سطح یا مقطع عرضی نمونه ها وجود ندارد. فازهای آستنیت، مارتنزیت، سمنتیت و کاربیدهای Cr₃C₂ در منطقه پوشش تشکیل می شوند. میکروسختی های گزارش شده برای نمونه ها، کمتر از سختی فلز پایه بود که به علت تشکیل مقدار زیادی آستنیت باقیمانده است. برای بهبود خواص سطحی آلیاژ W₆Mo₅Cr₄V₂، پن و همکاران [۵] از پودر کامپوزیتی Ni60-Cr₃C₂ برای پوشش دهی لیزری این آلیاژ استفاده نمودند. طبق نتایج این محققین، فازهای Cr₇C₃، Cr₃C₂ و M₂₃(C, B)₆ سبب بهبود سختی و مقاومت به سایش ناحیه پوشش داده شده می گردد. میکروسختی پوشش کامپوزیتی Ni60+ 50% wt Cr₃C₂ در محدوده ۹۱۳ تا ۱۷۱۳ ویکرز و میکروسختی پوشش Ni60+ 35% wt Cr₃C₂ در محدوده ۹۰۰ تا ۱۳۲۸ ویکرز اندازه گیری شد. اختلاف ۲۴۰ ویکرز بین این دو نمونه به دلیل ترکیبات فازی حاوی کروم بیشتر مانند Cr₇C₃ و Cr₂₃C₃ و میزان Cr₃C₂ بیشتر در ریز ساختار بود. کاخوری [۵] از لیزر Nd:YAG برای پوشش دهی فولاد زنگ نزن ۳۰۴ و فولاد 12Cr-Ni استفاده کرد و تاثیر پودرهای NiCr(30 wt%)-Cr₃C₂(70 wt%) و NiCr(50 wt%)-Cr₃C₂(50 wt%) را بر روی پوشش مطالعه نمود. نتایج نشان می دهد، نمونه های حاوی ۷۰ درصد Cr₃C₂ دارای ترک سطحی بود و با کاهش مقدار کاربید Cr₃C₂ به ۳۰ درصد، ترک سطحی از بین رفت، اما سختی کاهش یافت. ژانگ و همکاران [۷] از لیزر پیوسته CO₂ با حداکثر توان ۲ کیلو وات برای پوشش دهی فولاد مارتنزیتی ۰/۲ درصد کربن استفاده نمودند و تاثیر پودرهای Ni/WC و Ni/Cr₃C₂ را بر روی پوشش مورد بررسی قرار دادند. براساس این پژوهش، پوشش ایجاد شده با پودر حاوی WC نتایج بهتری از پوشش پودر حاوی Cr₃C₂ ارائه می دهد. حداکثر مقدار سختی در منطقه بالای پوشش در حدود ۴۸۰ ویکرز به دست آمد. جانیکی و همکاران [۸] سوپر آلیاژ اینکونل ۶۲۵ را با استفاده از پودرهای Cr₃C₂ متخلخل و WC پوشش دادند و تاثیر حرارت ورودی لیزر و

علی خرم [۱۴] از لیزر Nd:YAG با توان ۴۰۰ وات و پودر 316L برای پوشش دهی فولاد ۴-۱۷ استفاده نمودند. نتایج نشان داد، با افزایش فرکانس و عرض پالس، ارتفاع پوشش و میکروسختی کاهش می‌یابد، اما عرض پوشش، نرخ انحلال و زاویه ترشوندگی افزایش می‌یابد. با افزایش سرعت اسکن، ارتفاع پوشش و میکروسختی افزایش می‌یابد، اما عرض پوشش، نرخ انحلال و زاویه ترشوندگی کاهش می‌یابد. میانگین میکروسختی پوشش برای نمونه بهینه ۵۹۰ ویکرز که تقریباً ۱/۳ برابر فلز پایه به دست می‌یابد. مقدار میکروسختی با افزایش فاصله از فلز پایه به سمت پوشش افزایش می‌یابد.

علی خرم و همکاران [۱۵] بررسی رفتار ترک انجمادی در پوشش دهی لیزری با استفاده از پودر Amdry 997 بر روی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن انجام دادند. نتایج نشان داد که نسبت رقت تأثیر قابل توجهی بر پدیده ترک خوردگی دارد. مناطق پوشیده شده با سطح رقیق شده وسیع تر، به دلیل تنش حرارتی شدید اعمال شده در دو بعد، ترک های بلند تری را تجربه می‌کنند، درحالی که با کاهش نسبت رقت، شدت و طول ترک‌ها کاهش می‌یابد.

بررسی مقالات پیشین نشان می‌دهد تحقیقات متعددی بر روی پوشش دهی لیزری سوپر آلیاژها توسط پودرهای مختلف مانند کاربید تنگستن، کاربید تیتانیوم، اینکونل ۶۲۵ و... انجام گرفته است، اما تاکنون مطالعات قابل توجهی روی پوشش دهی با لیزر اینکونل ۷۱۳ کم کربن با پودر متکو ۸۱ وی اف انجام نشده است. در این پژوهش اینکونل ۷۱۳ کم کربن با استفاده از لیزر پالسی Nd:YAG با حداکثر توان ۴۰۰ وات و پودر متکو ۸۱ وی اف پوشش داده شد و تاثیر پارامترهای لیزر (فرکانس لیزر، عرض پالس و سرعت پیمایش اشعه لیزر) بر روی ریزساختار و میکروسختی منطقه پوشش مورد مطالعه قرار گرفت.

۲- انجام آزمایشات

آلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن به شکل میلگرد به قطر ۲۰۰ میلیمتر و به طول ۵ میلیمتر به عنوان فلز پایه استفاده شد. از روش کوانتومتری برای تعیین ترکیب شیمیایی فلز پایه استفاده گردید. ترکیب شیمیایی این آلیاژ بر حسب درصد وزنی عناصر سازنده در جدول ۱ ارائه شده است. از پودر متکو ۸۱ وی اف (75Cr₃C₂+ 25(80Ni 20Cr)) ساخت کمپانی آلمانی

مورفولوژی دانه‌های پودر را بر ریزساختار (میزان انحلال دانه های پودر) و خواص سایشی پوشش ایجاد شده توسط لیزر بررسی کردند. نتایج نشان می‌دهد که افزایش حرارت ورودی برای پودر WC از ۲۴۰ به ۴۲۰ ژول بر میلیمتر سبب افزایش سختی از ۳۰۰ به ۵۰۰ ویکرز می‌گردد که دلیل آن انحلال بیشتر ذرات و تشکیل بیشتر فازهای ثانویه است. ذرات جامد WC تا میزان ۶۰ درصد توزیع مناسبی را در ناحیه پوشش از خود نشان می‌دهد. افزایش مقدار پودر Cr₃C₂ بیشتر از ۴۰ درصد منجر به تشکیل حفرات در ناحیه پوشش دهی شده می‌گردد. کیم و همکاران [۹] پوشش دهی لیزری فولاد زنگ نزن ۴۲۰ را با استفاده از پودر Cr₃C₂ انجام دادند. آنها گزارش کردند که سختی حاصل شده به میزان ۱۱۰۰ ویکرز مربوط به توزیع مناسب پودرهای انحلال نیافته، رشد ساختار Cr₇C₃ در حین انجماد و تشکیل ساختار مارتنزیتی در حین انجماد سریع است. تاسین و همکاران [۱۰] از لیزر Nd:YAG و پودر Cr₃C₂ برای پوشش دهی فولاد زنگ نزن 316L استفاده نمودند. نتایج نشان می‌دهد که فاز آستنیت و کاربیدهای (M: Fe, Cr) M₇C₃ در منطقه پوشش تشکیل می‌شود.

وردی و همکاران [۱۱] پوشش دهی لیزری فولاد فریتی Gr22 را با استفاده از پودر اینکونل ۶۲۵ (625- Cr₃C₂) انجام دادند. آنها دریافتند که مقدار سختی منطقه پوشش به دلیل حضور کاربیدهای Cr₇C₃ در ریزساختار، به طور قابل توجهی بهبود می‌یابد. ذاکری و همکاران [۱۲] آلیاژ اینکونل ۶۲۵ را بر روی فولاد ASTM A575 با استفاده از لیزر فیبری رسوب دادند و به ارزیابی خواص ریز ساختاری پوشش پرداختند. نتایج نشان می‌دهد که بالا بودن سرعت انتقال حرارت سبب ظریف تر شدن ساختار و یکنواختی ترکیب شیمیایی در سطح پوشش می‌شود. ریز ساختار در بالای پوشش دندریتی هم محور و در نزدیک فصل مشترک ستونی است. پوشش دارای سختی میانگین ۴۵۰ ویکرز و زیر لایه ۱۳۵ ویکرز است. جاوید و همکاران [۱۳] آلیاژ اینکونل ۷۱۸ را با پودر کاربید تنگستن به روش پیش نشانی با استفاده از لیزر Nd:YAG پوشش دهی کردند. آنها گزارش کردند که با کاهش ارتفاع نقطه کانونی از سطح قطعه کار، میزان ترک و تخلخل کاهش یافته، ولی عرض ناحیه روکش کاری شده نیز کاهش می‌یابد؛ همچنین با افزایش فاصله نقطه کانونی از سطح قطعه کار، میزان رقیق شدن پوشش با شیب تقریباً ثابتی کاهش می‌یابد.

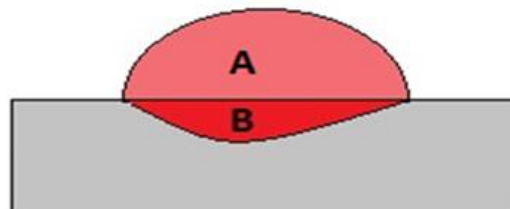
پس از انجام فرایند پوشش دهی، تمام نمونه ها از مقطع عرضی توسط دستگاه وایرکات مقطع زنی شدند. سپس این نواحی تحت سنباده‌های با درجه زبری ۸۰ تا ۲۴۰۰ سنباده زنی و پولیش مکانیکی شدند. از پودر Al_2O_3 و خمیر الماس یک میکرون جهت پولیش کاری سطحی استفاده شد. سپس نمونه ها توسط محلول اچانت شامل ۱۰ میلی لیتر HNO_3 ، ۱۰ میلی لیتر CH_3COOH و ۱۵ میلی لیتر HCl به مدت ۱۰ ثانیه حکاکی شیمیایی شد. از میکروسکوپ نوری Nikon مدل EPIPHOT300 برای تصویر برداری مقطع عرضی نواحی روکش داده شده در بزرگنمایی های مختلف استفاده شد. همچنین از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) مدل TESCAN مجهز به سیستم آنالیز تفکیک عنصری (EDS) برای بررسی دقیق تر ریزساختار در بزرگنمایی های بالا و تغییرات غلظت موضعی عناصر، آنالیز خطی (line Scan) و آنالیز صفحه ای (Map) استفاده شد. از دستگاه میکروسختی سنج Micrometer 2010 Buhler برای اندازه گیری میکروسختی نمونه‌ها استفاده شد. نیروی نشست ۱۰۰۰ گرم و مدت زمان ۱۰ ثانیه طبق استاندارد ASTM E384 برای سختی سنجی استفاده گردید. تغییرات سختی در راستای عرضی برای تمامی مقاطع پوشش دهی شده اندازه‌گیری شد. مقادیر سختی گزارش شده، میانگین سختی ۳ نقطه است. برای تعیین دقیق فازهای موجود در پودر و منطقه پوشش از آنالیز پراش پرتو ایکس با منبع $CuK\alpha$ استفاده شد. دستگاه آنالیز پراش پرتوی ایکس در ۴۰ کیلو ولت و ۳۰ میلی آمپر تنظیم شد. نمونه ها در محدوده زاویه 2θ از ۱۰ درجه تا ۱۰۰ درجه با سرعت اسکن ۴ درجه در دقیقه، اندازه گام ۰/۰۵ درجه و زمان در هر گام برابر ۱ ثانیه اسکن شدند.

۳- بحث و نتایج

نرخ انحلال و مقدار سختی فاکتورهای هستند که باید در فرآیند پوشش دهی با لیزر کنترل شوند. این فاکتورها عمدتاً به پارامترهای لیزر مانند فرکانس، عرض پالس و سرعت روبش اشعه لیزر وابسته هستند.

نرخ انحلال تاثیر قابل توجهی بر ریز ساختار و مقدار سختی منطقه پوشش دارد. نرخ انحلال به منطقه زیرلایه ذوب شده و منطقه پوشش رسوب داده شده مرتبط است. یک تعادل بین نرخ انحلال و ابعاد پوشش برای دستیابی به پارامترهای

Sulzer Metco به عنوان ماده پوشش استفاده شد. ترکیب شیمیایی پودر بر حسب درصد وزنی عناصر سازنده در جدول ۲ ارائه شده است.



شکل ۱- شماتیک نواحی مشخص شده برای اندازه گیری نرخ انحلال

جدول ۱- ترکیب شیمیایی اینکونل ۷۱۳ کم کربن

Ni	Cr	Mo	Nb	Al	Co
Balanced	۱۱/۵۹	۴/۵۹	۲/۱۴	۶/۳۹	۰/۰۶۲
Fe	Ti	Si	Zr	Mn	C
۰/۴۸۵	۰/۶۷۸	۰/۰۴	۰/۱۰۱	۰/۰۳۵	۰/۰۶

جدول ۲- ترکیب شیمیایی پودر منکو ۸۱ وی اف

Cr	Ni	C	Mn	Fe
Balanced	۱۹/۷۵	۹/۷۵	۰/۳۵	۰/۷

در این پژوهش از روش پیش‌نشانی برای پوشش دهی استفاده شد. در این روش ابتدا پودر با چسب پلی وینیل الکل مخلوط شده و به حالت خمیری در می‌آید. سپس با ضخامت تقریبی ۱ میلی‌متر روی فلز پایه اعمال می‌شود. فلز پایه به همراه پوشش به مدت ۱۲ ساعت در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد در آن قرار گرفت تا چسب خشک شود. در این روش چسب به عنوان اتصال دهنده ذرات پودر به یکدیگر و به فلز پایه عمل می‌کند. به منظور ایجاد پوشش، لیزر حالت جامد پالسی Nd:YAG با بیشینه توان لیزر ۴۰۰ وات، محدوده فرکانس ۱ تا ۱۰۰۰ هرتز، عرض پالس ۰/۲ تا ۲۰ میلی ثانیه و انرژی پالس ۰ تا ۴۰ ژول استفاده شد. سیستم متمرکز کننده نوری از سه لنز با فاصله کانونی ۷۵ میلی‌متر و قطر پرتو با حداقل اندازه ۲۵۰ میکرومتر تشکیل شده است. قطر پرتو لیزر در فاصله کانونی تقریباً ۱/۸ میلی‌متر بود. در حین فرایند پوشش دهی، از گاز آرگون با نرخ ۲۰ لیتر بر دقیقه به عنوان گاز کمکی برای جلوگیری از اکسیداسیون استفاده شد. در جدول ۳ پارامترهای فرآیند استفاده شده برای پوشش دهی ارائه شده است.

$$HI = \frac{P_{ave}}{S} \quad (2)$$

HI، P_{ave} و S به ترتیب حرارت ورودی، توان متوسط لیزر و سرعت اسکن می‌باشند.

$$t = \frac{D_{beam}}{S} \quad (3)$$

در اینجا t زمان تعامل پرتو لیزر و D_{beam} قطر پرتوی لیزر است.

$$P_{density} = \frac{P_{ave}}{A_{beam}} \quad (4)$$

$P_{density}$ چگالی توان لیزر، P_{ave} توان متوسط لیزر و A_{beam} مساحت پرتوی لیزر می‌باشند [۱۷].

بهبینه لازم است. نرخ انحلال با استفاده از ابعاد پوشش به صورت رابطه (۱) قابل محاسبه است [۱۶].

$$Dilution\ ratio = \frac{B}{A+B} \times 100 \quad (1)$$

در اینجا B مساحت زیر لایه ذوب شده و A مساحت لایه پوشش است (شکل ۱). در جدول ۳ مقادیر انحلال اندازه‌گیری شده ارائه شده است. حرارت ورودی، زمان تعامل پرتوی لیزر با ماده و چگالی توان لیزر برای درک بهتر تاثیر پارامترهای ورودی لیزر روی پارامترهای خروجی فرآیند استفاده می‌شوند. جدول ۳ مقادیر محاسبه شده برای حرارت ورودی، زمان تعامل و چگالی توان لیزر را نشان می‌دهد. حرارت ورودی می‌تواند به صورت رابطه (۲) محاسبه شود [۱۷].

جدول ۳- پارامترهای فرآیند، نتایج آزمایشگاهی و محاسبه شده

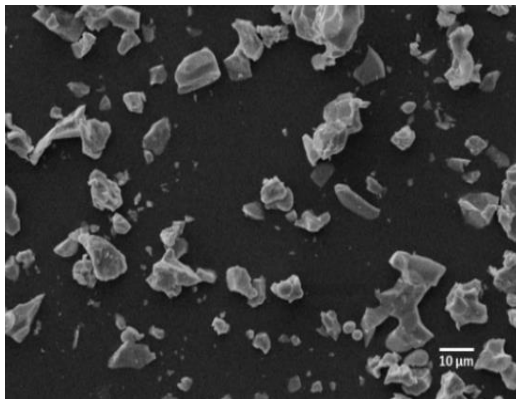
شماره	سرعت (mm/s)	عرض پالس (ms)	فرکانس (Hz)	توان متوسط (W)	حرارت ورودی (J/mm)	زمان تعامل (s)	چگالی توان (W/mm ²)	نرخ انحلال (%)
۱	۴	۱۳	۱۲	۱۵۰	۳۷/۵	۰/۴۵	۵۹/۰۵	۳
۲	۲/۸	۱۱/۲	۱۳/۶	۱۵۰	۵۳/۵۷	۰/۶۴	۵۹/۰۵	۱۰/۵
۳	۵/۲	۱۱/۲	۱۳/۶	۱۵۰	۲۸/۸۴	۰/۳۴	۵۹/۰۵	۲۰
۴	۴	۱۰	۱۶	۱۶۰	۴۰	۰/۴۵	۶۲/۹۹	۵
۵	۲	۱۳	۱۶	۲۰۰	۱۰۰	۰/۹	۷۸/۷۴	۱۳
۶	۴	۱۳	۱۶	۲۰۰	۵۰	۰/۴۵	۷۸/۷۴	۱۱
۷	۶	۱۳	۱۶	۲۰۰	۳۳/۳۳	۰/۳	۷۸/۷۴	۷
۸	۴	۱۶	۱۶	۲۵۰	۶۲/۵	۰/۴۵	۹۸/۴۲	۱۲
۹	۲/۸	۱۱/۲	۱۸/۴	۲۱۰	۷۵	۰/۶۴	۸۲/۶۷	۲۵
۱۰	۲/۸	۱۴/۸	۱۸/۴	۲۷۰	۹۶/۴۲	۰/۶۴	۱۰۶/۲۹	۴۱
۱۱	۵/۲	۱۴/۸	۱۸/۴	۲۷۰	۵۱/۹۲	۰/۳۴	۱۰۶/۲۹	۲۴
۱۲	۲	۱۳	۲۰	۲۶۰	۱۳۰	۰/۹	۱۰۲/۳۶	۳۵
۱۳	۴	۱۳	۲۰	۲۶۰	۶۵	۰/۴۵	۱۰۲/۳۶	۱۲/۳

و شامل سلول‌های دندریتی و نواحی بین دندریتی است. ریزساختار این آلیاژ از رسوبات γ تشکیل شده است که در فاز زمینه محلول جامد نیکل (γ) پراکنده شده‌اند (شکل ۳).

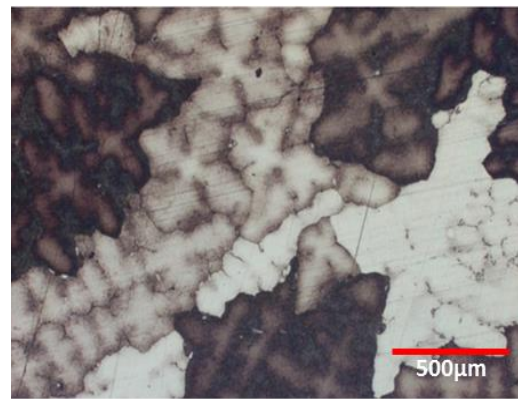
این رسوبات γ استحکام دهنده سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن می‌باشند [۱۹ و ۲۰].

۳-۱- ریز ساختار فلز پایه

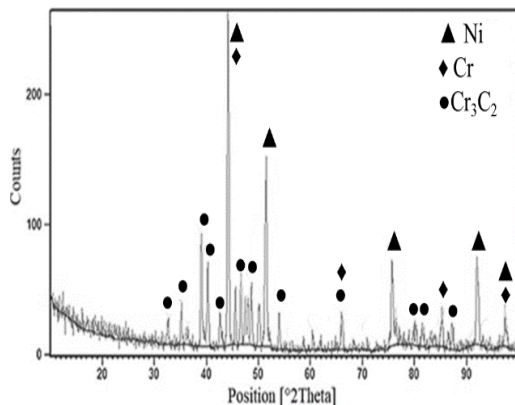
آلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن یک سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب سخت شونده است که دارای استحکام عالی تا دمای ۱۸۰۰ درجه فارنهایت است. این آلیاژ دارای قابلیت ریخته‌گری خوب، مقاومت قابل توجه در برابر اکسیداسیون و خستگی حرارتی است [۱۸]. تصویر میکروسکوپی نوری سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن مورد استفاده در این تحقیق در شکل ۲ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده شد، این سوپرآلیاژ دارای ساختار درشت دانه است



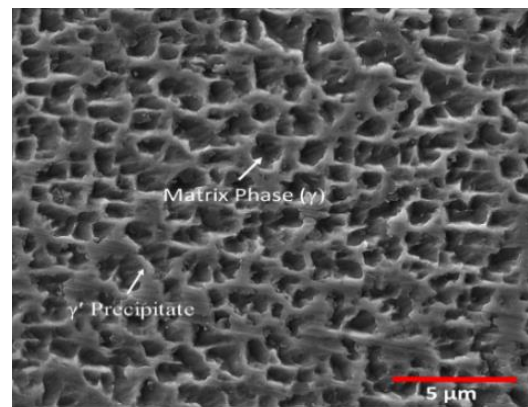
شکل ۴- مشخصات مورفولوژی پودر متکو ۸۱ وی اف



شکل ۲- تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه



شکل ۵- آنالیز پراش پرتو ایکس پودر مورد استفاده شده در این پژوهش



شکل ۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فلز پایه

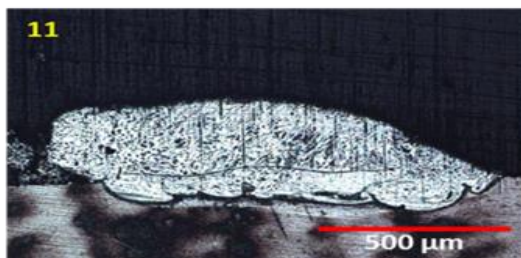
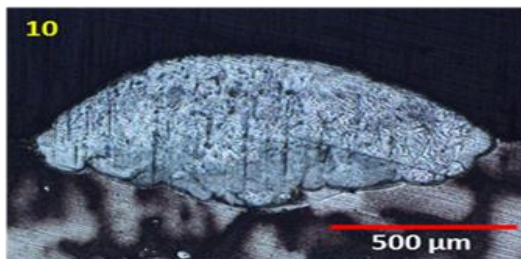
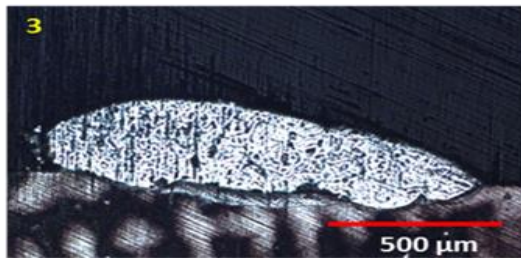
۳-۳- ریز ساختار ناحیه پوشش دهی شده

سطح مقطع تعدادی از نمونه‌های پوشش داده شده با لیزر در شرایط مختلف فرآیند در شکل ۶ ارائه شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، کیفیت پوشش‌ها قابل قبول است؛ زیرا یک پیوند متالورژیکی مناسبی بین پوشش و زیرلایه وجود دارد و هیچ گونه شواهدی از ترک در پوشش‌ها مشاهده نمی‌شود.

نتیجه آزمون پراش پرتو ایکس برای ناحیه پوشش دهی شده در شکل ۷ ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، فازهای محلول جامد نیکل (γ) و کاربید کروم (Cr_7C_3) در این ناحیه وجود دارد. عدم حضور کاربید کروم Cr_3C_2 در ناحیه پوشش نشانگر این موضوع است که حرارت ایجاد شده توسط پرتو لیزر به اندازه‌ای بوده است که پودرهای اولیه به طور کامل ذوب شده‌اند. دمای ذوب کاربیدهای اولیه Cr_3C_2

۲-۲- ریز ساختار پودر

مورفولوژی پودر مورد استفاده شده در این پژوهش در شکل ۴ نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که توزیع اندازه ذرات یکنواخت نیست. اندازه ذرات پودر با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی اندازه‌گیری شد. اندازه ذرات در حدود ۱۰-۲۰ میکرون است. این توزیع غیر یکنواخت ذرات برای فرآیند پوشش دهی با لیزر مشکلی ایجاد نمی‌کند؛ زیرا پودر به طور کامل ذوب خواهد شد. آنالیز پراش پرتوی ایکس این پودر (شکل ۵) نشان می‌دهد که فازهای تشکیل دهنده شامل Cr و Ni ، Cr_3C_2 است. این در حالی است که حدود ۷۵ درصد این پودر را فاز کاربید کروم تشکیل می‌دهد و تنها حدود ۲۵ درصد آن متشکل از عناصر نیکل و کروم است.



برابر با ۳۵۹۶ درجه فارنهایت است؛ بنابراین دمای اعمالی توسط لیزر بیش از این مقدار بوده است که اثری از این کاربرد در نتایج آزمون پراش پرتو ایکس مشاهده نمی‌شود. البته بایستی در نظر داشت که اندازه دانه‌های پودرهای اولیه بر رفتار ذوب شدن آنها تاثیر بسزایی دارد، اندازه دانه حدود ۱۳ میکرون برای پودرهای استفاده شده در این پژوهش مطلوب بود، زیرا این رنج تقریباً پایین اندازه دانه، به ذوب شدن راحت تر پودر کمک کرد [۱۱]. بعد از ذوب شدن پودرهای اولیه و در اثر سرمایش سریع، کاربیدهای Cr_7C_3 تشکیل می‌شوند. این موضوع به دلیل انرژی آزاد تشکیل کمتر برای کاربرد Cr_7C_3 نسبت به کاربرد Cr_3C_2 است. به طوری که انرژی آزادگیس اربید Cr_3C_2 برابر با ۲۶۸/۳۶- کیلوژول بر مول و برای کاربرد Cr_3C_2 برابر با ۶۰۵/۲۶- کیلوژول بر مول در دمای ۲۰۰۰ درجه فارنهایت است [۴].

شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع برخی از نمونه‌های پوشش دهی شده

با در نظر گرفتن نمودار فازی سه تایی C-Cr-Ni در شکل ۸، مشاهده می‌شود که محدوده ترکیب شیمیایی عناصر (نتایج EDS که ادامه اشاره خواهد شد) در ناحیه آستنیت + $Cr_{23}C_6$ قرار دارد؛ بنابراین انتظار می‌رود که فاز γ و کاربیدهای $Cr_{23}C_6$ در منطقه پوشش تشکیل شوند؛ اما به دلیل سرعت سرد شدن سریع در فرایند لیزر (10^4 K/s) فرصت تشکیل برای این فاز محیا نبوده و در ساختار مشاهده نشدند. در واقع این ساختار پوشش دهی

۴-۳- تاثیر پارامترهای لیزر بر روی ریز ساختار ناحیه پوشش

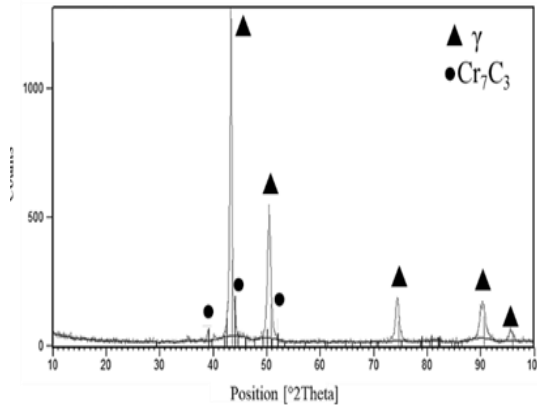
۴-۳-۱- تاثیر فرکانس لیزر

شکل ۹ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع نمونه های شماره ۲ و ۹ را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود، در نمونه شماره ۲ که فرکانس ۱۳/۶ هرتز بوده است، ساختار هایپر یوتکتیکی تشکیل شده است، اما با افزایش فرکانس تا ۱۸/۴ هرتز این ساختار به ساختار یوتکتیکی تبدیل شده است. با توجه به نتایج آنالیز عنصری و آنالیز XRD منطقه پوشش که در جدول ۴ ارائه شده است، ساختار نمونه شماره ۲، احتمالاً دارای کاربید کروم-اولیه (Cr_7C_3) می باشد که توسط یوتکتیکی متشکل از $Cr_7C_3 + \gamma$ احاطه شده است. از طرفی در نمونه شماره ۹ که فرکانس برابر با ۱۸/۴ هرتز است، ساختار کاملاً یوتکتیکی متشکل از $Cr_7C_3 + \gamma$ وجود دارد [۲۱]. این نتایج با نتایج پراش پرتو ایکس در بخش قبل در تطابق است.

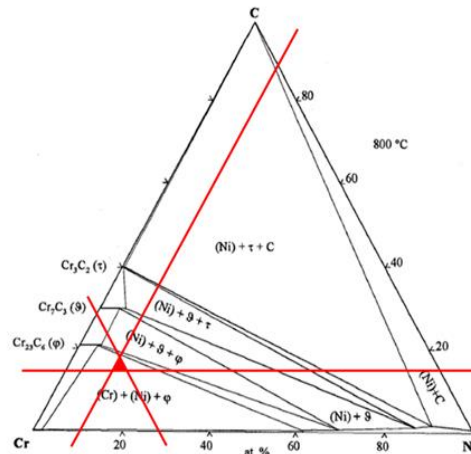
در آنالیز قسمت A مشاهده می شود که مقداری نیکل در فاز کاربید کروم انحلال داشته است. در قسمت B که یوتکتیک اطراف کاربید کروم را نشان می دهد، افزایش نیکل و کاهش کروم و همچنین حضور برخی عناصر آلیاژی در این فاز (γ) مشهود است. حضور نیکل بیشتر و کروم کمتر و همچنین انحلال برخی عناصر آلیاژی از فلز پایه احتمالاً باعث تشکیل محلول جامد در این ناحیه است. این نتایج در تطابق با گزارشات دیگر محققین است [۹ و ۱۱].

فرکانس بالاتر نمونه ۹ در مقایسه با نمونه ۲، سبب شده حرارت ورودی از ۵۳/۵۷ به ۷۵ ژول بر میلیمتر افزایش یابد (جدول ۳)؛ بنابراین مقدار بیشتری از زیرلایه ذوب می شود و سبب افزایش نرخ انحلال می گردد (نرخ انحلال نمونه ۹ برابر ۲۵ درصد و نرخ انحلال نمونه ۲ برابر ۱۰/۵ درصد است). با افزایش نرخ انحلال، مقدار بیشتری عناصر آلیاژی مانند نیوبیوم از فلز پایه جدا می شوند و در منطقه پوشش تجمع می یابند. این موضوع با مقدار بالاتر نیکل و مقدار کمتر کربن در این نمونه نسبت به نمونه قبلی نیز قابل تایید است. در واقع حضور بیشتر مذاب از فلز پایه به ناحیه پوشش منجر به حضور بیشتر عناصر آلیاژی و کم رنگ تر شدن نقش کروم و کربن در ریز ساختار شده است.

شده، ساختاری شبه پایدار است و با قرار گیری در دماهای بالا تغییرات ساختاری در آن ایجاد می شود. با این حال، فاز γ و کاربیدهای Cr_7C_3 ناپایدار در منطقه پوشش به دلیل سرعت سرد شدن بالا در طول فرآیند روکش لیزری تشکیل می شوند [۹].



شکل ۷- آنالیز پراش پرتو ایکس از ناحیه پوشش دهی شده



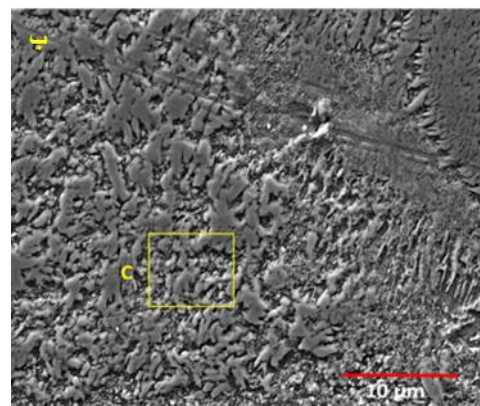
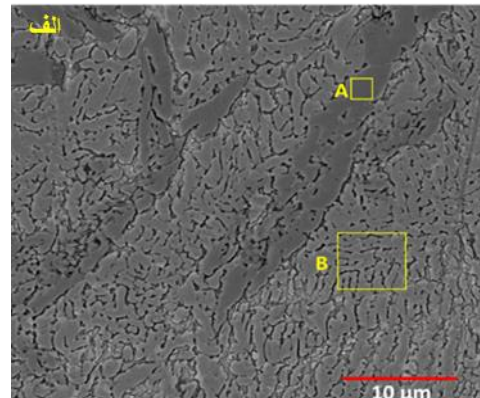
شکل ۸- نمودار تعادلی Cr-Ni-C در دمای ۸۰۰ درجه سانتی گراد و محدوده ترکیب فازی ناحیه پوشش [۹].

عرض پالس کمتر، ساختاری با کاربیدهای کروم اولیه Cr_7C_3 که توسط ساختار یوتکتیکی $Cr_7C_3+\gamma$ احاطه شده است، تشکیل شده است (منطقه F). در نمونه ۸ که عرض پالس بیشتری دارد، ساختار کاملاً یوتکتیکی $Cr_7C_3+\gamma$ حضور دارد (منطقه G). عدم حضور کاربید کروم اولیه در نمونه ۸ نسبت به نمونه ۴ به دلیل رقیق شدن ریزساختار ناحیه پوشش دهی توسط ذوب بیشتر فلز پایه است.

عرض پالس تاثیر قابل توجهی بر روی نرخ انحلال دارد. کاهش عرض پالس سبب کاهش حرارت ورودی از ۶۲/۵ به ۴۰ ژول بر میلیمتر و چگالی توان لیزر از ۹۸/۴۲ به ۶۲/۹۹ وات بر میلیمتر مربع می شود (جدول ۳)؛ بنابراین کاهش عرض پالس اثر قابل توجهی بر کاهش ذوب زیر لایه از طریق کاهش زمان روشن بودن لیزر داشته است. نرخ انحلال نمونه ۴ برابر ۵ درصد و نرخ انحلال نمونه ۸ برابر ۱۲ درصد است. غلظت کلی کروم و کربن در ریزساختار نمونه ۸ نسبت به نمونه ۴، کمتر شده و پتانسیل تشکیل کاربیدهای کروم اولیه وجود ندارد (جدول ۵). علاوه بر این، در نمونه ۸، عناصر تیتانیوم و نیوبیوم حضور دارند که در نمونه شماره ۴ مشاهده نشد. این موضوع رقیق شدن بیشتر این نمونه و ورود عناصر آلیاژی از زیرلایه اینکونل ۷۱۳ کم کربن به ناحیه پوشش را تایید می کند.

در عرض پالس بالاتر با توجه به ذوب بیشتر زیر لایه، چاه حرارتی بزرگتر و موثرتری حوضچه مذاب را تحت تاثیر قرار می دهد. این موضوع منجر به سرعت سرد شدن بالاتر حوضچه مذاب در عرض پالس بالاتر می گردد [۲۲]. فرآیند انحلال کاربیدهای اولیه در مذاب و تشکیل آنها در حین فرایند تابع دما و زمان است [۲۳]؛ بنابراین، با افزایش عرض پالس، میزان ذوب شدن، چاه حرارتی و سرعت سرد شدن افزایش می یابد و با توجه به عدم زمان کافی برای نفوذ عناصر برای تشکیل کاربیدها، ساختار ریزتری نسبت به نمونه های با عرض پالس کمتر ایجاد می گردد (شکل ۱۰).

از طرف دیگر با افزایش عرض پالس، حرارت ورودی افزایش می یابد. این موضوع منجر به نفوذ بیشتر عناصر می گردد. پتانسیل بالاتر نفوذ منجر به تشکیل کاربیدهای کشیده تر یا به اصلاح میله ایی شکل در ساختار می شود [۲۳]. میله ایی شکل بودن کاربیدهای تشکیل شده در شکل



شکل ۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه هایی با فرکانس مختلف الف) نمونه ۲ ب) نمونه ۹.

جدول ۴- آنالیز عنصر (Wt. %) برای نواحی مشخص شده

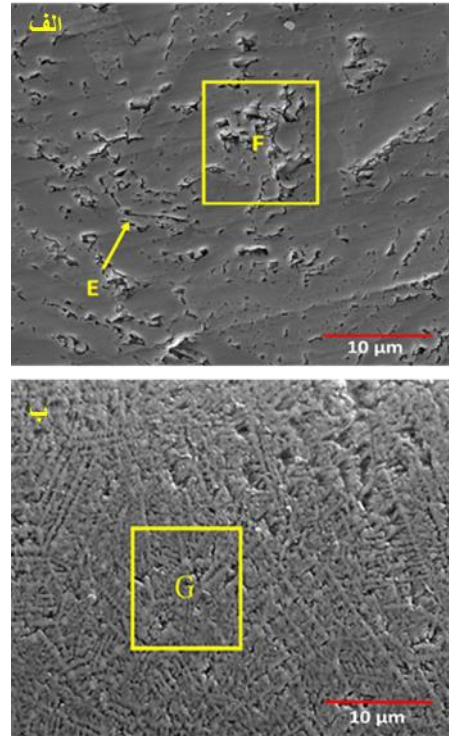
در شکل ۹

منطقه	Cr	C	Ni	Fe	Al	Nb
A	۹۰/۶۲	۷/۰۲	۲/۳۶	-	-	-
B	۸۷/۹۵	۶/۲۴	۱۲/۲۱	۱/۵۵	۱/۰۵	-
C	۷۷/۶۴	۴/۲۲	۱۴/۲۰	۰/۸۲	-	۳/۱۲

۳-۴-۲- تاثیر عرض پالس

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی منطقه پوشش برای نمونه های ۴ و ۸ در شکل ۱۰ ارائه شده است که در آن نمونه ۴ با عرض پالس ۱۰ میکروثانیه و نمونه ۸ با عرض پالس ۱۶ میکروثانیه پوشش کاری شده اند. طبق این تصاویر، عدم حضور ذرات ذوب نشده نشانگر این مطلب است که دما و زمان کافی برای ذوب ذرات Cr_3C_2 وجود داشته است. نتایج آنالیز عنصری منطقه پوشش برای نمونه های ۴ و ۸ در جدول ۵ ارائه شده است. مشاهده می گردد که در نمونه با

میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه ۸ را می‌توان به این پدیده نسبت داد.



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه هایی با عرض پالس مختلف (الف) نمونه ۴ (ب) نمونه ۸.

جدول ۵- آنالیز عنصری (Wt. %) برای نواحی مشخص شده در شکل ۱۰

منطقه	Cr	C	Ni	Fe	Al	Ti	Nb
E	۸۲/۹۷	۱۴/۸۲	-	۲/۱۲	-	-	-
F	۷۱/۵۱	۱۴/۴۹	۸/۹۵	۳/۹۵	۰/۷۷	-	-
G	۷۰/۶۰	۱۰/۱۱	۸/۲۴	۶/۹۲	۰/۲۱	۰/۸۹	۳/۰۳

۳-۴-۳- تأثیر سرعت لیزر

شکل ۱۱ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی منطقه پوشش را برای نمونه های ۱۰ و ۱۱ نشان می‌دهد. در این دو نمونه پارامترهای لیزر به جز سرعت روبش لیزر، ثابت در نظر گرفته شدند (فرکانس لیزر ۱۸/۴ هرتز و عرض پالس ۱۴/۸ میلی ثانیه). برای نمونه ۱۰ سرعت روبش لیزر ۲/۸ میلیمتر بر ثانیه و برای نمونه ۱۱ سرعت روبش لیزر ۵/۲ میلیمتر بر ثانیه در نظر گرفته شد؛ همچنین آنالیز عنصری نواحی مشخص شده در این شکل در جدول ۶ آورده شده

است. ساختار کاملاً یوتکتیکی $Cr_7C_3+\gamma$ در ریزساختار نمونه ۱۰ به وضوح مشاهده می‌شود؛ همچنین ساختار هایپر یوتکتیک شامل کاربید کروم اولیه Cr_7C_3 به همراه ساختار یوتکتیکی $Cr_7C_3+\gamma$ در ریزساختار نمونه ۱۱ مشخص است. افزایش سرعت لیزر از ۲/۸ میلیمتر بر ثانیه به ۵/۲ میلیمتر بر ثانیه منجر به کاهش حرارت ورودی از ۹۶/۴۲ به ۵۱/۹۲ ژول بر میلیمتر می‌گردد. این موضوع سبب کاهش ذوب زیرلایه شده و درصد رقیق شدن را کاهش می‌دهد. با افت درصد رقیق شدن، غلظت عناصر کروم و کربن در ساختار بیشتر شده و پتانسیل تشکیل کاربید کروم در ریزساختار بیشتر خواهد بود. نتایج آنالیز عنصری در جدول ۶ نشان می‌دهد که در نمونه ۱۰ که سرعت کمتر است، غلظت کروم به مراتب کمتر از نمونه ۱۱ است. علاوه بر این، در اثر انحلال بیشتر فلز پایه، غلظت نیکل و دیگر عناصر آلیاژی در ساختار افزایش یافته است (ناحیه H)؛ به طوری که نیوبیوم و تیتانیوم در این ناحیه حضور داشته اما در نمونه ۱۰ اثری از آنها دیده نمی‌شود.

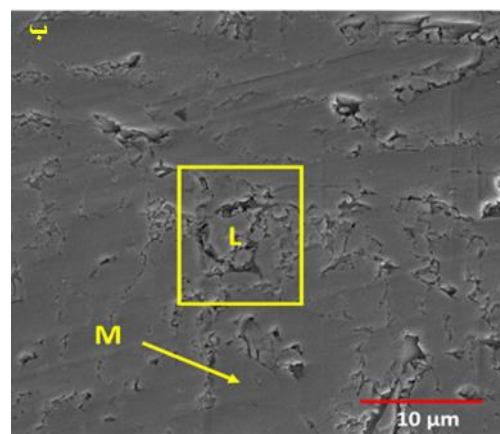
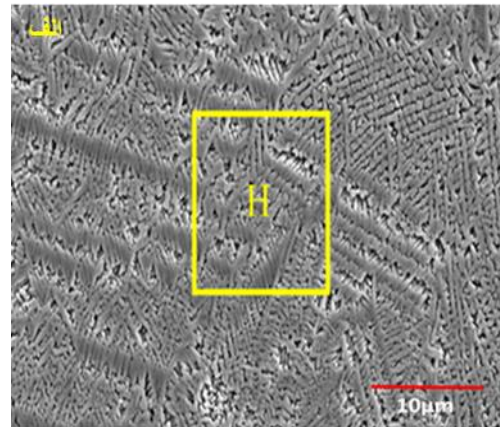
توجه به این نکته ضروری است که در نمونه‌های لیزرکاری شده با سرعت بالاتر، زمان تعامل پرتو لیزر با سطح کمتر خواهد بود (جدول ۳)؛ بنابراین سرعت سرد شدن بیشتر خواهد بود. اما بایستی در نظر داشت که سرعت های لیزر بیشتر، منطقه ذوب زیرلایه کوچکتری را ایجاد می‌کند، بنابراین حوضچه مذاب درگیر چاه حرارتی کوچکتری نسبت به نمونه لیزرکاری با سرعت کمتر است. پس این دو عامل در تضاد با یکدیگر هستند که با توجه به شرایط فرآیند درصد تاثیر گذاری هر یک می‌تواند از دیگری بیشتر باشد، اما موضوع حائز اهمیت آن است که هر چقدر سرعت سرد شدن سریع تر باشد، ساختار ریزتر خواهد بود، زیرا زمان نفوذ برای تشکیل کاربیدها کمتر خواهد شد.

است. لی و همکاران [۲۴]، مقادیر سختی کاربیدهای کروم را محاسبه کردند و گزارش دادند که سختی کاربیدهای کروم به شرح زیر افزایش می‌یابد:

$Cr_{23}C_6 < Cr_7C_3 < Cr_3C < Cr_3C_2 < c-CrC < h-CrC$
 بنابراین با توجه به این که کاربیدهای اولیه Cr_3C_2 در حین فرایند ذوب شده‌اند و کاربیدهای Cr_7C_3 در ساختار ایجاد شده است، منطقی است که میزان سختی پوشش دهی از سختی پودرهای ابتدایی کمتر باشد. علاوه بر این حضور محلول جامد آستنیتی نیز منجر به افت سختی می‌شود. لازم به ذکر است که سختی‌های گزارش شده در این بخش میانگینی از سختی‌های اندازه گیری شده است.

شکل ۱۲ نمودار تغییرات سختی را برای نمونه‌هایی نشان می‌دهد که در آنها تغییرات فرکانس اعمال شده است. در این نمودار دو سری از نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفت که گروه اول شامل نمونه‌های ۱ و ۶ و ۱۳ بودند که در آنها فرکانس به ترتیب ۱۲، ۱۶ و ۲۰ هرتز بود و گروه دوم شامل نمونه‌های ۲ و ۹ بودند که در آنها فرکانس به ترتیب ۱۳/۶ و ۱۸/۴ هرتز بود. لازم به ذکر است، دیگر پارامترهای برای هر یک از این دو گروه یکسان است. همانطور که در شکل مشاهده می‌شود، افزایش فرکانس موجب کاهش سختی از حدوداً ۱۲۹۵ تا ۱۰۳۰ ویکرز شد. برای نمونه ۲ و ۹ که فرکانس از ۱۳/۶ به ۱۸/۴ هرتز افزایش یافت، سختی از ۱۲۸۵ به ۱۲۰۴ ویکرز کاهش پیدا کرد.

تغییرات سختی با فرکانس لیزر در تطابق با تغییرات ریزساختاری است. افزایش فرکانس موجب افزایش توان لیزر می‌گردد؛ بنابراین حرارت ورودی به زیر لایه افزایش می‌یابد و در نتیجه ناحیه ذوب زیر لایه گسترش و درصد رقیق شدن لایه آلیاژی توسط زیر لایه نیز افزایش می‌یابد (جدول ۳). این موضوع احتمالاً منجر به کاهش درصد عناصر کروم و کربن می‌گردد و ساختار از پری یوتکتیک $Cr_7C_3 + \gamma$ (برای فرکانس‌های کم به ساختار کاملاً یوتکتیکی $Cr_7C_3 + \gamma$ تغییر می‌یابد. واضح است که عدم حضور کاربیدهای اولیه Cr_7C_3 در ساختار منجر به افت سختی شده است.



شکل ۱۱- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه هایی با سرعت‌های لیزر مختلف الف) نمونه ۱۰ ب) نمونه ۱۱.

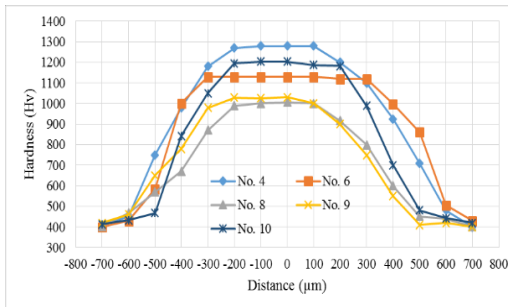
جدول ۶- آنالیز عنصری EDS (Wt. %) برای نواحی

مشخص شده در شکل ۱۱

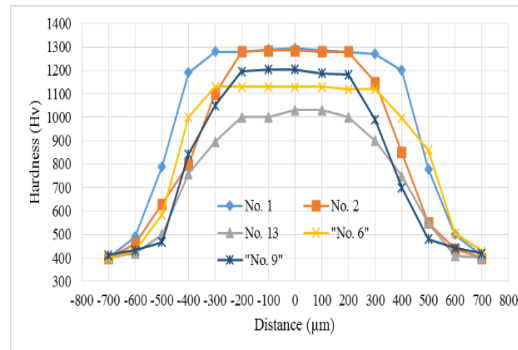
منطقه	Cr	C	Ni	Fe	Al	Ti	Nb
H	۶۸/۶۲	۸/۴۲	۱۱/۹۴	۴/۹۲	-	۲/۲۵	۳/۸۸
L	۸۴/۹۴	۴/۱۲	۹/۵۱	۱/۴۳	-	-	-
M	۹۵/۵۳	۴/۴۷	-	-	-	-	-

۳-۵- تاثیر پارامترهای لیزر بر روی پروفیل سختی

در بخش ریزساختار اشاره شد که فاز محلول جامد آستنیتی و کاربید Cr_7C_3 برای همه نمونه‌ها در لایه پوشش حضور دارند. شرایط متفاوت لیزرکاری موجب تشکیل این دو فاز در مقادیر و موفولوژی‌های مختلف می‌شود. با توجه به سختی بالای کاربید کروم و سختی پایین محلول جامد آستنیتی، میزان سختی لایه‌ها به توجه به درصد آنها در ریزساختارها متفاوت

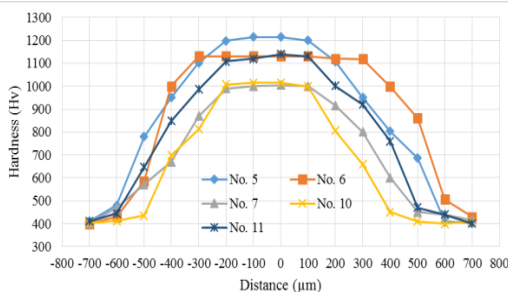


شکل ۱۳- تغییرات میکرو سختی بر حسب تغییرات عرض پالس لیزر



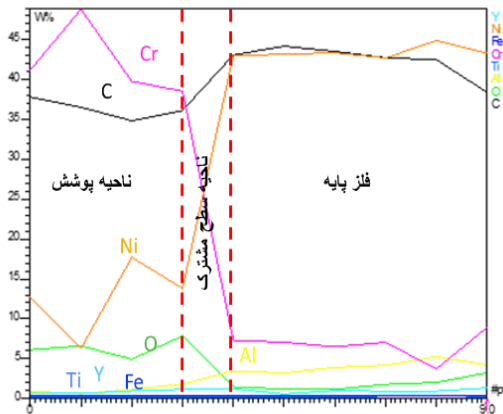
شکل ۱۲- تغییرات میکرو سختی بر حسب تغییرات فرکانس لیزر

شکل ۱۴ تغییرات سختی بر اثر تغییرات سرعت روبش
 اشعه لیزر را برای دو دسته از نمونه ها نشان می دهد. این نمودارها نشان می دهد که افزایش سرعت موجب بهبود سختی لایه پوشش کاری شده می شود. دلیل این پدیده را همانند پارامترهای فرکانس و عرض پالس، می توان به ساختار تشکیل شده در اثر تغییرات ترکیب شیمیایی ناحیه ذوب با توجه به تغییرات سرعت توجیه کرد. افزایش سرعت منجر به اختلاط کمتر ذوب فلز پایه در ناحیه سخت شده می گردد. این موضوع منجر به تشکیل و پایداری ساختار هیپو یوتکتیک می شود که دارای کاربیدهای کروم اولیه است؛ بنابراین، سختی بالاتر در اثر افزایش سرعت روبش لیزر حاصل می شود. همان طور که در شکل ۱۴ مشاهده شد، در اثر افزایش سرعت روبش لیزر از ۲ تا ۶ میلی متر بر ثانیه در نمونه های ۵ و ۶ و ۷، سختی از ۱۰۱۵ ویکرز به ۱۲۱۵ ویکرز افزایش می یابد. برای نمونه های ۱۰ و ۱۱ نیز این افزایش سختی از ۱۰۰۵ ویکرز به ۱۱۸۰ ویکرز، با افزایش سرعت روبش لیزر از ۲/۸ تا ۵/۲ میلی متر بر ثانیه مشاهده می شود.



شکل ۱۴- تغییرات میکرو سختی بر حسب تغییرات سرعت لیزر

نمودار تغییرات پروفیل میکروسختی برای نمونه های آلیاژی شده در اثر تغییرات عرض پالس لیزر در شکل ۱۳ ارائه شده است. در این نمودار دو سری از نمونه ها مورد بررسی قرار گرفته شده است که در گروه اول، عرض پالس از ۱۰ به ۱۶ میکروثانیه افزایش یافته و در گروه دوم نیز از ۱۱/۲ به ۱۴/۸ میکروثانیه افزایش داشته است. لازم به ذکر است دیگر پارامترهای برای هر یک از این دو گروه یکسان است. تغییرات سختی نشان می دهد که با افزایش عرض پالس لیزر، میزان سختی کاهش می یابد. این موضوع به دلیل افت میزان کاربیدهای اولیه در ریزساختار نمونه هایی است که با عرض پالس بالاتر پوشش کاری شدند. در واقع با افزایش درصد رقیق شدن لایه و افت غلظت عناصر کروم و کربن، ساختار کاملاً یوتکتیکی کاربید کروم و محلول جامد آستینیتی غالب می شود که میزان سختی آن نسبت به ساختار هیپو یوتکتیکی اشاره شده کمتر است. بیشترین سختی مشاهده شده برای نمونه ۴ به میزان حدوداً ۱۲۸۰ ویکرز مشاهده شد که با افزایش عرض پالس از ۱۰ به ۱۶ میکروثانیه، این میزان سختی تا حدوداً ۲۵۰ ویکرز کاهش پیدا کرد. برای دسته دوم نمونه ها، وقتی عرض پالس به میزان ۱۱/۲ میکروثانیه اعمال شد، میزان سختی کمی بیشتر از ۱۲۰۰ ویکرز مشاهده شد، اما زمانی که عرض پالس به ۱۴/۸ میکروثانیه افزایش پیدا کرد، میزان سختی تا حدود ۱۰۰۵ ویکرز کاهش یافت.

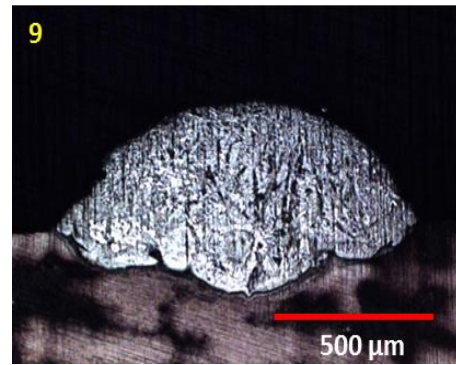


شکل ۱۶- آنالیز خطی عناصر برای نمونه بهینه

برای ارزیابی پدیده نفوذ در سطح مشترک منطقه پوشش نمونه بهینه، آنالیز صفحه‌ای انجام پذیرفت (شکل ۱۷). همان طور که مشاهده می‌شود، پوشش دارای یک ریزساختار متراکم با عناصر توزیع شده همگن است. این موضوع نشان می‌دهد که پودرها در طی فرآیند روکش لیزری کاملاً ذوب شده‌اند. مقدار عناصر کروم و کربن در منطقه پوشش دهی شده به طور قابل توجهی بیشتر از مقادیر آنها در فلز پایه است. در حالیکه مقدار عناصر آهن و نیکل در زیر لایه به طور قابل توجهی بیشتر از منطقه پوشش دهی شده می‌باشد. بنابراین عناصر کروم و کربن، عناصر غالب در منطقه پوشش دهی شده می‌باشند. کربن به عنوان پایدار کننده فاز آستنیت است، در حالیکه کروم پایدار کننده فاز فریت است [۲۵]؛ بنابراین این دو عنصر تاثیر متضادی بر روی ریز ساختار منطقه پوشش دارند.

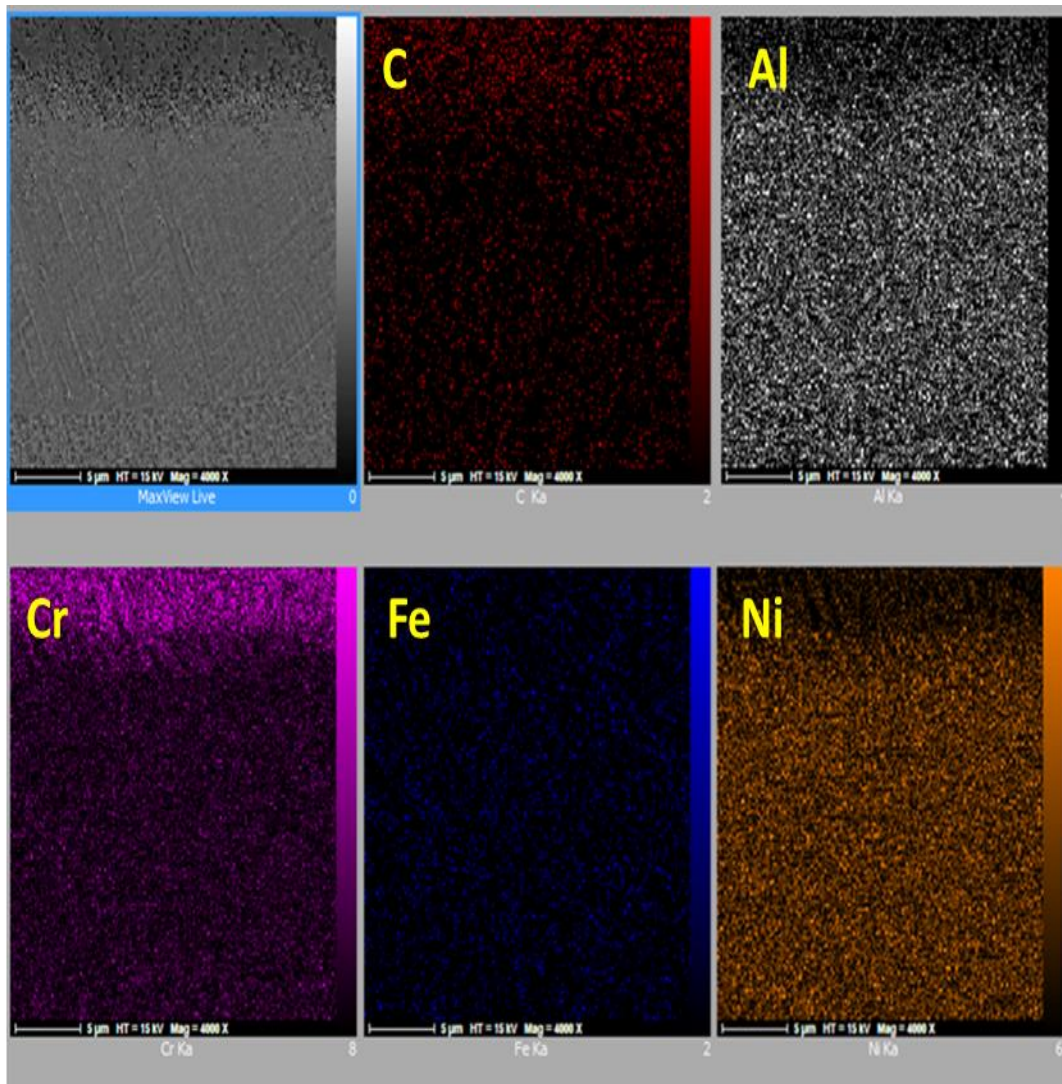
۳-۶- بررسی نمونه بهینه

با توجه به بررسی‌های انجام شده، هم از لحاظ نرخ انحلال و هم از لحاظ میزان سختی، نمونه شماره ۹ با فرکانس ۱۸/۴ هرتز، عرض پالس ۱۱/۲ میلی‌ثانیه و سرعت لیزر ۲/۸ میلی-متر بر ثانیه به عنوان نمونه بهینه انتخاب شد. این نمونه دارای نرخ انحلال ۲۵ درصد و سختی قابل توجه ۱۲۰۴ ویکرز است که در حدود ۳ برابر سختی فلز پایه (حدوداً ۴۵۰ ویکرز) است. همانطور که در شکل ۱۵ مشاهده می‌شود، هیچ گونه حفره و ترکی در هندسه پوشش مشاهده نمی‌شود؛ بنابراین، نمونه شمار ۹ به عنوان نمونه بهینه معرفی شد.



شکل ۱۵- تصویر میکروسکوپ نوری نمونه بهینه.

در شکل ۱۶ آنالیز خطی عناصر برای نمونه بهینه نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می‌گردد، عرض ناحیه سطح مشترک در حدود ۱۰ میکرومتر است. عنصر کروم به تدریج در ناحیه سطح مشترک افزایش یافته است، اما عنصر نیکل در این ناحیه کاهش تدریجی داشته است که موید وقوع پدیده نفوذ است.



شکل ۱۷- تصویر آنالیز صفحه ای از منطقه سطح مشترک نمونه بهینه

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش، پوشش دهی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن توسط پودر متکو ۸۱ وی اف و دستگاه لیزر پالسی Nd:YAG انجام پذیرفت. تاثیر پارامترهای لیزر از جمله فرکانس لیزر، عرض پالس و سرعت لیزر بر روی ریزساختار و سختی منطقه پوشش مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج به دست آمده به شرح ذیل است:

۱- ایجاد آلیاژ سخت با پیوند متالورژیکی مناسب با زیر لایه و مقدار ذوب کنترل شده زیرلایه توسط لیزر پالسی Nd:YAG امکان پذیر است.

۲- افزایش حرارت ورودی (افزایش فرکانس و عرض پالس و کاهش سرعت لیزر) منجر به ذوب بیشتر زیر لایه و افزایش میزان رقیق شدن لایه آلیاژی توسط فلز پایه می شود.

۳- به طور کلی دو ریز ساختار هیپوئوتکتیکی $(Cr_7C_3 + \gamma)$ و کاملاً یوتکتیکی $(Cr_7C_3 + \gamma)$ در ساختار نمونه های پوشش داده شده مشاهده می گردد. افزایش هر چه بیشتر درصد رقیق شدن منجر به تشکیل بیشتر ساختار یوتکتیکی در لایه پوشش می شود.

۴- با در نظر گرفتن میزان درصد رقیق شدن، میزان سختی در نمونه هایی که دارای درصد رقیق شدن کمتری بودند بیشتر

[11] Verdi D, Garrido MA, Múnez CJ, Poza P (2017) Microscale effect of high-temperature exposition on laser clad Inconel 625-Cr₃C₂ metal matrix composite. *J Alloys Compd* 695: 2696–2705.

[۱۲] ذاکری م، نصراصفهان‌ئی ع، برکت م (۱۳۹۹) ارزیابی خواص ریز ساختاری روکش کاری لیزری اینکونل ۶۲۵ روی فولاد ASTM A575 با استفاده از لیزر فیبری. سومین کنفرانس بین المللی جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران، بیست و یکمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی و دهمین کنفرانس ملی آزمایش‌های غیرمخرب، اصفهان، ایران.

[13] Javid Y, Ghoreishi M, Torkamany M J (2015) Preplaced laser cladding of WC powder on Inconel 718 by Nd: YAG laser. *Modares Mech Eng* 15(7): 98-106.

[۱۴] خرم ع (۱۴۰۰) بررسی تاثیر پارامترهای فرآیند پوشش دهی با لیزر روی مشخصه‌های هندسی و سختی فولاد ۴-۱۷. نشریه علمی پژوهشی مکانیک سازه‌ها و شماره‌ها. ۱۱(۲): ۱۳۳-۱۴۳.

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

[16] Khorram A, Davoodi jamaloei A, jafari A (2019) Surface transformation hardening of Ti-5Al-2.5Sn alloy by pulsed nd:yag laser: an experimental study. *Int J Adv Manuf Tech* 100: 3085–3099.

[17] Khorram A (2021) Microstructural evolution of laser clad Stellite 31 powder on Inconel 713 LC superalloy. *Surf Coat Technol* 423: 127633.

[18] Matysiak H, Zagorska M, Balkowiec A, Adamczyk-Cieslak B, Cygan R, Cwajna J, Nawrocki J, Kurzydłowski K. J (2014) The Microstructure Degradation of the IN 713C Nickel-Based Superalloy After the Stress Rupture Tests. *J Mater Eng Perform* 23(9), 3305–3313.

[19] Šulák I, Obrtlík K, Čelko L, Jech K, and Gejdoš P (2017) High-Temperature Low Cycle Fatigue Resistance of Inconel 713LC Coated with Novel Thermal Barrier Coating," in Proceedings of the 17th International Conference on New Trends in Fatigue and Fracture:49-56.

[20] Galizoni BB, Couto AA, Reis DA (2019) Heat Treatments Effects on Nickel-Based Superalloy Inconel 713C. *Metals* 9(1): 47.

[21] Liu XB, Wang HM (2007) Microstructure and tribological properties of laser clad γ /Cr₇C₃/TiC composite coatings on γ -TiAl intermetallic alloy, *Wear* 262(5): 514-521.

[22] Chehrghani A, Torkamany MJ, Hamed MJ, Sabbaghzadeh J (2012) Numerical modeling and experimental investigation of TiC formation on

بود، زیرا ساختارهای هاپیر یوتکتیک در این نمونه‌ها غالب بود. افزایش فرکانس و عرض پالس موجب افت سختی می‌شود، ولی افزایش سرعت روبش لیزر، سبب افزایش سختی می‌گردد.

۵- نمونه بهینه با فرکانس ۱۴/۸ هرتز، عرض پالس ۱/۲ میلی ثانیه و سرعت لیزر ۲/۸ میلی‌متر بر ثانیه انتخاب شد. همانطور که مشاهده شد، این نمونه علاوه بر نداشتن هیچ گونه عیبی در ساختار، از لحاظ درصد رقیق شدن (۲۵ درصد) و میزان میکروسختی (۱۲۰۴ ویکرز) مورد قبول است.

مراجع

[۱] فرنیاء، مالک ف، منتظری م (۱۳۸۷) اثر دمای عملیات حرارتی آنیل انحلالی بر ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل Inconel 713 LC. دومین همایش مشترک انجمن مهندسیین متالورژی و انجمن ریخته گری، کرج، ایران.

[2] Komvopoulos K, Nagarathnam K (1990) Processing and characterization of laser-clad coating materials. *J Eng Mater Technol* 112(2): 131-143.

[۳] فریدزاده م، صادقی م، مومنی ع (۱۴۰۰) پوشش دهی لیزری تیتانیوم کارباید/ فولاد زنگ نزن ۳۱۶ کم کربن به کمک روش سطح پاسخ. نشریه مهندسی مکانیک امیرکبیر ۵۳(۲): ۱۲۶۹-۱۲۸۶.

[4] Sun G., Zhang Y, Liu C, Li P, Tao X (2009) Microstructure and wear resistance enhancement of semi-steel rolls by laser surface alloying of NiCr-Cr₃C₂. *Lasers Eng* 19(5): 347-361.

[5] Pan C, Wang H, Wang H, Chang Q, Wang H (2010) Microstructure and thermal physical parameters of Ni60-Cr₃C₂ composite coating by laser cladding. *J Wuhan Univ Technol Mater Sci Ed* 25(6): 991-995.

[6] Kathuria YP (2001) Nd-YAG laser cladding of Cr₃C₂ and TiC cermets. *Surf Coat Technol* 140(3): 195-199.

[7] Zhang D, Zhang X (2005) Laser cladding of stainless steel with Ni-Cr₃C₂ and Ni-WC for improving erosive-corrosive wear performance. *Surf Coat Technol* 190(2-3): 212-217.

[8] Janicki D, Górká J, Kotarska A (2018) Laser cladding of Inconel 625-based composite coatings. *Weld Tech Rev* 90(9): 6-11.

[9] Kim TH, Kim BC (1992) Chromium carbide laser-beam surface-alloying treatment on stainless steel. *J Mater Sci* 27(11): 2967-2973.

[10] Tassin C, Laroudie F, Pons M, Lelait L (1955) Carbide-reinforced coatings on AISI 316L stainless steel by laser surface alloying. *Surf Coat Technol* 76(2), 450-455.

- theoretical hardness of chromium carbides by first-principles calculations. *J Alloys Compd* 509(17): 5242-5249.
- [25] Khorram A, Davoodi Jamaloei A, Jafari A, Paidar M, Cao X (2020) Microstructural evolution of laser-clad 75Cr3C2+25(80Ni20Cr) powder on Inconel 718 superalloy. *J MaterProcess Technol* 284, 116735.
- titanium surface pre-coated by graphite under pulsed laser irradiation. *Appl Surf Sci* 258(6): 2068-2076.
- [23] Wieczerzak K, Bala P, Dziurka R, Tokarski T, Cios G, Koziel T, Gondek L (2017) The effect of temperature on the evolution of eutectic carbides and $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ carbides reaction in the rapidly solidified Fe-Cr-C alloy. *J Alloys Compd* 698: 673-684.
- [24] Li Y, Gao Y, Xiao B, Min T, Yang Y, Ma S, Yi D (2011) The electronic, mechanical properties and