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

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

Volume 9, Number 2, 2024

Microstructural characterization of the effect of energy density on direct laser deposition of stellite 6 on 316 stainless steel

S. H. Hashemi[1], R. Vafaei[1], R. Shoja-Razavi[*2]
1-Department of Materials Engineering, Malek-Ashtar University of Technology, Iran.
2-Faculty of Material & Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Iran.

Received 1 October 2023 ; Accepted 28 December 2023

Abstract
316 steel is used in transportation, space, and chemical equipment. This steel is in demand in these industries due to its durability. It is used to increase the lifespan and renovate equipment. The research explores the impact of laser energy density on st6 cladding. It specifically focuses on the microstructure and geometric characteristics of the cladding. The cladding is applied on 316 steel. The experiment was designed with energy density changes from 40 to 116 J/mm and powder rate changes between 12 and 20 g/min. Optical and electron microscopic images were used to evaluate the samples. The results indicated that the dendritic arms grew larger with increased energy density. The dimensions increased from 1.5 to approximately 3. In other words, the speed of cooling is doubled. Increasing energy density from 40 to 75 J/mm reduced cobalt to chromium ratio from 2 to 0.7. It also decreased cobalt to iron ratio from 35 to 3. The changes emphasize how energy density affects microstructure and phase transformations.

Keywords:Austenitic Stainless Steel 316, Satellite6, Laser Coating, Energy Density, Microstructure.

Corresponding Author: shoja_r@yahoo.com

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال نهم، شماره2، پاییز و زمستان 1402

تأثیر چگالی انرژی بر ریزساختار رسوب‌نشانی مستقیم لیزری سوپرآلیاژ استلایت6 روی فولاد زنگ‌نزن 316

سیدحمید هاشمی[1]، رضا وفایی[1]، رضا شجاع‌رضوی[2*]

1- دانشگاه صنعتی مالک اشتر، دانشکده مهندسی مواد، اصفهان.

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

دریافت مقاله: 1402/07/09 ؛ پذیرش مقاله: 1402/10/07

چکیده

با توجه به کاربرد فولاد 316 در تجهیزات حمل‌ونقل، فضایی و شیمیایی، افزایش عمر و بازسازی آن مورد تقاضای این صنایع است. در این پژوهش تأثیر چگالی انرژی لیزر بر ریزساختار و مشخصات هندسی شامل عرض، ارتفاع و آمیختگی روکش حاصل از رسوب‌نشانی استلایت6 روی زیرلایه فولاد316 موردبررسی قرار گرفت. طراحی آزمایش با تغییرات چگالی انرژی از 40 تا 116 ژول بر میلی‌متر و تغییرات نرخ پودر در سطوحی بین 12 تا 20 گرم بر دقیقه انجام شد. برای ارزیابی نمونه‌ها از تصاویر میکروسکوپی نوری، الکترونی و آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی استفاده شد. نتایج نشان داد در ناحیه فصل مشترک با افزایش چگالی انرژی در نرخ پودرهای مختلف ابعاد بازوهای دندریتی اولیه از 1/5 میکرومتر با افزایش2 برابری به حدود 3 میکرومتر افزایش می‌یابد. به‌عبارت‌دیگر سرعت سرد شدن 2 برابر می‌شود. افزایش چگالی انرژی از 40 به 75 ژول بر میلی‌متر منجر به کاهش نسبت کبالت به کروم (مؤثر در خواص سایشی) از 2 به 0/7 و همچنین کاهش نسبت کبالت به آهن (کنترل‌کننده استحاله آلوتروپیک) از 35 به 3 در ناحیه دندریتی شد؛ این مسئله نشان‌دهنده نقش بسیار مهم چگالی انرژی بر ریزساختار و تحولات فازی است.

کلمات کلیدی: فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316، استلایت6، روکش‌کاری لیزری، چگالی انرژی، ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: shoja_r@yahoo.com

1- مقدمه

رسوب‌نشانی مستقیم لیزری با توجه به منطقه متاثر از حرارت کوچک و ایجاد ریزساختار ظریف در کاهش بروز اثرات نامطلوب مانند تشکیل ترک در قطعه زیرلایه موثر است؛ درنتیجه، این فرایند نسبت به سایر فرایندهای مرسوم گزینه مناسب‌تری برای تعمیر قطعات است[1،2]. مهم‌ترین پارامترهای روکش‌کاری لیزری شامل توان لیزر، سرعت روبش و نرخ پاشش پودر هستند که تغییرات قابل‌توجهی در مشخصه‌های هندسی و ریزساختاری تولیدشده ایجاد می‌کنند[3،4].

فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316 برای ساخت تجهیزات شیمیایی مانند کوره‌های صنعتی، خنک‌کننده‌ها، تجهیزات حمل‌ونقل، ساخت قطعات دریایی مانند تانکرهای نفت، کشتی‌ها، برج‌های حفاری، قطعات هوافضایی مانند موتورهای جت و سازه‌های فضایی کاربرد دارد؛ از طرف دیگر گران بودن ساخت این فولاد

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

باعث می‌شود تا در صورت معیوب شدن قطعه، هزینه تعمیر آن مقرون‌به‌صرفه‌تر از جایگزینی باشد[5–7].

استلایت 6 با داشتن سختی لازم منجر به مقاومت به سایش و خوردگی بالا می‌شود، درصد بالای کروم موجود در ترکیب شیمیایی از یکسو، مقاومت خوردگی استلایت 6 را با تشکیل فاز اکسید کروم افزایش داده و از سوی دیگر سهم قابل‌توجهی در استحکام‌بخشی این آلیاژ با تشکیل کاربید کروم ایفا می‌کند [8–10]؛ بنابراین استفاده آلیاژ استلایت6 به‌منظور پوشش‌دهی سطوح قطعات فولادی امری توجیه‌پذیر و ارتقاء دهنده خواص به شمار می‌رود.

ثاواری و همکاران [11] به بررسی روکش‌کاری استلایت 6 روی زیرلایه فولاد 316 پرداختند. نتایج نشان داد به‌دلیل نرخ‌های خنک‌کنندگی بالا، بازوی دندریت ثانویه کمتری نسبت به آلیاژهای پایه نیکل مانند اینکونل 718 در ریزساختار مشاهده می‌شود.

سینگ و همکاران [12] به بررسی تأثیر چگالی انرژی در ارتقای خواص روکش استلایت6 روی زیرلایه فولاد 304 پرداختند؛ نتایج نشان داد با افزایش دانسیته انرژی لیزر از 32 به 55 ژول بر میلی‌متر، غلظت آهن روکش افزایش و غلظت تنگستن کاهش می‌یابد؛ بنابراین ماکزیمم سختی در دانسیته انرژی لیزر 32 ژول بر میلی‌متر و برابر با 705 ویکرز حاصل شد.

در روکش‌کاری لیزری فرایند انجماد به‌صورت غیرتعادلی با سرعت6×10×30 K/s اتفاق می‌افتد. سرعت جوانه‌زنی و نرخ رشد، تعیین‌کننده ساختار حاصل هستند؛ مقدار G/R (حالت انجماد) و میزان G×R (سرعت سرد شدن و اندازه ریزساختار) وضعیت انجمادی را مشخص می‌کنند. با دور شدن از فصل مشترک و کاهش تدریجی G/R میزان تحت انجماد ترکیبی بیشتر می‌شود و ریزساختار از سلولی به دندریتی تغییر می‌کند. به علت انجماد سریع در فرایند و درنتیجه میزان G×R بالا، ریزساختار ریزدانه حاصل می‌شود [13].

شونمایر و همکاران [14] نشان دادند افزایش انرژی ورودی در اثر کاهش سرعت روبش یا افزایش توان منجر به کاهش یافتن سرعت سرد شدن و افزایش فاصله بین بازوهای اولیه و ثانویه دندریتی می‌شود. کاهش سرعت سرد شدن (در اثر میزان انرژی ورودی بیشتر) منجر به طولانی شدن زمان انجماد و بنابراین زمان بیشتر برای نفوذ می‌شود.

بررسی ساختار انجمادی روکش‌کاری لیزری استلایت6 روی فولاد زنگ‌نزن 316 موضوعی است که در تحقیقات به‌صورت کلی به آن پرداخته‌شده است. درزمینه تأثیر پارامترهای ورودی و تأثیرات آن بر ریزساختار و همچنین کنترل نسبت عناصر مانند نسبت کبالت به آهن (مؤثر در استحاله آلوتروپیک) با تغییرات پارامترهای ورودی پژوهش‌های محدودی صورت گرفته است. موارد بررسی‌شده در این تحقیق شامل مشخصه‌های هندسی پاس، ریزساختار و توزیع شیمیایی عناصر و... است که می‌تواند در بهینه کردن شرایط روکش‌کاری لیزری مؤثر باشد. بررسی نحوه اثرگذاری چگالی انرژی بر ریزساختار و توزیع عناصر شیمیایی در مناطق مختلف روکش در این تحقیق موردبررسی قرار گرفت.

2-مواد و روش تحقیق

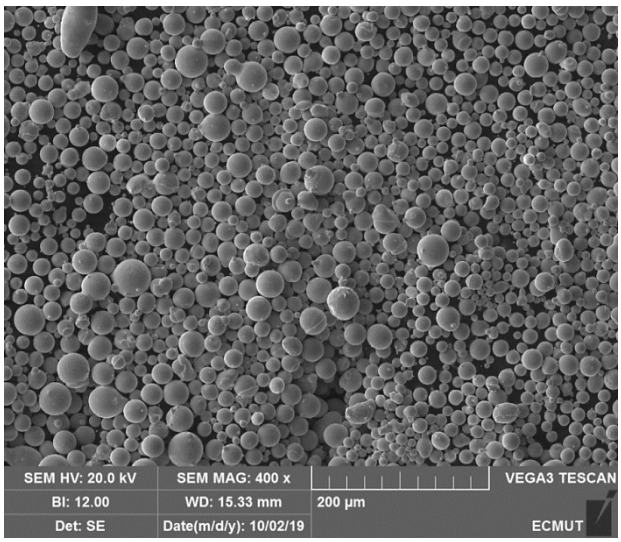
با توجه به اهمیت نقش پارامترهای فرایندی اصلی، توان لیزر در چهار سطح در بازه 400 تا 700، سرعت روبش در سه سطح بین 6 تا 10 میلی‌متر بر ثانیه و نرخ پاشش پودر نیز در سه سطح بین 12 تا 20 گرم بر دقیقه به‌صورت فول فاکتوریل انتخاب شد. با هدف کاهش تعداد آزمون و با توجه به اینکه پاسخ طراحی آزمایش در پژوهش‌های مشابه [15–18] تابع شرایط رگرسیون خطی است؛ تعدادی از پارامترها حذف شده است(به‌عنوان‌مثال در سرعت اسکن 6 میلی‌متر بر ثانیه صرفاً نرخ تزریق 12 گرم بر دقیقه استفاده شده است. نرخ تزریق‌های بالاتر به سبب افزایش بیش‌ازحد ارتفاع به‌رغم ثابت ماندن عرض، باعث بر هم خوردن شرایط زاویه ترشوندگی خواهد شد). با هدف ارتقاء خواص سطحی قطعات پرکاربرد فولاد زنگ‌نزن، در این تحقیق فرایند روکش‌کاری لیزری استلایت6 با توزیع ذرات 60 الی 120 میکرومتر و مورفولوژی کروی با توجه به شکل(1) برای فرایند روی زیرلایه فولاد زنگ‌نزن نوع

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

316 انجام گرفت. مقادیر عناصر تشکیل‌دهنده زیرلایه با استفاده از آزمون طیف‌سنجی جرقه‌ای مشخص‌شد. آنالیز شیمیایی پودر و زیرلایه در جدول(1) قابل‌مشاهده است. با هدف جلوگیری از تاثیر چرخه‌های حرارتی متعدد روی زیرلایه و تغییر یکنواخت دمای زیرلایه برای هرکدام از آزمایش‌ها، زیرلایه‌ها به‌صورت جداگانه در ابعاد 6 × 10 × 30 میلی‌متر با استفاده از ماشین‌کاری تخلیه الکتریکی برش داده شدند. قبل از انجام فرایند، به‌منظور از بین بردن چربی‌ها و آلودگی‌ها، سطح زیرلایه با استفاده از استون تمیز شد.

جدول 1- ترکیب شیمیایی زیرلایه و پودر مورد استفاده.

عنصر	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)								
	Co	Cr	Fe	W	Ni	Si	Mo	Mn	C
زیرلایه: فولاد316	-	17	پایه	-	10	0/75	2/6	2	0/08
پودر: استلایت6	پایه	30/0	2/1	4/4	3/0	2/2	0/6	0/7	1/1



شکل 1- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودر استلایت6.

از لیزر فیبری پیوسته 1 کیلووات با طول‌موج 1080 نانومتر و سیستم حرکتی 6 محوره به‌منظور روکش‌کاری لیزری استفاده شد. قطر لکه لیزر برابر 1 میلی‌متر به‌صورت ثابت تنظیم شد. از گاز آرگون با جریان 15 و 25 لیتر بر دقیقه به‌ترتیب به‌عنوان گاز حامل و محافظ استفاده شد. پس از انجام فرایند روکش‌کاری لیزری، نمونه‌ها از مقطع عرضی جهت متالوگرافی برش خوردند. از محلول اکوآ حاوی $HCl:HNO_3$ با نسبت 1:3 برای مشخص نمودن عمق نفوذ و حکاکی (اچ) نمونه‌ها استفاده شد. تهیه تصاویر میکروسکوپی نوری با استفاده از میکروسکوپ نوری Dwinter انجام شد. از میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی (FE-SEM) مجهز به طیف‌سنج پراش انرژی (EDS) به‌منظور مشخصه‌یابی ریزساختاری و آنالیز نیمه کمی عناصر شیمیایی در مناطق مختلف استفاده شد. ارزیابی و اندازه‌گیری مشخصه‌های هندسی و اندازه‌گیری‌های کمی ریزساختاری با استفاده از نرم‌افزار Image J انجام گرفت. به‌منظور ساده‌سازی فرایند ارزیابی و بررسی اثر برهمکنش عوامل ورودی، پارامتر ترکیبی چگالی انرژی به‌صورت معادله(1) مورداستفاده قرار گرفت [19,20].

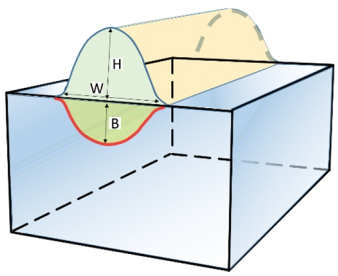
$$E_d = \frac{P}{V \times S} \quad (1)$$

که در آن E_d بیانگر چگالی انرژی، P نشان‌دهنده توان لیزر، V نشانگر سرعت روبش و S نشانگر قطر اندازه لکه است.

آمیختگی یکی از مشخصه‌های هندسی است که در ارزیابی هندسه تک‌پاس بسیار مهم و تعیین‌کننده است که با حصول پارامترهای عمق نفوذ و ارتفاع تک‌پاس با استفاده از معادله(2) به‌دست می‌آید.

$$D = \frac{B}{B + H} \times 100\% \quad (2)$$

که D بیانگر آمیختگی هندسی، B نشان‌دهنده عمق نفوذ لیزر در زیرلایه و H بیانگر ارتفاع تک‌پاس است. طرح‌واره پوشش ایجادشده با روش روکش‌کاری لیزری همراه با مشخصه‌های هندسی در شکل(2) قابل مشاهده است.



شکل 2- طرحواره تک‌پاس حاصل از رسوب‌نشانی مستقیم لیزری به همراه مشخصه‌های هندسی آن.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

جدول2- مشخصه‌های هندسی نمونه‌های تک‌پاس روکش‌کاری شده با توجه به تغییرات پارامترهای فرایندی.

آمیختگی (درصد)	عمق نفوذ (میکرومتر)	عرض (میکرومتر)	ارتفاع (میکرومتر)	دانسیته انرژی (ژول بر میلی‌متر)	نرخ تزریق پودر (گرم بر دقیقه)	سرعت اسکن (میلی‌متر بر ثانیه)	توان (وات)	شماره نمونه
۷٫۳	۴۰	۱۵۱۰	۵۱۰	۶۶٫۷	۱۲	۶	۴۰۰	۱
۱۸٫۱	۷۲	۱۳۴۷	۴۸۲	۵۰	۱۲	۸		۲
۵٫۰	۳۷	۱۴۵۱	۷۱۲	۵۰	۱۶	۸		۳
۷٫۹	۴۲	۱۳۴۰	۴۹۷	۴۰	۱۶	۱۰		۴
۲۷٫۴	۲۸۴	۱۵۷۴	۷۵۲	۸۳٫۳	۱۲	۶	۵۰۰	۵
۱۸٫۰	۲۱۳	۱۶۷۵	۹۷۴	۸۳٫۳	۱۶	۶		۶
۱۸٫۴	۱۶۳	۱۴۷۸	۷۲۴	۶۲٫۵	۱۶	۸		۷
۳۳٫۶	۲۳۱	۱۴۸۸	۴۵۸	۵۰	۱۶	۱۰		۸
۲۳٫۹	۱۷۳	۱۴۲۳	۵۵۲	۵۰	۲۰	۱۰		۹
۲۲٫۶	۲۳۴	۱۵۷۰	۸۰۳	۱۰۰	۱۶	۶	۶۰۰	۱۰
۳۷٫۴	۳۳۱	۱۵۹۵	۵۸۰	۷۵	۱۶	۸		۱۱
۱۹٫۸	۲۰۷	۱۴۹۱	۸۴۱	۷۵	۲۰	۸		۱۲
۲۵٫۸	۲۱۰	۱۵۱۶	۶۰۷	۶۰	۲۰	۱۰		۱۳
۲۲٫۴	۲۲۹	۱۶۴۹	۷۹۲	۱۱۶٫۷	۱۶	۶	۷۰۰	۱۴
۳۳٫۱	۳۱۳	۱۵۵۴	۶۳۲	۸۷٫۵	۱۶	۸		۱۵
۲۲٫۷	۲۳۴	۱۶۱۲	۷۹۸	۸۷٫۵	۲۰	۸		۱۶
۳۹٫۳	۳۸۴	۱۶۸۰	۵۹۴	۷۰	۲۰	۱۰		۱۷

3-نتایج و بحث

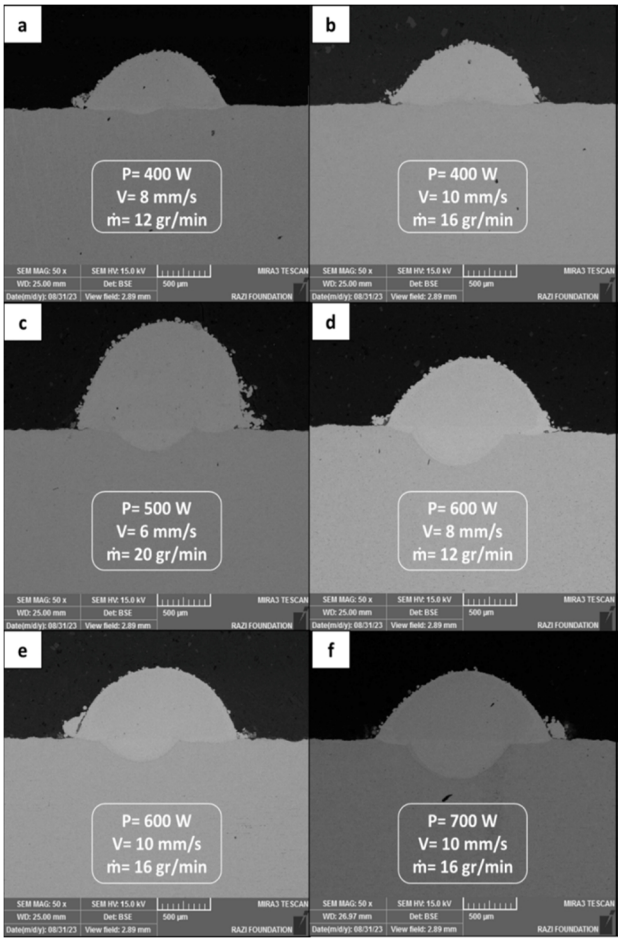
3-1-تأثیر پارامترهای فرایندی بر مشخصه‌های هندسی

نتایج حاصل از اندازه‌گیری مشخصه‌های هندسی تک پاس شامل ارتفاع، عرض، عمق نفوذ و درصد آمیختگی با استفاده از پارامترهای فرایندی مختلف مطابق جدول(1) قابل مشاهده است. درصد آمیختگی با استفاده از معادله(2) و ترکیب ارتفاع و عمق نفوذ محاسبه شد. شکل نمودار ارتفاع و عرض پاس برحسب چگالی انرژی را نشان می‌دهد. با توجه به شکل با افزایش چگالی انرژی، روند تغییرات ارتفاع و عرض پاس به‌صورت صعودی است؛ به‌عبارتی به‌منظور افزایش ارتفاع پاس و عرض پاس بایستی چگالی انرژی افزایش یابد. همچنین درنتیجه افزایش نرخ پاشش پودر، این دو مشخصه هندسی افزایش می‌یابند. میزان شدت اثرگذاری پارامترهای فرایندی روی ارتفاع پاس و عرض پاس به‌صورت مشابه و به ترتیبِ سرعت روبش، نرخ پاشش پودر و توان لیزر به‌دست آمد؛ بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که با مستقل در نظر گرفتن پارامترهای فرایندی، سرعت روبش اثرگذارترین پارامتر بر مشخصه‌های هندسی و توان لیزر کم اثرترین پارامتر فرایندی است. ارزیابی تصاویر میکروسکوپی SEM سطح مقطع پاس‌ها (شکل3) نشان داد که روکش ازلحاظ پیوند متالورژیکی و چسبندگی به‌خوبی به زیرلایه اتصال داشته و در هیچ‌کدام از پاس‌ها نشانه‌ای از ترک و لایه‌لایه شدگی در فصل مشترک روکش و زیرلایه مشاهده نشد. با این‌حال حفرات کروی بسیار کمی در ناحیه روکش مشاهده شد که ناشی از حبس شدن گاز محافظ یا جریان پودر است که با توجه به شکل پایدار و نداشتن لبه یا گوشه و مرکز تمرکز تنش، معمولاً نقش بسیار کمی در تشکیل و اشاعه ترک دارند [21,22]. در داخل روکش و فصل مشترک زیرلایه هیچ‌گونه اثری از عیب عدم همجوشی (دارای شکل غیرکروی) که به‌عنوان مناطق تمرکز تنش عمل کرده و عامل اصلی جوانه‌زنی و اشاعه ترک است.

نمودار درصد آمیختگی هندسی برحسب چگالی انرژی مطابق شکل قابل‌مشاهده است. مطابق این شکل، درنتیجه افزایش چگالی انرژی، آمیختگی هندسی افزایش یافته است. به‌علاوه، در چگالی انرژی‌های مختلف، افزایش نرخ پاشش پودر از 12 به 20 گرم بر دقیقه منجر به کاهش درصد آمیختگی شده است.

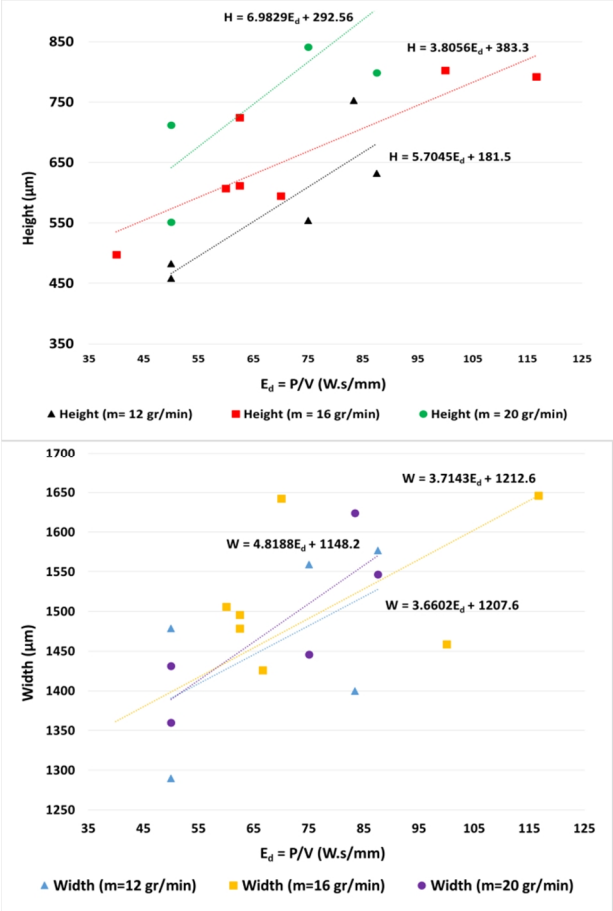
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

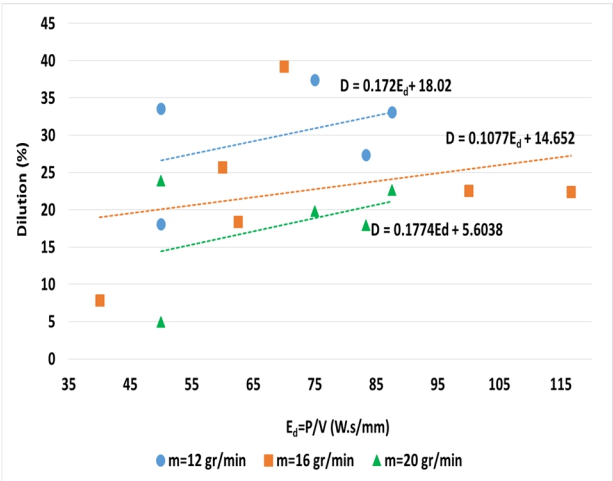


شکل 3- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی الکترون برگشتی از سطح مقطع عرضی تک‌پاس با پارامترهای فرایندی مختلف.

افزایش میزان حرارت ورودی ناشی از افزایش توان لیزر یا کاهش سرعت روبش، دلیل اصلی میزان عمق نفوذ بیشتر و کاهش ارتفاع است که منجر به افزایش درصد آمیختگی می‌شود. به‌علاوه، افزایش میزان پودر ورودی به حوضچه مذاب، منجر به صرف بیشتر انرژی ورودی برای ذوب کامل ذرات پودر شده و درنتیجه آن درصد آمیختگی کاهش می‌یابد. با توجه به مطالعات، باهدف دستیابی به لایه روکش با پیوند متالورژیکی و سختی مناسب، وجود آمیختگی 15 درصد در رسوب‌نشانی لیزری استلایت 6 روی زیرلایه فولاد لازم است [23,24]. افزایش قابل‌توجه درصد آمیختگی از حد نرمال منجر به ورود عناصر آلیاژی غالب در زیرلایه به داخل پوشش خواهد شد؛ این پدیده در فرایند روکش‌کاری لیزری امری نامطلوب و مضر است و منجر به افت خواص مکانیکی می‌شود [14,25,26].



شکل 4- تغییرات الف- ارتفاع و ب- عرض پاس به‌دست‌آمده برحسب چگالی انرژی در نرخ‌های پاشش پودر مختلف.



شکل 5- درصد آمیختگی برحسب چگالی انرژی در نرخ‌های پاشش پودر مختلف.

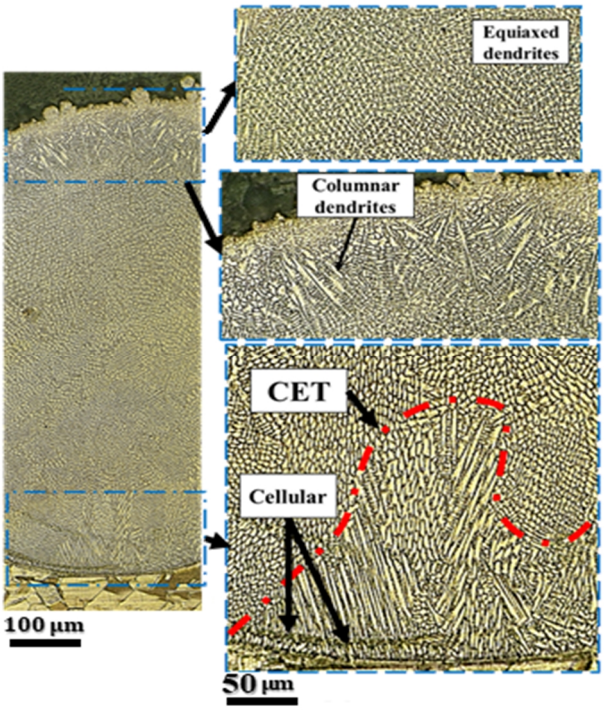
3-2-مورفولوژی انجمادی دانه‌ها و ریزساختار

مورفولوژی دانه‌ها در مناطق مختلف روکش و فصل مشترک با زیرلایه در شکل(6 و 7) قابل مشاهده است. ریزساختار ابتدا

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

به‌صورت صفحه‌ای رشد و بلافاصله رشد سلولی آغاز می‌شود؛ درحالی‌که در نواحی نزدیک به سطح روکش رشد به‌صورت هم‌محور اتفاق افتاده است. این امر با کاهش نسبت G/R از فصل مشترک به سمت بالای لایه روکش سازگار است[27]. نتایج نشان داد در برخی موارد در منطقه فصل مشترک روکش با زیرلایه، مورفولوژی سلولی ایجادشده و پس‌ازآن (درنتیجه کم شدن گرادیان حرارتی)، مورفولوژی به دندریتی ستونی تغییر یافته است که دانه‌ها در جهت خلاف انتقال حرارت رشد نموده‌اند. نحوه تغییرات تحت انجماد ترکیبی، مشخص‌کننده اصلی نسبت G/R است. درنتیجه افزایش تحت انجماد ترکیبی (کاهش G/R)، حالت انجماد از صفحه‌ای به سلولی و دندریتی ستونی و نهایتاً دندریتی هم‌محور تبدیل می‌شود [20]. گرادیان‌های حرارتی بالا، نیروی محرکه لازم برای رشد دانه‌های ستونی در جهت گرادیان حرارتی را فراهم می‌کند. مطابق قسمت‌های مختلف 6 و 7 در نواحی بالایی پاس ساختار دندریتی ستونی مشاهده شد. دلیل این امر می‌تواند به انباشت حرارت در بالای حوضچه مذاب درنتیجه افزایش ارتفاع رسوب‌نشانی شده و کاهش نسبت G/R مرتبط باشد. به‌علاوه، جریان‌های گوناگون غالب در حوضچه مذاب مانند جریان مارانگونی منجر به تغییرات کاملاً موضعی مورفولوژی ساختار و رخداد گذار ستونی به هم‌محور (CET) در مناطق مختلف پاس شده است، به‌گونه‌ای که در بعضی از نمونه‌ها در نواحی بالایی پاس دندریت‌های ستونی و در بعضی موارد دندریت‌های هم‌محور (قسمت بالایی شکل6) مشاهده شد. به‌طورکلی مشخص شده است که نسبت G/R در نواحی پایینی حوضچه مذاب در شرایط دندریتی ستونی قرار دارد. درحالی‌که شرایط دندریتی هم‌محور در ناحیه فوقانی و نزدیک به سطح حوضچه مذاب که دارای گرادیان حرارتی کمتری نسبت به ناحیه پایینی است، رخ می‌دهد [30–28].

براساس شکل‌های(6 و 7) مورفولوژی محلول جامد دارای روند تغییر از دندریت‌های ستونی به هم‌محور است. در ابتدای شروع فرایند، هدر رفت حرارت زیاد و گرادیان حرارتی به‌دلیل سرد بودن زیرلایه بسیار بالاست؛ بنابراین امکان رشد به‌صورت رشد رونشستی ضعیف است؛ درعین‌حال و نیروی محرکه لازم برای جوانه‌زنی غیرهمگن فراهم‌شده و دانه‌های جدید در فصل مشترک به‌صورت سلولی رشد کرده‌اند. با حرکت از فصل مشترک به سمت مرکز روکش، دندریت‌های ثانویه شروع به ظاهر شدن کردند و سپس به‌تدریج به دندریت‌های هم‌محور تبدیل شدند. این پدیده عمدتاً ناشی از تجمع گرما و چرخه حرارتی مکرر در طول فرایند است [31].

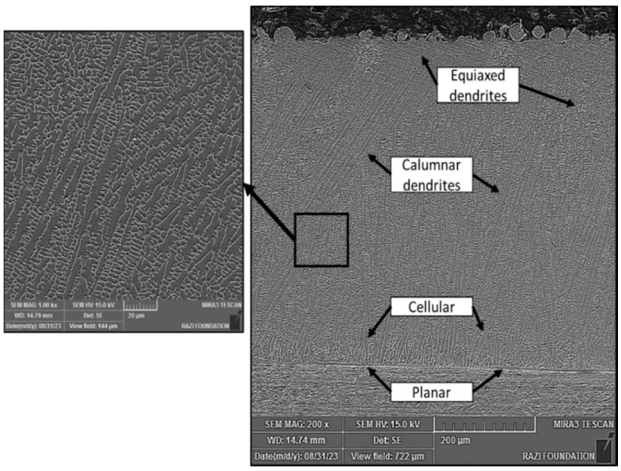


شکل 6- تصاویر میکروسکوپی نوری سطح مقطع عرضی پاس و بررسی ریزساختار در نواحی زیرین (Bottom)، مرکزی (Center) و بالایی (Top).

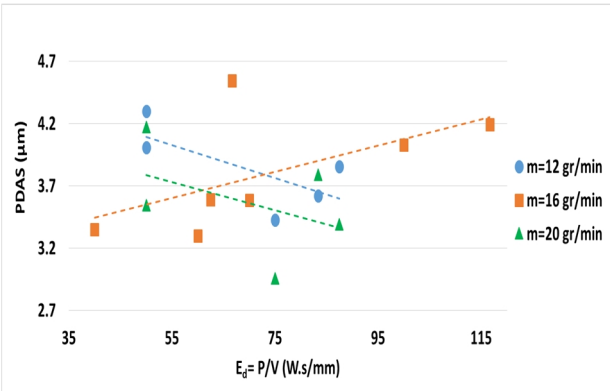
میزان ریزدانگی و ظریف شدن ریزساختار با عامل سرعت سرد شدن (G×R) در ارتباط است. لذا با اندازه‌گیری ابعاد بازوهای اولیه و ثانویه دندریت‌ها می‌توان اطلاعات مرتبط با سرعت سرد شدن و ریزدانگی دانه‌ها را استخراج نمود و ارتباطی کیفی میان چگالی انرژی و پارامترهای فرایندی با ریز شدن ریزساختار برقرار نمود. ابعاد بازوهای اولیه دندریتی در شکل قابل مشاهده است. برخلاف نتایج به‌دست‌آمده در سایر نرخ‌های پاشش پودر، در نرخ پاشش متوسط (16 گرم بر دقیقه) درنتیجه افزایش چگالی انرژی، اندازه بازوهای اولیه دندریت‌ها افزایش یافته است. افزایش میزان انرژی ورودی ناشی از افزایش توان و

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

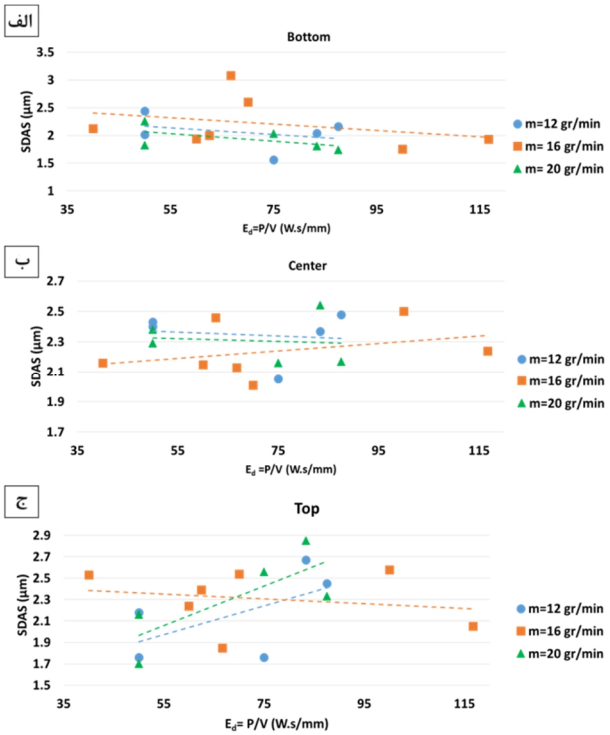
کاهش سرعت روبش منجر به انباشت حرارتی بالاتر و درنتیجه آن سرعت سرد شدن کمتر می‌شود. با کاهش سرعت سرد شدن، امکان رشد بیشتر دانه‌ها فراهم‌شده و اندازه دندریت‌های ستونی افزایش می‌یابد. لذا به‌منظور دستیابی به ابعاد ریزدانه‌تر لازم است از حداقل چگالی انرژی استفاده نمود. لازم به ذکر است، کاهش زیاد چگالی انرژی منجر به جلوگیری از تشکیل پیوند متالورژیکی قوی میان زیرلایه و روکش و رخداد انواع عیوب مانند عدم همجوشی و لایه‌لایه شدگی در ناحیه فصل مشترک می‌شود. اندازه بازوهای ثانویه دندریتی برحسب چگالی انرژی در شکل قابل مشاهده است. بیشترین میزان اثرگذاری چگالی انرژی بر اندازه دندریت‌ها در نواحی بالایی روکش مشاهده شد که نشان‌دهنده افزایش ابعاد بازوهای ثانویه دندریتی درنتیجه افزایش چگالی انرژی است.



شکل 7- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح مقطع طولی نمونه تک‌پاس، رشد دندریت‌های ستونی در جهت خلاف انتقال (اتلاف) حرارت.



شکل 8- ابعاد بازوهای دندریتی اولیه برحسب چگالی انرژی در نرخ‌های پاشش پودر مختلف.



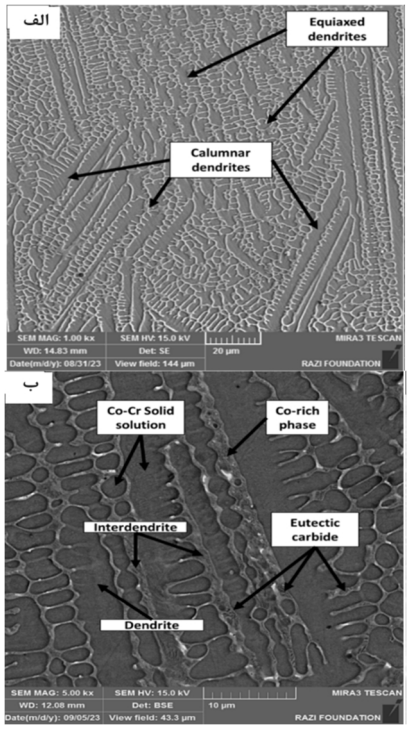
شکل 9- ابعاد بازوهای دندریتی ثانویه برحسب چگالی انرژی در نواحی الف- پایینی، ب-میانه و ج-مرکز و بالای روکش ایجادشده در نرخ‌های پاشش پودر مختلف.

این امر نشان می‌دهد که تغییرات نرخ سرد شدن در نواحی بالایی پاس قابل‌توجه است که درنتیجه ارتباط سطح روکش با هوای محیط و پاشش گاز محافظ است. مطابق شکل(6) ابعاد دانه‌ها با دور شدن از فصل مشترک کاهش می‌یابد. دلیل اصلی ابعاد درشت‌تر دانه در ناحیه نزدیک به فصل مشترک می‌تواند به هدایت حرارتی بالاتر زیرلایه فولاد زنگ‌نزن نسبت به ناحیه روکش مربوط باشد. به‌علاوه، در حین فرایند ساخت افزایشی و ذوب شدن جریان پودر و سطح زیرلایه، زیرلایه به‌صورت یک منبع حرارتی عمل کرده و حرارت داخل آن به روکش منتقل‌شده و منجر به رشد دانه‌ها می‌شود. با فاصله گرفتن از زیرلایه، روند رشد دانه‌ها کاهش یافته و به‌عبارت‌دیگر سرعت سرد شدن افزایش می‌یابد. با توجه به مطالعات [14,32] افزایش انرژی ورودی (کاهش سرعت روبش یا افزایش توان) منجر به کاهش یافتن سرعت سرد شدن و افزایش فاصله بین بازوهای اولیه و ثانویه دندریتی می‌شود. کاهش سرعت سرد شدن (در اثر میزان انرژی ورودی بیشتر) منجر به طولانی شدن زمان

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

انجماد و بنابراین زمان بیشتر رشد دانه می‌شود. مطابق شکل(6) رخداد رشد بیشتر دانه‌ها و ابعاد بزرگ‌تر دانه‌ها در قسمت بالایی روکش می‌تواند به این مورد مربوط باشد که نواحی بالایی روکش در معرض گاز محافظ و هوا قرار دارد. این گازها دارای ضریب هدایت حرارتی پایینی هستند، بنابراین گرمای جذب‌شده در لایه‌ها باقی می‌ماند و باعث رشد دانه‌ها می‌شود [33].

مطابق شکل، ساختار مشاهده‌شده در روکش استلایت6 یک ساختار هیپویوتکتیک شامل دندریت‌های اولیه محلول جامد کبالت و مخلوط یوتکتیک محلول جامد کبالت-کروم و کاربیدهای غنی از کروم است که با ریزساختار مشاهده‌شده در پژوهش‌های مشابه [8,24,34] مطابقت دارد. ساختار استلایت6 اساساً شامل مخلوط یوتکتیک محلول جامد کبالت-کروم همراه با کاربیدهای سخت مانند کاربیدهای غنی از کروم و غنی از تنگستن است، درحالی‌که دندریت‌های اولیه کبالت متعلق به ساختار هیپویوتکتیک هستند. لایه‌های بین دندریتی شامل ترکیب محلول جامد غنی از کبالت و کاربیدهای یوتکتیک است(شکل قسمت ب).



شکل 10- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح مقطع عرضی نمونه تک‌پاس الف-بزرگنمایی کم و ب- بزرگنمایی زیاد.

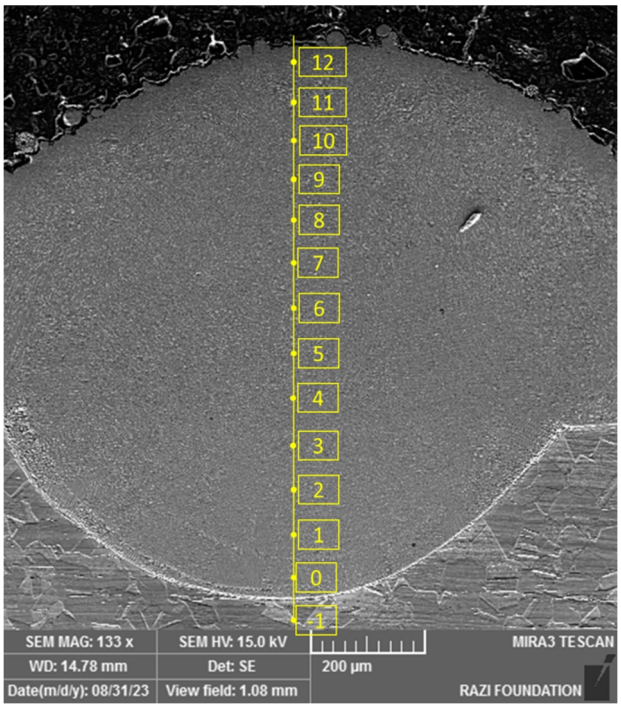
کاربیدهای یوتکتیک به‌صورت شبکه‌ای در داخل مناطق بین دندریتی تشکیل‌شده و با فاز غنی از کبالت مخلوط شده است. یکی از دلایل تشکیل کاربید ناشی از ناحیه دندریتی به‌صورت غنی از کبالت و مناطق بین دندریتی غنی از کروم و تنگستن گزارش شده است [24,35]. مناطق خاکستری‌رنگ نشان‌دهنده ناحیه بین دندریتی است و مناطق سیاه‌رنگ نشان‌دهنده دندریت‌ها با ترکیب محلول جامد کبالت-کروم هستند. فازهای سفیدرنگ عموماً غنی از تنگستن که دلیل اصلی سفیدرنگ بودن آن‌ها، عدد اتمی بالاتر تنگستن است.

3-3-نحوه اثرگذاری پارامترهای فرایندی آمیختگی

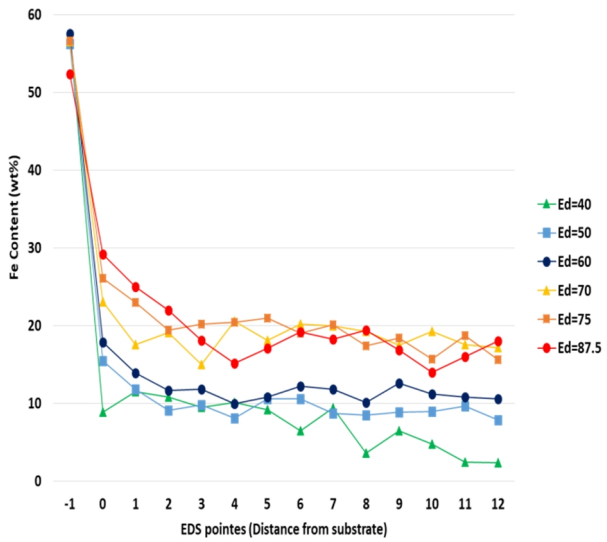
میزان عناصر ورود کرده از زیرلایه به داخل روکش و نحوه توزیع عناصر در داخل ریزساختار ازجمله اثرات اساسی تغییرات پارامترهای فرایندی است. افزایش انرژی ورودی می‌تواند بر غلظت موضعی عناصر آلیاژی که تمایل به جدایش به سمت مرزدانه‌ها دارند اثرگذار باشد. به‌علاوه، احتمال تشکیل ترکیبات با نقطه ذوب پایین و گسترده شدن محدوده دمایی انجمادی را افزایش می‌دهد که درنتیجه آن تمایل به ایجاد ترک انجمادی افزایش می‌یابد [14,36,37]؛ بنابراین در فرایند روکش‌کاری لیزری استلایت 6 روی فولاد زنگ‌نزن، بایستی مقادیر عنصر آهن ورود کرده به داخل روکش در حداقل مقدار قرار داشته باشد. به این منظور آنالیز EDS نقطه‌ای در نواحی مختلف زیرلایه تا نواحی بالایی تک پاس‌های تولیدشده با پارامترهای فرایندی مختلف انجام شد و نتایج آن مطابق شکل قابل مشاهده است. نحوه توزیع و تغییرات عنصر آهن به‌عنوان عنصر زمینه زیرلایه با تغییرات چگالی انرژی در نمودار شکل قابل مشاهده است. درنتیجه افزایش چگالی انرژی میزان نفوذ عنصر آهن به داخل روکش به‌صورت چشمگیری افزایش یافته است که این امر در برخی از منابع منجر به کاهش خواص پوشش شده است [24,32,34]؛ زیرا عنصر آهن منجر به ارتقاء استحاله آلوتروپیک فاز کبالت از شبکه HCP به FCC می‌شود [24]. مشخصاً بیشتر شدن چگالی انرژی از 60 J/mm منجر به افزایش دو برابری نفوذ آهن به نواحی داخلی روکش شده است

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

که این امر با حرکت به سمت نواحی بالای روکش روند نسبتاً پایداری را دنبال کرده است. نمونه‌های تک‌پاس تولیدشده با چگالی انرژی 40 J/mm دارای میانگین 10 درصد عنصر آهن در ناحیه روکش هستند در حد معمول و مجاز قرار دارد. همچنین، نتایج نشان داد که هیچ‌گونه عناصر اصلی آلیاژی روکش به‌صورت مؤثر وارد زیرلایه نشده‌اند.

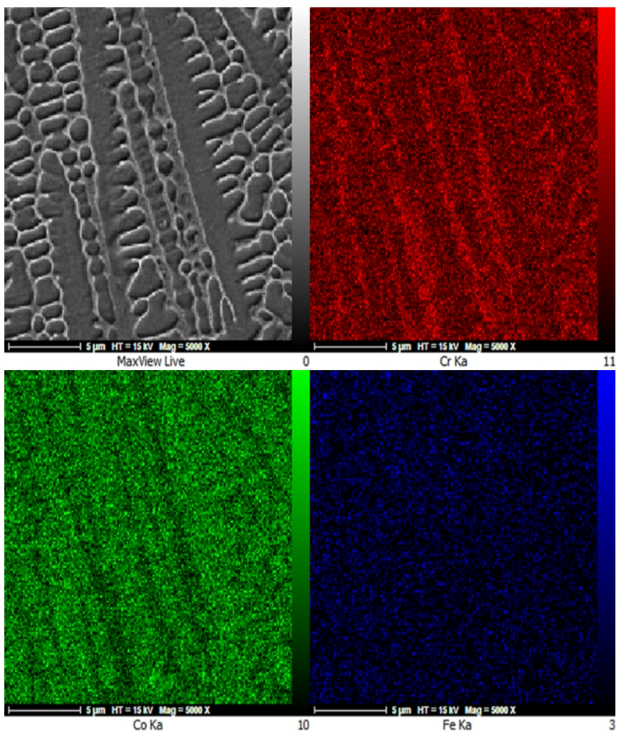


شکل 11- آنالیز خطی طیف‌سنجی پراش انرژی در یک خط عمودی از داخل زیرلایه تا نواحی بالایی روکش.



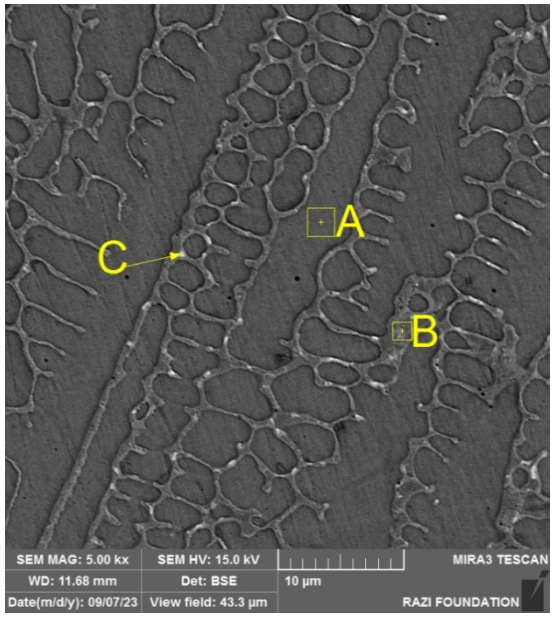
شکل 12- نحوه تغییرات درصد آهن برحسب فاصله از زیرلایه در چگالی انرژی‌های مختلف.

مطابق شکل13 نقشه آنالیز EDS انجام‌شده روی ریزساختار دندریتی ستونی نشان‌دهنده غنی بودن مناطق درون دندریتی از کبالت و غنی بودن مناطق بین دندریتی از کروم است. باهدف بررسی دقیق‌تر، مقایسه نیمه کمی ترکیب شیمیایی در نواحی مختلف ریزساختار در نمونه‌های تک‌پاس با استفاده از آنالیز EDS نقطه‌ای در سه ناحیه درون دندریتی، بین دندریتی و روی نواحی سفیدرنگ بین دندریتی مطابق شکل14 انجام گرفت. همان‌طور که در شکل(15) قابل مشاهده است، با افزایش چگالی انرژی، حلالیت کبالت دارای روند نزولی است، درحالی‌که میزان حلالیت کروم تغییر محسوسی را نشان نداد. به‌علاوه، با افزایش چگالی انرژی میزان حلالیت آهن در داخل دندریت‌ها افزایش قابل‌توجهی داشته است که این امر می‌تواند با افزایش مقدار آهن واردشده از زیرلایه به داخل پوشش در ارتباط باشد. بررسی ترکیب شیمیایی نواحی سفیدرنگ روی نواحی بین دندریتی (نقطه C در شکل14) نشان داد که با افزایش انرژی ورودی، میزان کروم این نواحی بیشتر شده و از مقادیر تنگستن آن کاسته می‌شود که می‌تواند گویای تشکیل بیشتر کاربیدهای نوع کروم و کاهش میزان کاربیدهای نوع تنگستن باشد.

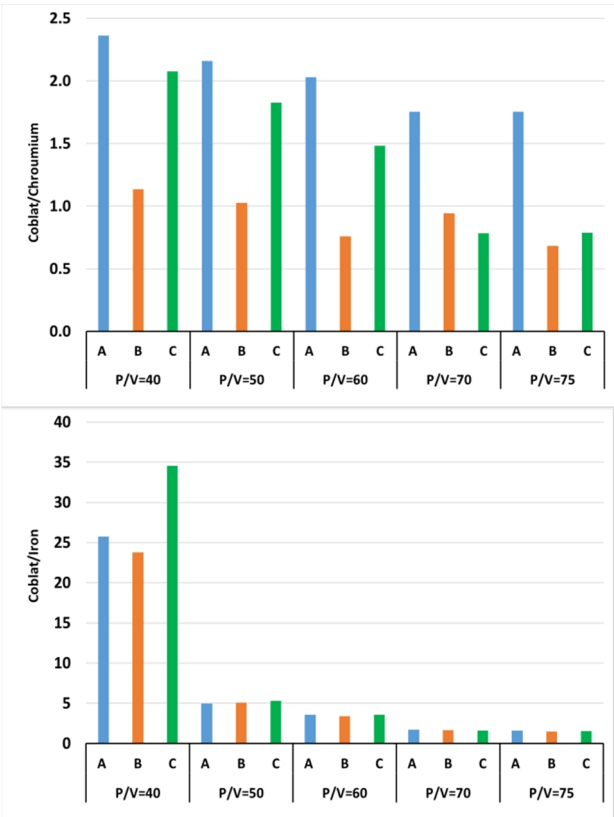


شکل 13- نقشه عناصر آلیاژی ساختار مقطع عرضی روکش تک‌پاس.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]



شکل 14- نقاط انتخاب شده جهت آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی.



شکل 15-الف- نسبت کبالت به کروم و ب-کبالت به آهن در مناطق بین دندریتی و دندریتی در چگالی انرژی‌های مختلف

4-نتیجه‌گیری

در این پژوهش روکش‌کاری لیزری استلایت6 روی زیرلایه فولاد 316 با استفاده از لیزر فیبری پیوسته انجام و پوشش بدون ترک و عیب عدم همجوشی تشکیل شد. ارزیابی میکروسکوپی نوری، الکترونی و آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی به‌منظور بررسی تأثیر چگالی انرژی بر ریزساختار و ابعاد هندسی انجام شد. نتایج نشان داد:

- با مستقل در نظر گرفتن پارامترهای فرایندی، سرعت روبش اثرگذارترین و توان لیزر کم اثرترین پارامتر فرایندی بر مشخصات هندسی است،
- با افزایش چگالی انرژی در نرخ پودرهای مختلف ابعاد بازوهای دندریتی اولیه در فصل مشترک از 1/5 میکرومتر به حدود 3 میکرومتر افزایش می‌یابد؛ با تغییرات در نرخ پودر ورودی و همچنین در نواحی بالاتر از فصل مشترک به‌دلیل وجود گرادیان‌ها و جریان‌های مختلف حرارتی، برقراری رابطه کاملاً صعودی یا نزولی نیازمند پژوهش‌های تکمیلی است،
- افزایش چگالی انرژی از 40 به 75 ژول بر میلی‌متر منجر به کاهش نسبت کبالت به کروم (مؤثر در خواص سایشی) از 2 به 0/7 در ناحیه دندریتی، 2/4 به 1/7 درزمینه و از 1/2 به 0/7 در ناحیه بین دندریتی شد،
- افزایش چگالی انرژی از 40 به 75 ژول بر میلی‌متر منجر به کاهش نسبت کبالت به آهن (کنترل‌کننده استحاله آلوتروپیک) از 35 به 3 در ناحیه دندریتی، 26 به 2 در زمینه و از 24 به 3 در ناحیه بین دندریتی شد،
- مورفولوژی روکش دارای تغییر روند ساختار از دندریت‌های ستونی به هم‌محور است. در ابتدای شروع فرایند دانه‌های جدید در فصل مشترک به‌صورت سلولی و به‌تدریج با افزایش ارتفاع روکش به دندریت‌های هم‌محور تبدیل شدند که عمدتاً ناشی از تجمع گرما و چرخه حرارتی مکرر در طول فرایند است.

منابع

1-Gong N, Meng TL, Cao J, Wang Y, Karyappa R, Ivan Tan CK, et al. Laser-cladding of high entropy alloy coatings: an overview. Mater Technol. 2023;38(1):2151696.
2-Singh S, Goyal DK, Kumar P, Bansal A. Laser cladding technique for erosive wear applications: a review. Mater Res Express. 2020;7(1):012007.
3-Yan F, Xiong W, Faierson EJ. Grain structure control of additively manufactured metallic

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

15-Chen C, Meiping W, Rui H, Yuling G, Xiaojin M. Understanding Stellite-6 coating prepared by laser cladding: Convection and columnar-to-equiaxed transition. Opt Laser Technol. 2022 May 1;149:107885.
16-kermani F, Shoja Razavi R, Zangenemadar K, Borhani M, Gavahian M. Optimization of single-pass geometric characteristics of IN718 by fiber laser via linear regression and response surface methodology. J Mater Res Technol. 2023 May 1;24:274–89.
17-Ilanlou M, Shoja Razavi R, Haghighat S, Nourollahi A. Multi-track laser metal deposition of Stellite6 on martensitic stainless steel: Geometry optimization and defects suppression. J Manuf Process. 2023 Jan 27;86:177–86.
18-Bakhshayesh MM, Khodabakhshi F, Farshidianfar MH, Nagy Š, Mohammadi M, Wilde G. Additive manufacturing of Stellite 6 alloy by laser-directed energy deposition: Engineering the crystallographic texture. Mater Charact. 2024 Jan 1;207:113511.
19-Cui C, Wu M, Miao X, Gong Y, Zhao Z. The effect of laser energy density on the geometric characteristics, microstructure and corrosion resistance of Co-based coatings by laser cladding. J Mater Res Technol. 2021;15:2405–18.
20-Zhang W, Chabok A, Kooi BJ, Pei Y. Additive manufactured high entropy alloys: A review of the microstructure and properties. Mater Des. 2022;220:110875.
21-Svetlizky D, Das M, Zheng B, Vyatskikh AL, Bose S, Bandyopadhyay A, et al. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. Mater Today. 2021;49:271–95.
22-Herzog D, Seyda V, Wycisk E, Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. Acta Mater. 2016;117:371–92.
23-Schneider MF, Schneider MF. Laser cladding with powder. 1998;
24-Lin Z, Ya W, Subramanian VV, Goulas C, di Castri B, Hermans MJM, et al. Deposition of Stellite 6 alloy on steel substrates using wire and arc additive manufacturing. Int J Adv Manuf Technol. 2020;111(1):411–26.
25-Lusquiños F, Comesaña R, Riveiro A, Quintero F, Pou J. Fibre laser micro-cladding of Co-based alloys on stainless steel. Surf Coat Technol. 2009;203(14):1933–40.
26-Thawari N,Gullipalli C, Katiyar JK, Gupta TVK. Influence of buffer layer on surface and tribomechanical properties of laser cladded Stellite 6. Mater Sci Eng B. 2021;263:114799.
materials. Materials. 2017;10(11):1260.
4-Liu P, Wang Z, Xiao Y, Horstemeyer MF, Cui X, Chen L. Insight into the mechanisms of columnar to equiaxed grain transition during metallic additive manufacturing. Addit Manuf. 2019;26:22–9.
5-Washko SD, Aggen G. ASM Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Vol1 ASM Handb ASM Int. 1990;990:841–907.
6-Kumar AV, Selvakumar AS, Ravikumar N, Dinesh B, Rahman KA. Free Vibration Study of Nd-YAG Laser welded Stainless Steel 316 joints Reinforced with Stellite Powder. Mater Today Proc. 2020;22:1369–73.
7-Naseri Alenjagh M, Saeid T. Microstructure and mechanical properties in dissimilar friction stir welding between aluminum 1050 and 316L stainless steel. Iut-Jwsti. 2023 May 1;9(1):67–82.
8-Bhoskar A, Kalyankar V, Deshmukh D. Metallurgical characterisation of multi-track Stellite 6 coating on SS316L substrate. Can Metall Q. 2023;62(4):665–77.
9-Singh PK, Mishra SB. Studies on solid particle erosion behaviour of D-Gun sprayed WC-Co, Stellite 6 and Stellite 21 coatings on SAE213-T12 boiler steel at 400° C temperature. Surf Coat Technol. 2020;385:125353.
10-Borhani MR, Shoja Razavi SR, Kermani F, Erfan Manesh M, Barekat SM, Naderi Samani H, et al. Investigating the microstructure and hardness of 17-4PH steel and Stellite cladded by direct laser deposition process on 17-4PH steel substrate. Iut-Jwsti. 2023 Jan 1;8(2):69–81.
11-Thawari N, Gullipalli C, Katiyar JK, Gupta T. Effect of multi-layer laser cladding of Stellite 6 and Inconel 718 materials on clad geometry, microstructure evolution and mechanical properties. Mater Today Commun. 2021;28:102604.
12-Singh R, Kumar D, Mishra SK, Tiwari S. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance. Surf Coat Technol. 2014;251:87–97.
13-Song B, Yu T, Jiang X, Xi W, Lin X. The relationship between convection mechanism and solidification structure of the iron-based molten pool in metal laser direct deposition. Int J Mech Sci. 2020;165:105207.
14-Schönmaier H, Krein R, Schmitz-Niederau M, Schnitzer R. Influence of the heat input on the dendritic solidification structure and the mechanical properties of 2.25 Cr-1Mo-0.25 V submerged-arc weld metal. J Mater Eng Perform. 2021;30(10):7138–51.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]

wire arc additive manufacturing. Metals. 2019 ;9(4):474.
32-Xu G, Kutsuna M, Liu Z, Yamada K. Comparison between diode laser and TIG cladding of Co-based alloys on the SUS403 stainless steel. Surf Coat Technol. 2006;201(3–4):1138–44.
33-Moradi M, Ashoori A, Hasani A. Additive manufacturing of stellite 6 superalloy by direct laser metal deposition–Part 1: Effects of laser power and focal plane position. Opt Laser Technol. 2020;131:106328.
34-Mirshekari GR, Daee S, Bonabi SF, Tavakoli MR, Shafyei A, Safaei M. Effect of interlayers on the microstructure and wear resistance of Stellite 6 coatings deposited on AISI 420 stainless steel by GTAW technique. Surf Interfaces. 2017;9:79–92.
35-Apay S, Gulenc B. Wear properties of AISI 1015 steel coated with Stellite 6 by microlaser welding. Mater Des. 2014;55:1–8.
36-Lippold JC. Welding metallurgy and weldability. John Wiley & Sons; 2014.
37-Kou S. Welding metallurgy. N J USA. 2003;431–46.
27-Liu P, Wang Z, Xiao Y, Horstemeyer MF, Cui X, Chen L. Insight into the mechanisms of columnar to equiaxed grain transition during metallic additive manufacturing. Addit Manuf. 2019;26:22–9.
28-Yan F, Xiong W, Faierson EJ. Grain structure control of additively manufactured metallic materials. Materials. 2017;10(11):1260.
29-Helmer H, Bauereiß A, Singer RF, Körner C. Grain structure evolution in Inconel 718 during selective electron beam melting. Mater Sci Eng A. 2016;668:180–7.
30-Zhu Y, Liu D, Tian X, Tang H, Wang H. Characterization of microstructure and mechanical properties of laser melting deposited Ti–6.5 Al–3.5 Mo–1.5 Zr–0.3 Si titanium alloy. Mater Des 1980-2015. 2014;56:445–53.
31-Li Z, Cui Y, Wang J, Liu C, Wang J, Xu T, et al. Characterization of microstructure and mechanical properties of Stellite 6 part fabricated by wire arc additive manufacturing. Metals. 2019by

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-01-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.11]