



## روکش کاری لیزری آلیاژ Ni-Mo-Al بر روی زیرلایه فولادی

مریم آذر<sup>۱</sup>، سید روح‌اله موسوی<sup>۱\*</sup> و سید مسعود برکت<sup>۲</sup>

۱. گروه مهندسی و علم مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

۲. دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

### چکیده

### واژگان کلیدی:

در این پژوهش روکش آلیاژی سه جزئی Ni-Mo-Al بر روی سطح فولاد ساده کربنی ایجاد شد. تاثیر توان لیزر و سرعت حرکت لیزر بر ریزساختار روکش‌های به دست آمده مورد ارزیابی قرار گرفت. ریزساختار و ترکیب شیمیایی روکش به دست آمده در شرایط مختلف بکمک میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) و اشعه ایکس پاشنده انرژی متصل به آن (EDS) مورد ارزیابی قرار گرفت. بررسی تصاویر ریز ساختار مقطع روکش نشان داد؛ روکش دارای ریزساختار ناحیه انتقالی، مرز نوع II، دندریت ستونی و دندریت هم محور می‌باشد. ارزیابی‌های شیمیایی عنصری پوشش نشان داد ترکیبات بین فلزی حاوی نیکل، مولیبدن و آهن تشکیل شده است که موجب بهبود ریز ساختار و دانه ریز شدن می‌شود. با افزایش سرعت روبش به دلیل حرارت ورودی کمتر جوانه زنی بیشتر رخ داده و مقدار دندریت‌ها بیشتر و ابعاد آنها ریزتر می‌شود. همچنین با افزایش سرعت روبش، رقت نیز افزایش پیدا می‌کند.

روکش لیزری

دندریت ستونی

مرز نوع II

دندریت هم‌محور

ریزساختار

تاریخ دریافت: ۱۴۰۳/۱۰/۱

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۱۲/۲۸

DOI: 10.22034/ISSST.2025.2048614.1634

## Laser cladding of Ni-Mo-Al alloy on steel substrate

### Abstract

In this study, a ternary Ni-Mo-Al alloy cladding was lasered on a plain carbon steel. The effect of laser power and laser speed on the microstructure of the resulting claddings was evaluated. The microstructure and chemical composition of the cladding obtained under different conditions were evaluated using optical microscopy, field emission scanning electron microscopy (FESEM), and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS). Examination of the cross-sectional microstructure images of the coating showed that the coating has a microstructure of the transition zone, type II boundary, columnar dendrites, and coaxial dendrites. Elemental evaluations of the cladding showed that intermetallic compounds containing nickel, molybdenum, and iron were formed, which improved the microstructure and grain refinement. With increasing scanning speed, due to lower input heat, more nucleation occurred and the amount of dendrites increased and their dimensions became smaller. Also, as the scanning speed increases, the dilution also increases.

**Keywords:** Laser cladding, columnar dendrite, type II boundary, coaxial dendrite and microstructure.

\* Corresponding author E-mail: mousavi@scu.ac.ir.

## ۱- مقدمه

ذوب سطحی و انجماد سریع آن، امکان تشکیل ساختارهای نانو و آمورف بسیار امکانپذیر است. در حالی که چنین ویژگی‌ها با روش‌های متداول اگر غیرممکن نباشد ولی بسیار سخت خواهد بود [۸].

برای تغییر ترکیب شیمیایی سطح می‌توان به دو روش اقدام کرد: (۱) با تابش لیزر بر سطح نمونه، همزمان پودر به محل تابش لیزر در سطح تزریق گردد و (۲) پیش از عملیات لیزرکاری، پوشش با ترکیب دلخواه به یکی از روش‌های نامبرده در بالا بر سطح ماده ایجاد گردد و با ذوب سطحی آن به کمک لیزر، به تغییر ترکیب شیمیایی سطح ماده دست زد.

در هر یک از حالت‌های لیزرکاری سطحی نامبرده، امکان نفوذ فلز زیرلایه به درون روکش وجود دارد که در اثر آن خواص روکش تحت تاثیر قرار می‌گیرد. این تاثیر ممکن است مثبت و یا منفی باشد در این باره مقالات متعددی وجود دارد. همتی و همکاران اثر رقیق شدن روکش آلیاژهای Ni-Cr-B-Si-C را مورد مطالعه قرار دادند [۹]. آنها گزارش کردند که در اثر نفوذ عنصر آهن از زیرلایه به درون روکش، سختی روکش از ۸۰۰ VHN به ۵۰۰ VHN کاهش می‌یابد. آنها علت کاهش سختی را به کاهش حجم مستحکم کننده‌هایی مانند ترکیبات بوراید کرم نسبت دادند. آنها دریافتند که با انحلال آهن و افزایش غلظت آن در روکش، از تشکیل فاز مستحکم بوراید کرم جلوگیری می‌گردد و به همین دلیل سختی روکش با افزایش انحلال آهن در آن کاهش می‌یابد.

آبیویی و همکاران تاثیر رقت (نفوذ Fe از زیرلایه به درون روکش) را مورد مطالعه قرار دادند. آنها دریافتند که با افزوده شدن Fe به روکش در حد  $\frac{4}{5wt\%}$  باعث بهبود مقاومت به خوردگی خواهد شد اما افزایش انحلال Fe در روکش به

روکش کاری لیزری<sup>۱</sup> یکی از راه‌های بهبود عملکرد سطحی مواد بشمار می‌رود که به تازگی بسیار مورد توجه قرار گرفته است. در این روش به علت قابلیت بالای تمرکز حرارت در سطح ماده، از روش روکش کاری لیزری برای بهبود خواص سطحی مواد از قبیل خوردگی [۱-۳]، سایش [۴-۶] و غیره استفاده گسترده می‌شود. از آنجا که در روکش کاری لیزری حرارت سطحی و متمرکز می‌باشد و به عمق نمونه نفوذ نمی‌نماید، خواص مکانیکی بالک یا توده ماده تغییر آنچنانی نمی‌نماید.

در این روش با ذوب سطحی ماده، امکان اصلاح ترکیب شیمیایی از طریق افزودن برخی عناصر آلیاژی به سطح، یا توزیع همگن ناخالصی‌ها و فازها و همچنین اصلاح ساختار سطح آن فراهم می‌گردد. در مقایسه با روش‌های متداول پوشش‌دهی نظیر آبکاری الکتریکی، الکترولس، اتصال نوردی<sup>۲</sup> و پاشش حرارتی<sup>۳</sup> که وجود تخلخل در پوشش و عدم چسبندگی مناسب آن به زیرلایه از ویژگی‌های اجتناب ناپذیر این روش‌ها بشمار می‌آیند. یکی دیگر از مزایای روکش کاری لیزری، رقیق شدن بسیار پایین روکش در این روش نسبت به سایر روش‌های روکش کاری می‌باشد.

لیزرکاری سطحی باعث بهبود چسبندگی پوشش به زیرلایه و کاهش چشمگیر تخلخل از طریق افزایش چگالی می‌گردد [۷]. از طرفی دیگر از آنجا که در این روش نیازی به بکارگیری خلاء نیست و تنها با بکارگیری یک گاز خنثی از اکسیداسیون نمونه می‌توان جلوگیری کرد، در مقایسه با روش‌های پوشش‌دهی فیزیکی بخار<sup>۴</sup> و پرتو الکترونی<sup>۵</sup> روشی اقتصادی به شمار می‌رود. در روش لیزرکاری سطحی به علت

<sup>۴</sup> Physical Vapor Deposition

<sup>۵</sup> Electron Beam Physical Vapor Deposition

<sup>۱</sup> Laser Cladding

<sup>۲</sup> Roll Bonding

<sup>۳</sup> Thermal Spraying

مقادیر بالاتر (یعنی ۱۲wt%)، به کاهش مقاومت خوردگی روکش می انجامد [۱۰].

تشکیل ترکیبات  $Al_2S_3$  و  $Al_{0.55}Mo_2S_4$  رخ سولفیداسیون پایینی دارند [۱۱، ۱۳].

یکی از نکات مهم در روکش کاری لیزری دستیابی به یک پوشش یک دست و اتصال متالورژیکی مطلوب با زیرلایه می باشد. اتصال خوب با نفوذ اتم زیرلایه به درون روکش (رقت بالا) ایجاد می گردد. افزایش رقت به تغییر ترکیب شیمیایی اسمی روکش نیز منجر می گردد که همانطور در بالا نیز اشاره گردید باعث افت بسیاری از خواص روکش خواهد شد. از اینرو، شرایط روکش کاری باید بگونه ای تنظیم شود که در آن ضمن ایجاد یک اتصال قابل قبول (مقداری رقت داشته باشیم)، افزایش رقت روکش به افت شدید خواص آن نینجامد. گفته می شود که بطور کلی رقت بین ۲ تا ۱۰ درصد قابل قبول خواهد بود.

از آنجا که خواص روکش آلیاژی Ni-Mo-Al با لیزر بر روی زیرلایه فولادی به انتخاب مناسب و بهینه پارامترهای عملیاتی مانند توان لیزر و حرکت نور لیزر یا میز بستگی خواهد داشت. تاثیر این پارامترهای عملیاتی روکش کاری لیزری مورد بررسی قرار می گیرد تا یک روکش لیزری با خواص مطلوب و حداقل عیب به دست آید.

## ۲- روش عملی انجام آزمایشات

ابتدا زیرلایه هایی از جنس فولاد ساده کربنی با ترکیب شیمیایی مطابق جدول ۱ آماده سازی سطحی شدند. برای این منظور ابتدا زیرلایه با ابعاد  $1/5 \times 2 \text{ cm}^2$  و به ضخامت  $8 \text{ mm}$  تهیه گردید. سپس این قرص ها جهت زدودن اکسیدها و آلودگی ها سنباده زنی شدند. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی<sup>۱</sup> (FESEM) پودرهای استفاده شده در شکل ۱ آورده شده است. از مخلوط پودری شامل ۹۰ wt% نیکل، ۵ wt% مولیبدن و ۵ wt% آلومینیم استفاده شد. پودر با استفاده از یک آسیاب گلوله ای سیاره ای، با سرعت  $400 \text{ rpm}$  به مدت ۳ ساعت با نسبت جرمی توپ به پودر ۱۰:۱ کاملاً مخلوط شدند. سپس مخلوط پودری یکنواخت به مدت ۲ ساعت در آون با دمای  $120^\circ \text{C}$  درجه سانتیگراد قرار داده شد.

از سوپر آلیاژهای پایه نیکلی در مقایسه با سایر سوپر آلیاژها بطور گسترده تری استفاده می شود که از این میان، برای ترکیب آلیاژی سه تایی Ni-Mo-Al ویژگی های خوبی ذکر نموده اند [۱۱، ۱۲]. از میان فلزات مهندسی، Mo پایین ترین ضریب انبساط حرارتی را دارد. ضریب انبساط حرارتی Mo از ایتریا هم پایین تر است. با کنترل مقدار Mo در پوشش و افزودن آن به ترکیب آلیاژی Ni-Al، امکان ایجاد یک لایه میانی با کمترین ضریب انبساط حرارتی بین زیرلایه فلزی و پوشش سرامیکی فراهم می گردد [۱۲]. آلیاژهای سه تایی Ni-Mo-Al همچنین در محیط های سولفیدی دمای بالا از طریق

جدول ۱. ترکیب شیمیایی زیرلایه از جنس فولاد ساده کربنی

نام عنصر	C	Si	Mn	Pb	Cr	Ni	Mo	Nb	Fe
درصد وزنی	۰/۴۵	۰/۰۲	۰/۷	۰/۰۲	۰/۰۸	۰/۱۱	۰/۱	۰/۰۲	۹۸/۵

<sup>۱</sup> Field Emission Scanning Electron Microscopy

جدول ۲. ترکیب اولیه روکش و مقدار پارامترهای استفاده شده در تهیه روکش

تأثیر سرعت لیزر			تأثیر توان لیزر			نام نمونه
A31	A21	A11	A13	A12	A11	
۳۰۰			۷۰۰	۵۰۰	۳۰۰	توان لیزر (وات)
۱۰	۸	۶	۶			سرعت حرکت لیزر (mm/s)
۲			۲			قطر پرتو لیزر (mm)
۴۰			۴۰			میزان همپوشانی (%)

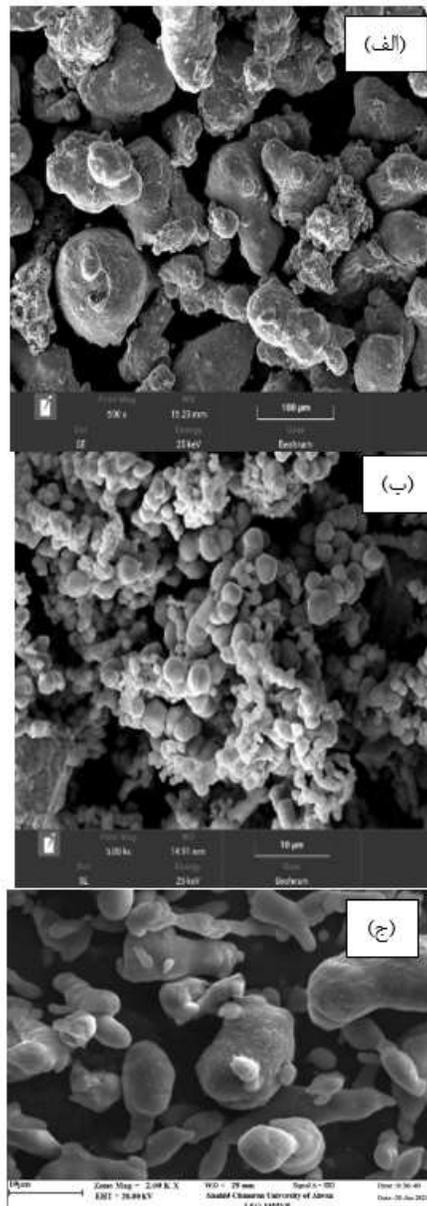
تصاویر ریزساختار نمونه‌های لیزرکاری سطحی شده به کمک میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) به دست آورده شدند. برای این منظور سطح نمونه‌ها با کاغذ سنباده‌های ۳۲۰، ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۲۰۰ سنباده‌زنی شدند و سپس با محلول آلومینا پالیش شدند. نمونه‌های پالیش شده در محلول ماربل اچ شدند و تصاویر ریزساختار تهیه شدند. ترکیب شیمیایی نمونه‌ها به کمک طیف‌سنج پاشنده انرژی (EDS) متصل به FESEM مشخص شد.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱ تأثیر توان لیزر بر ریز ساختار نمونه‌های روکش کاری

##### شده با ترکیب شیمیایی Ni5Mo5Al

در شکل ۲-الف تا ۲-ط تصویر نوری ساختار روکش از سه ناحیه‌ی آن قسمت پایینی یا مجاور فصل مشترک روکش/ زیرلایه، قسمت میانی روکش و قسمت بالای روکش یا مجاور سطح روکش تحت توان‌های مختلف نشان داده شده



شکل ۱. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی پودرهای استفاده شده در ساخت روکش: الف) نیکل، ب) مولیبدن و ج) آلومینیم.

در ادامه زیرلایه‌های آماده‌سازی شده مطابق شرایط آورده شده در جدول ۲ تحت عملیات لیزرکاری سطحی قرار داده شدند. به‌منظور جلوگیری از اکسیداسیون مذاب در طی لیزرکاری، دمش گاز خنثی آرگون با نرخ ۱۵L/min در محل تابش لیزر و بستر مذاب جریان داشت.

این جهت، شیب حرارتی تند ایجاد می‌شود. در نزدیکی سطح لایه روکش، گرما بیشتر از طریق جو اطراف پخش می‌شود و G دیگر غالب نیست: به همین دلیل، در این ناحیه دندریت‌ها بسیار ریز و از هم گسیخته می‌شوند و ساختار دانه‌های هم محور تشکیل می‌شود [۱۴-۱۷]. همچنین ساختار پایینی لایه روکش تحت توان‌های متفاوت در شکل ۲-ج-و-ط آورده شده است. همانطور که دیده می‌شود در اثر افزایش توان از ۳۰۰ به ۷۰۰ وات ناحیه انتقالی با مرز نوع II در فصل مشترک زیرلایه با روکش تشکیل می‌شود و افزایش توان اندازه آن را تا حدودی بیشتر کرده است. چنین بنظر می‌رسد که در اثر افزایش توان، حرارت ورودی به نمونه افزایش پیدا می‌کند و متعاقب آن نرخ انجماد کاهش می‌یابد و در نتیجه آن ریز ساختار دندریتی و فضای بین آن‌ها مدت زمان بیشتری در دمای بالا قرار می‌گیرند و فرصت رشد پیدا می‌کنند و درشت‌تر می‌شوند [۱۸-۲۱].

این ناحیه انتقالی (TZ) ناحیه باریکی در جوش‌های غیر مشابه است که گاهی در فلز جوش نزدیک به خط همجوشی ظاهر می‌شود، به عنوان ناحیه‌ای تعریف می‌شود که بوسیله خط همجوشی و فلز جوش رقیق نشده محصور شده است. ترکیب ناحیه انتقالی (TZ) نسبت به ترکیب فلز پایه فولادی و فلزات جوش بسیار متفاوت است.

از مهمترین دلایل تشکیل این ناحیه انتقالی وجود ساختارهای کریستالی مختلف، ترکیبات شیمیایی مختلف و نرخ‌های نفوذ مختلف بین فلز پایه فریتی (BCC) و روکش آستنیتی (FCC) است. از آنجا که زیر لایه فولاد ساده کربنی با ریز ساختار فریتی-پرلیتی است و از سویی دیگر روکش سوپرآلیاژ پایه نیکلی با ریز ساختار FCC است و انجماد زیر لایه به صورت فریت دلتا است عدم تطابق جهتی بسیار زیاد در عرض آن فصل مشترک شکل می‌گیرد. این مرز به اندازه

است. همان گونه که از شکل مشخص است، ساختار روکش ناهمگن بوده و شامل چند بخش متفاوت شامل: ناحیه انتقالی<sup>۱</sup> (TZ)، مرز نوع II، رشد صفحه‌ای، سلولی، دندریت‌های ستونی و دندریت‌های هم محور می‌باشد. همانطور که در تمامی توان‌ها دیده می‌شود با افزایش فاصله از فصل مشترک روکش با زیرلایه و دور شدن از زیرلایه، ساختار روکش به دست آمده از دندریت‌های ستونی به دندریت‌های هم محور تغییر ماهیت می‌دهند. یک ناحیه‌ی انتقالی در حدفاصل زیرلایه و دانه‌های ستونی موسوم به ناحیه‌ی انتقالی تشکیل می‌شود که روکش را از زیرلایه جدا می‌نماید. در توان ۳۰۰ وات ریزساختار ناحیه میانی روکش شامل دندریت‌های ستونی است اما با افزایش توان لیزر به ۷۰۰ وات، حجم دندریت‌های ستونی کمتر شده است و دندریت‌های سلولی پدیدار می‌شوند و حجم آن افزایش می‌یابد به نحوی که در توان ۷۰۰ وات رشد سلولی دندریتی ستونی غالب می‌شود.

در ابتدای انجماد، صفحه‌ای روی زیر لایه بدون نیاز به جوانه زنی تشکیل می‌شود و به صورت یک طرفه به سمت بالا پیش می‌رود. در این ناحیه نرخ انجماد<sup>۰</sup> است و مقدار گرادیان دما<sup>۲</sup> (G) به نرخ انجماد<sup>۳</sup> (R) یعنی  $G/R$  بی نهایت است. با ادامه انجماد و حرکت سطح مشترک جامد و مایع و تجمع گرما، R، به سرعت افزایش می‌یابد و G کاهش می‌یابد که منجر به مقدار کمتر  $G/R$  می‌شود. مقدار  $G/R$  به تدریج کاهش می‌یابد تا زمانی که به مقداری برسد که در اکثر مراحل انجماد ثابت می‌ماند. در این ناحیه، که از ناحیه فصل مشترک سلولی پیروی می‌کند، انجماد دندریتی ستونی ظاهر می‌شود. انجمادهای سلولی و دندریت‌های ستونی معمولاً به شکل ستونی هستند و تمایل به رشد عمود بر سطح مشترک پوشش- زیر لایه (یا عمود بر خطوط دما) دارند. به دلیل این که گرما عمدتاً از طریق زیر لایه پخش می‌شود و در امتداد

<sup>۳</sup> Solidification Rate

<sup>۱</sup> Transition Zone

<sup>۲</sup> Temperature Gradient

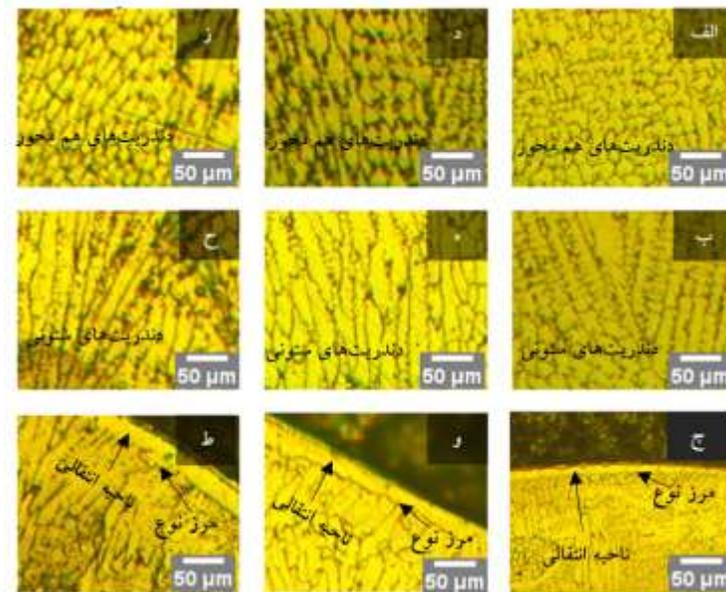
پودر ذوب شده و در روکش قرار گرفته و زاویه ترشوندگی کاهش یافته است. انحناى سطح مشترک با افزایش توان لیزر افزایش می‌یابد و تقارن روکش کاهش می‌یابد. هندسه روکش در نمونه ۳۰۰ وات و ۵۰۰ وات متقارن می‌باشد. آنالیز شیمیایی روکش در مجاورت روکش (نقطه ۱) و نزدیک به سطح آن (نقطه ۲) در جدول ۳ آورده شده است.

هندسه روکش در نمونه با توان ۳۰۰ و ۵۰۰ متقارن می‌باشد در حالیکه در توان ۷۰۰ تا حدودی نامتقارن است. در جدول ۴ میانگین رقت هندسی و شیمیایی نمونه‌های روکش کاری شده نشان داده شده است. با توجه به جدول مشخص است با افزایش توان لیزر، عمق نفوذ زیر لایه در روکش، عرض روکش، پهن شونده‌گی و به طور کلی رقت نمونه‌ها افزایش یافته است و سهم فلز پایه در روکش بیشتر شده است و رقت در توان ۵۰۰ وات ۴۰٪ و در توان ۷۰۰ وات ۶۰٪ نسبت به توان ۳۰۰ وات رشد داشته است. نتایج آنالیز EDS نیز صحت این مطلب را تأیید می‌کند.

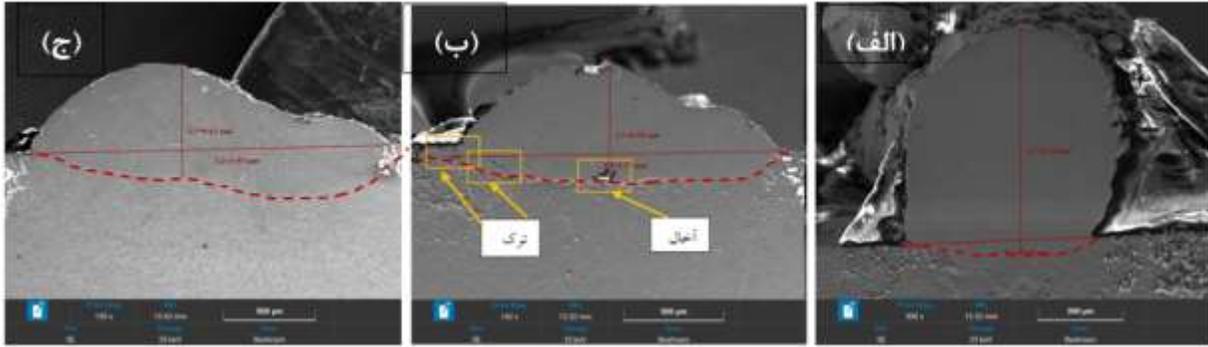
خیلی کم به درون FCC مهاجرت می‌کند و به وسیله شیب حرارتی، شیب ترکیب شیمیایی و انرژی کرنشی تولید شده از طریق اختلافات پارامتر شبکه ما بین آلیاژ روکش FCC و زیر لایه BCC، رانده شده و با ادامه انجماد قفل می‌شود.

شکل ۳ تصویر FESEM مقطع عرضی روکش لیزری نمونه‌های لیزرکاری شده در توان‌های مختلف را نشان می‌دهد. با توجه به شکل با افزایش توان لیزر، ارتفاع روکش و عرض آن تحت تأثیر قرار گرفته و ارتفاع روکش، میزان پهن شونده‌گی و عرض روکش پیوسته افزایش یافته است که از افزایش زاویه تر شونده‌گی روکش حکایت دارد. خط‌چین رسم شده در شکل ۳ مرز بین زیرلایه و روکش (یا ناحیه ذوب شده) را نشان می‌دهد.

با توجه به شکل ۳-الف، مشخص است در این حالت توان لیزر با توجه به حجم پودر پایین می‌باشد و زاویه تر شونده‌گی حداکثر است. با افزایش توان لیزر، گرمای ورودی و انرژی مشخصه، افزایش پیدا کرده است. همچنین حجم بیشتری از



شکل ۲. تصویر نوری از ریزساختار روکش تهیه شده در سرعت ثابت ۶mm/s و توان‌های مختلف: الف(قسمت بالایی)-ب(میانی)-ج(پایینی) تصویر روکش تهیه شده با توان ۳۰۰وات، د(قسمت بالایی)-ه(میانی)-و(پایینی) تصویر روکش تهیه شده با توان ۵۰۰ وات، ز(قسمت بالایی)-ح(میانی)-ط(پایینی) تصویر روکش تهیه شده با توان ۷۰۰وات.



شکل ۳. تصاویر FESEM روکش ایجاد شده با ترکیب Ni5Mo5Al و توان‌های مختلف (وات): الف) ۳۰۰، ب) ۵۰۰، و ج) ۷۰۰.

جدول ۳. درصد وزنی عناصر مربوط به آنالیز عنصری EDS (نقاط ۱ و ۲) شکل ۳ برای توان‌های مختلف

نام نمونه	توان لیزر (W)	Fe	Ni	Al	Mo
A11 (۱)	۳۰۰	۱۶/۰۸	۷۱/۴۸	۶/۴۴	۰/۰۱
A11 (۲)		۱۱/۸۷	۷۹/۴	۵/۰۱	۳/۷۲
A12 (۱)	۵۰۰	۴۷/۶۹	۴۷/۹۶	۴/۰۱	۰/۲۵
A12 (۲)		۴۳/۶۵	۵۱/۲۹	۵/۰۵	۰/۰۱
A13 (۱)	۷۰۰	۴۸/۵۳	۴۵/۸۵	۵/۶۱	۰/۰۱
A13 (۲)		۴۳/۹۷	۵۰/۰۰	۶/۰۲	۰/۰۱

جدول ۴. میانگین پارامترهای هندسی و نرخ رقت برای توان‌های مختلف روکش کاری

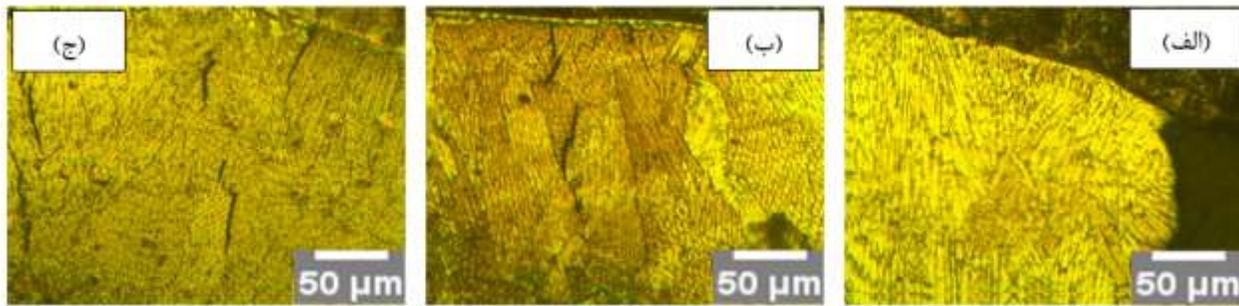
توان روکش کاری (وات)	$H+h$ (mm)	$W$ (mm)	$h$ (mm)	میزان رقت هندسی (%)	میزان آهن روکش (wt%)
۳۰۰	۰/۵۳	۰/۴۵۰	۰/۰۲۹	۵	۱۳/۹۷
۵۰۰	۰/۵۸	۱/۷۹	۰/۱۴۵	۲۵	۴۵/۶۷
۷۰۰	۰/۶۱	۱/۹۵	۰/۲۰۵	۳۴	۴۶/۲۵

توان) پدیدار شدند. بیشتر توضیح داده شد، بر اساس تئوری انجماد، حالت جامد شدن آلیاژ عمدتاً شامل رشد مسطح، سلولی، دندریتی و هم محور است که به نسبت گرادیان دما (G) به سرعت انجماد (R)، یعنی G/R بستگی دارد [۲۲].

۲-۳ تأثیر سرعت لیزر بر ریز ساختار نمونه‌های روکش-

کاری شده با ترکیب شیمیایی Ni5Mo5Al

تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار تهیه شده در سرعت‌های مختلف در شکل ۴ نشان داده شده است. در هر سه سرعت بکار گرفته شده مناطق توصیف شده در بخش قبلی (تغییر



شکل ۴. تصویر نوری از ریزساختار روکش تهیه شده با ترکیب شیمیایی Ni5Mo5Al در توان ثابت ۳۰۰ وات و سرعت‌های روبش مختلف (الف: ۶، ب: ۸ و ج: ۱۰ mm/s).

تغییرات ریزساختار نیز توسط دانه‌های هم محور تشکیل شده به وسیله جوانه‌زنی ناهمگن و فوق‌سرمایش ریزساختار در محیط ایجاد می‌شود.

در شکل ۵-الف-ب-ج نمای ظاهری روکش ایجاد شده در سرعت‌های مختلف نشان داده شده است. همانطور که دیده می‌شود با افزایش سرعت روبش، ارتفاع روکش و عرض آن تحت تأثیر قرار گرفته و ارتفاع روکش کاهش، میزان پهن‌شوندگی و عرض روکش ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد. زیرا با افزایش سرعت اسکن، مقدار پودر وارد شده به حوضچه مذاب در واحد طول کاهش می‌یابد.

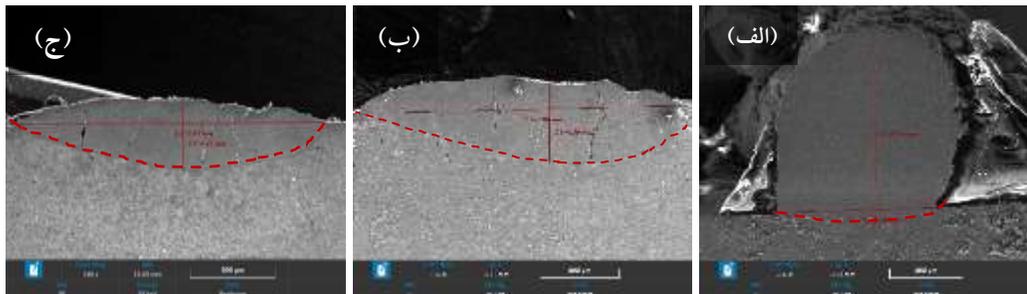
افزایش سرعت حرکت لیزر عمق زیرلایه ذوب شده و به دنبال آن میزان رقت را افزایش می‌دهد. این را می‌توان به اثر محافظ حرارتی<sup>۱</sup> ضعیف‌تر پودرها و جذب گرمای بیشتر توسط لایه‌ها در سرعت‌های اسکن بالاتر نسبت داد [۲۲ و ۲۹]. همانطور که در شکل ۵-ب-ج دیده می‌شود با افزایش سرعت حرکت لیزر از ۶ به ۸ و ۱۰ میلی‌متر بر ثانیه، ترک‌هایی در روکش پدیدار می‌شوند. تشکیل ترک‌ها در لایه‌های پوشش عمدتاً به دلیل تنش‌های حرارتی بالای ایجاد شده در اثر گرادیان حرارتی بالای حاصل از فرآیند سرد شدن و

در بالای حوضچه مذاب، دندریت‌ها به دلیل کاهش بیشتر G/R ناشی از گرمای آزاد شده به محیط اطراف از جهات مختلف، به دندریت‌های هم محور تبدیل شدند [۲۳ و ۲۴]. بر این اساس، افزایش سرعت حرکت لیزر از دو جنبه بر تکامل ریزساختار در طول فرآیند انجماد تأثیر می‌گذارد. از یک طرف، مقدار G/R کاهش می‌یابد، که تبدیل از کریستال‌های مسطح به بلورهای سلولی و در نتیجه دندریت‌ها را تسریع می‌کند [۲۴ و ۲۵]. از سوی دیگر، حرارت ورودی کمتر و انجماد سریع‌تر، منجر به ریز شدن دانه‌ها می‌شود [۲۴، ۲۶-۲۸]. در نتیجه، همانطور که در شکل ۴-ب-ج نشان داده شده است، می‌توان دندریت‌های بیشتر و ریزتری را در پوشش‌های تهیه شده با سرعت حرکت لیزر بالاتر مشاهده کرد. از طرفی با توجه به این که با این افزایش سرعت لیزر، نسبت G/R نیز افزایش می‌یابد، انتظار می‌رود ریزساختار، یک ساختار بلوری ستونی باشد. اما این چنین نیست و دلیل تشکیل بلورهای دندریتی هم محور این است که برخی از دندریت‌های موجود در حوضچه که توسط حوضچه به هم زده می‌شوند، به محل‌های هسته‌زایی جدید تجزیه می‌شوند که اتم‌های فلز مذاب روی آنها متبلور می‌شوند. علاوه بر این،

<sup>۱</sup> Thermal Barrier Effect

در جدول ۶ میزان رقت هندسی و شیمیایی و ابعاد هندسی روکش در سرعت‌های مختلف نشان داده شده است. با توجه به جدول مشخص است با افزایش رویش ابتدا رقت افزایش پیدا کرد و سپس ثابت می‌شود.

تفاوت بین ضرایب انبساط حرارتی پودر و زیرلایه است [۲۲، ۲۳، ۲۷، ۳۰]. آنالیز شیمیایی روکش در مجاورت روکش (نقطه ۱) و نزدیک به سطح آن (نقطه ۲) در جدول ۵ آورده شده است.



شکل ۵. تصویر ریز ساختار روکش‌های تهیه شده با ترکیب شیمیایی Ni5Mo5Al در توان ثابت ۳۰۰ وات و با سرعت‌های رویش مختلف (الف): (ب) و (ج) و ۱۰.

جدول ۵. درصد وزنی عناصر مربوط به آنالیز عنصری EDS (نقطه ۱ و ۲) برای سرعت‌های رویش مختلف

نام نمونه	سرعت رویش (mm/s)	Fe	Ni	Al	Mo
A11 (۱)	۶	۱۶/۰۸	۷۷/۴۷	۶/۴۴	۰/۰۱
A11 (۲)		۱۱/۸۷	۷۹/۴۰	۵/۰۱	۳/۷۲
A12 (۱)	۸	۶۴/۲۴	۲۹/۲۵	۳/۷۸	۲/۷۳
A12 (۲)		۶۱/۴۸	۳۴/۴۴	۴/۰۷	۰/۰۱
A13 (۱)	۱۰	۷۰/۳۶	۲۶/۷۹	۲/۸۴	۰/۰۱
A13 (۲)		۶۶/۱۳	۳۰/۲۸	۳/۵۷	۰/۰۱

جدول ۶. میانگین پارامترهای هندسی و نرخ رقت برای سرعت‌های رویش مختلف

سرعت حرکت لیزر (mm/s)	$H+h$ (mm)	$W$ (mm)	$h$ (mm)	میزان آهن روکش میزان رقت هندسی (%)	(wt%)
۶	۰/۵۳۰	۰/۴۵۰	۰/۰۲۹	۵	۱۳/۹۷
۸	۰/۵۰۰	۲/۰۴	۰/۳۵۹	۷۱	۶۲/۸۶
۱۰	۰/۴۱۰	۱/۸۳	۰/۲۸۵	۷۰	۶۸/۲۴

#### ۵- مراجع

- [1] Subramanian, R., S. Sircar, and J. Mazumder, Laser cladding of zirconium on magnesium for improved corrosion properties. *Journal of Materials science*, 26(1991) 951-956.
- [2] Xie, Fang, Xi Zhang, Changsheng Zhai, Sainan Jiang, Altas Emre, Xin Zhang, and Xijin Hua, Microstructure Evolution and Electrochemical Corrosion Behavior of FeCrCoNiMoB1.1Si1.2 High-Entropy Alloy Coating via Laser Cladding. *Electrochimica Acta*, (2024) 145-153.
- [3] Chen, Suiyuan, Lele Ni, Youcai Zhang, Yue Wang, Tong Cui, Jing Liang, Jialu Chen, and Mei Wang, Laser cladding of a novel Fe-based coating with high wear resistance, corrosion resistance and self-lubricating properties. *Surface and Coatings Technology*, 478(2024) 130468.
- [4] Han, Y. and H. Fu, Improvement of High Temperature Wear Resistance of Laser-Cladding High-Entropy Alloy Coatings, A Review. *Metals*, 14(2024) 1065.
- [5] Xu, Jianfeng, Li Zhou, Guozheng Ma, Guolu Li, Haichao Zhao, Yang Li, Na Tan, and Haidou Wang, Laser cladding Mo-based coatings on copper alloys to improve the current-carrying tribological properties of Cu/Al friction pairs. *Surface and Coatings Technology*, 478(2024) 130989.
- [6] Xiang, Dingding, Yusheng Liu, Tianbiao Yu, Di Wang, Xiaoxin Leng, Kaiming Wang, Lin Liu, Jie Pan, Sun Yao, and Zibin Chen, Review on wear resistance of laser cladding high-entropy alloy coatings. *Journal of Materials Research and Technology*, 28(2024) 911-934.
- [7] Gao, Wei, Shi-cheng Wang, Kang-kai Hu, Xu-zhou Jiang, Hong-ying Yu, and Dong-bai Sun, Effect of laser cladding speed on microstructure and properties of titanium alloy coating on low carbon steel. *Surface and Coatings Technology*, 451(2022), 129029.
- [8] Irfan, Ming Hu, Lingyu Meng, Hanqing Zhao, and Amin Wang, Microstructures

همانطور که از نتایج جدول ۳ مشاهده می‌شود، با افزایش سرعت روبش، میزان رقت هندسی و غلظت آهن در روکش به دلیل نفوذ آن از زیر لایه افزایش می‌یابد. دلیل بالا بودن عنصر آهن را می‌توان به نفوذ آن از زیر لایه و افزایش رقت نسبت داد. اگر چه با افزایش سرعت روبش، حرارت ورودی و انرژی مشخصه مطابق رابطه  $E_s = \frac{P}{D \times V}$  کاهش می‌یابد (Es حرارت ورودی، P توان لیزر استفاده شده، D قطر لیزر و V سرعت حرکت لیزر است) اما در اثر افزایش عمق نفوذ لیزر، مقدار بیشتری از زیرلایه ذوب شده و متعاقب آن عنصر آهن از زیر لایه وارد روکش می‌شود [۳۱]. با مقایسه میزان رقت هندسی و شیمیایی آورده شده در دو جدول ۲ و جدول ۳ معلوم می‌شود که سرعت حرکت لیزر نسبت به توان لیزر اثرگذاری بیشتری بر رقت دارد.

#### ۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش تأثیر پارامترهای توان و سرعت حرکت لیزر کیفیت روکش آلیاژی Ni-Al-Mo انجام شد و نتایج زیر حاصل شد:

۱. در تمامی روکشهای ایجاد شده افزایش توان و سرعت حرکت لیزر به نفوذ آهن در روکش و افزایش رقت هندسی و شیمیایی آن شد.
۲. اثر سرعت حرکت لیزر بر میزان تغییر و افزایش رقت و همچنین ریزدانه شدن از اثر توان لیزر بیشتر بود. افزایش سرعت حرکت و توان لیزر بترتیب باعث افزایش ۵ برابری و ۳ برابری رقت شیمیایی آهن شد.
۳. در تمامی نمونه‌های ساخته شده ریزساختار همه آنها از چند ناحیه شامل: ناحیه انتقالی (TZ)، مرز نوع II، رشد صفحه‌ای، سلولی، دندریت‌های ستونی و دندریت‌های هم محور تشکیل شد.

- power on microhardness of NiCrBSi laser clads deposited on AISI410 stainless steel. in *Journal of Physics: Conference Series*, IOP Publishing. 1355(2019) 012043.
- [20] Shu, Linsen, Zhao Heng, Peiyu Li, Han Wu, Jiahao Li, and Junjun Feng, Effect of laser powers on the mechanical properties 27SiMn steel with Inconel 718 cladding coatings. *Materials Research Express*, 9 (2022) 096511.
- [21] Liu, Jian, Jia Li, Xu Cheng, and Huaming Wang, Microstructures and tensile properties of laser cladmed AerMet100 steel coating on 300 M steel. *Journal of materials science & technology*, 34 (2018) 643-652.
- [22] Hou, Xiangchun, Dong Du, Baohua Chang, and Ninshu Ma, Influence of scanning speed on microstructure and properties of laser cladmed Fe-based amorphous coatings. *Materials*, 12 (2019) 1279-1294.
- [23] Qiao, Yanxin, Jie Huang, Ding Huang, Jian Chen, Wen Liu, Zhengbin Wang, and Zheng Zhibin, Effects of laser scanning speed on microstructure, microhardness, and corrosion behavior of laser cladding Ni45 coatings. *Journal of Chemistry*, 1 (2020) 1-11.
- [24] Nam, Sangwoo, Heewon Cho, Cheolhee Kim, and Young-Min Kim, Effect of process parameters on deposition properties of functionally graded STS 316/Fe manufactured by laser direct metal deposition. *Metals*, 8 (2018) 607-623.
- [25] Zhang, Z. and R. Kovacevic, Laser cladding of iron-based erosion resistant metal matrix composites. *Journal of Manufacturing Processes*, 38 (2019) 63-75.
- [26] Böllinghaus, Thomas, Horst Herold, Carl E. Cross, and John C. Lippold, *Hot cracking phenomena in welds II*. Springer Science & Business Media 2008.
- [27] Chen, J. L., Jun Li, Rui Song, L. L. Bai, J. Z. Shao, and C. C. Qu., Effect of the scanning speed on microstructural evolution and wear behaviors of laser and properties of nano-modified multimodal Cr3C2-NiCr coatings made through laser cladding. *Journal of Materials Science*, (2024) 1-17.
- [9] Hemmati, I., V. Ocelík, and J.T.M. De Hosson, Dilution effects in laser cladding of Ni-Cr-B-Si-C hardfacing alloys. *Materials Letters*, 84(2012) 69-72.
- [10] Abioye, T., D. McCartney, and A. Clare, Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. *Journal of Materials Processing Technology*, 217(2015) 232-240.
- [11] Chen, M.F., D.L. Douglass, and F. Gesmundo, Sulfidation kinetics and mechanism of some Ni-Mo-Al and Ni-Al alloys over the temperature range 600–800°C. *Oxidation of Metals*, 33(1990) 399-423.
- [12] Xiaozhen, Liu, Yang Junhua, Liu Xiaozhou, Chen Jie, Gen Jianqing, and Chen Jiayi. Preparation of Electro-deposited Ni-Mo-Al Coating and Its Properties. Sixth International Conference on Intelligent Systems Design and Engineering Applications (ISDEA), (2015) 570-573.
- [13] He, Y.R. and D.L. Douglass, The effect of Al on the corrosion behavior of Ni-Mo in a H2/H2O/H2S gas mixture. *Oxidation of Metals*, 40(193) 119-154.
- [14] Powell, J., P. Henry, and W. Steen, Laser cladding with preplaced powder: analysis of thermal cycling and dilution effects. *Surface engineering*, 4(1988) 141-149.
- [15] Zanzarin, S., *Laser cladding with metallic powders*. 2015, University of Trento.
- [16] Schneider, M.F. and M.F. Schneider, *Laser cladding with powder*. 1998.
- [17] Tuominen, J., *Engineering coatings by laser cladding-the study of wear and corrosion properties*. 2009.
- [18] Vuoristo, P., J. Tuominen, and J. Nurminen. *Laser coating and thermal spraying-process basics and coating properties*. in *Conference proceedings: ITSC*. 2005.
- [19] Durge, Gaurav, Aayush Chandak, Abhimanyu Kumar Jaiswal, and Ravikumar Dumpala, Effect of laser

- cladding NiCrBSi composite coatings. Optics & Laser Technology, 72 (2015) 86-99.
- [28] Qian, M., L. C. Lim, Z. D. Chen, and W. I. Chen, Parametric studies of laser cladding processes. Journal of Materials Processing Technology, 63 (1997) 590-593.
- [29] Fang, Luo, Jian-hua Yao, Xia-xia Hu, and Guo-zhong Chai, Effect of laser power on the cladding temperature field and the heat affected zone. Journal of Iron and Steel Research, International, 18 (2011) 73-78.
- [30] Jiao, Xiangyi, Jun Wang, Canming Wang, Zhengqi Gong, Xinxing Pang, and S. M. Xiong, Effect of laser scanning speed on microstructure and wear properties of T15M cladding coating fabricated by laser cladding technology. Optics and Lasers in Engineering, 110 (2018) 163-171.
- [31] Zhao, Yuncai, Wen He, Huihui Du, and Peng Luo., The effect of laser power on the interface microstructure of a laser remelting nano-SiC modified Fe-based Ni/WC composite coating. Coatings, 8 (2018) 297-308.