



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



S. H. Hashemi<sup>1</sup>, R. Vafaei<sup>1</sup>, R. Shoja-Razavi<sup>\*2</sup>

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](mailto:shoja_r@yahoo.com)



## تأثیر چگالی انرژی بر ریزساختار رسوب‌نشانی مستقیم لیزری سوپرآلیاژ

### استلایت 6 روی فولاد زنگ‌نزن 316

سیدحمید هاشمی<sup>1</sup>، رضا وفایی<sup>1</sup>، رضا شجاع‌رضوی<sup>2\*</sup>

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 استلایت 6 روی زیرلایه فولاد 316 مورد بررسی 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 افزایش 2 برابری به حدود 3 میکرومتر افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر 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 آستینیتی 316، استلایت 6، روکش کاری لیزری، چگالی انرژی، ریزساختار.

\* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: [shoja\\_r@yahoo.com](mailto:shoja_r@yahoo.com)

#### 1- مقدمه

پاشش پودر هستند که تغییرات قابل‌توجهی در مشخصه‌های هندسی و ریزساختاری تولیدشده ایجاد می‌کنند [3,4]. فولاد زنگ‌نزن آستینیتی 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

رسوب‌نشانی مستقیم لیزری با توجه به منطقه متأثر از حرارت کوچک و ایجاد ریزساختار ظریف در کاهش بروز اثرات نامطلوب مانند تشکیل ترک در قطعه زیرلایه موثر است؛ در نتیجه، این فرایند نسبت به سایر فرایندهای مرسوم گزینه مناسب‌تری برای تعمیر قطعات است [1,2]. مهم‌ترین پارامترهای روکش کاری لیزری شامل توان لیزر، سرعت روبش و نرخ

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 روکش کاری لیزری استلایت 6 روی فولاد زنگ‌نزن 316 موضوعی است که در تحقیقات به صورت کلی به آن پرداخته شده است. در زمینه 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 بررسی شده در این تحقیق شامل مشخصه‌های هندسی پاس، ریزساختار و توزیع شیمیایی عناصر و... است که می‌تواند در بهینه کردن شرایط روکش کاری لیزری مؤثر باشد. بررسی نحوه اثرگذاری چگالی انرژی بر ریزساختار و توزیع عناصر شیمیایی در مناطق مختلف روکش در این تحقیق مورد بررسی 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 به صورت 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 (به عنوان مثال در سرعت اسکن 6 میلی‌متر بر ثانیه صرفاً نرخ تزریق 12 گرم بر دقیقه استفاده شده است. نرخ تزریق‌های بالاتر به سبب افزایش بیش از حد ارتفاع به رغم 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 روکش کاری لیزری استلایت 6 با توزیع ذرات 60 الی 120 میکرومتر و مورفولوژی کروی با توجه به شکل (1) برای فرایند روی زیرلایه فولاد زنگ‌نزن نوع

باعث می‌شود تا در صورت معیوب شدن قطعه، هزینه تعمیر آن مقرون به صرفه تر 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 قابل توجهی در استحکام بخشی این آلیاژ با تشکیل کاربید کروم ایفا می‌کند [8-10]؛ بنابراین استفاده آلیاژ استلایت 6 به منظور پوشش دهی سطوح قطعات فولادی امری توجیه پذیر و ارتقاء دهنده خواص به شمار می‌رود.

تاواری و همکاران [11] به بررسی روکش کاری استلایت 6 روی زیرلایه فولاد 316 پرداختند. نتایج نشان داد به دلیل 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 استلایت 6 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 روکش کاری لیزری فرایند انجماد به صورت غیرتعادلی با سرعت  $6 \times 10 \times 30$  K/s اتفاق می‌افتد. سرعت جوانه زنی و نرخ رشد، تعیین کننده ساختار حاصل هستند؛ مقدار  $G/R$  (حالت انجماد) و میزان  $G \times R$  (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 در نتیجه میزان  $G \times R$  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

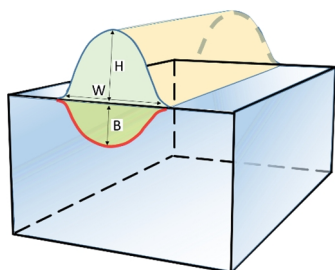
لیزری، نمونه‌ها از مقطع عرضی جهت متالوگرافی برش خوردند. از محلول اکوآ حاوی  $HCl:HNO_3$  با نسبت 1:3 برای مشخص نمودن عمق نفوذ و حکاکی (اچ) نمونه‌ها استفاده شد. تهیه تصاویر میکروسکوپی نوری با استفاده از میکروسکوپ نوری Dwinter انجام شد. از میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی (FE-SEM) مجهز به طیف‌سنج پراش انرژی (EDS) به منظور 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. به منظور ساده‌سازی فرایند ارزیابی و بررسی اثر برهمکنش عوامل ورودی، پارامتر ترکیبی چگالی انرژی به صورت معادله (1) مورد استفاده 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) به دست 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.

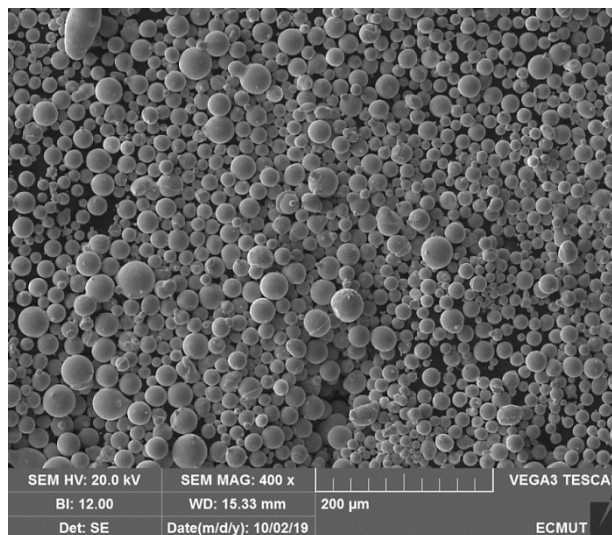


شکل 2- طرح‌واره تک‌پاس حاصل از رسوب‌نشانی مستقیم لیزری به همراه مشخصه‌های هندسی آن.

316 انجام گرفت. مقادیر عناصر تشکیل‌دهنده زیرلایه با استفاده از آزمون طیف‌سنجی جرقه‌ای مشخص شد. آنالیز شیمیایی پودر و زیرلایه در جدول (1) قابل مشاهده است. با هدف جلوگیری از تاثیر چرخه‌های حرارتی متعدد روی زیرلایه و تغییر یکنواخت دمای زیرلایه برای هرکدام از آزمایش‌ها، زیرلایه‌ها به صورت جداگانه در ابعاد  $30 \times 10 \times 6$  میلی‌متر با استفاده از ماشین‌کاری تخلیه الکتریکی برش داده شدند. قبل از انجام فرایند، به منظور 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: فولاد 316	-	17	پا یه	-	10	0,75	2,6	2	0,08
پودر: استلایت 6	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 استلایت 6.

از لیزر فیبری پیوسته 1 کیلووات با طول‌موج 1080 نانومتر و سیستم حرکتی 6 محوره به منظور روکش‌کاری لیزری استفاده شد. قطر لکه لیزر برابر 1 میلی‌متر به صورت ثابت تنظیم شد. از گاز آرگون با جریان 15 و 25 لیتر بر دقیقه به ترتیب به عنوان گاز حامل و محافظ استفاده شد. پس از انجام فرایند روکش‌کاری

جدول 2- مشخصه‌های هندسی نمونه‌های تک‌پاس روکش کاری شده با توجه به تغییرات پارامترهای فرایندی.

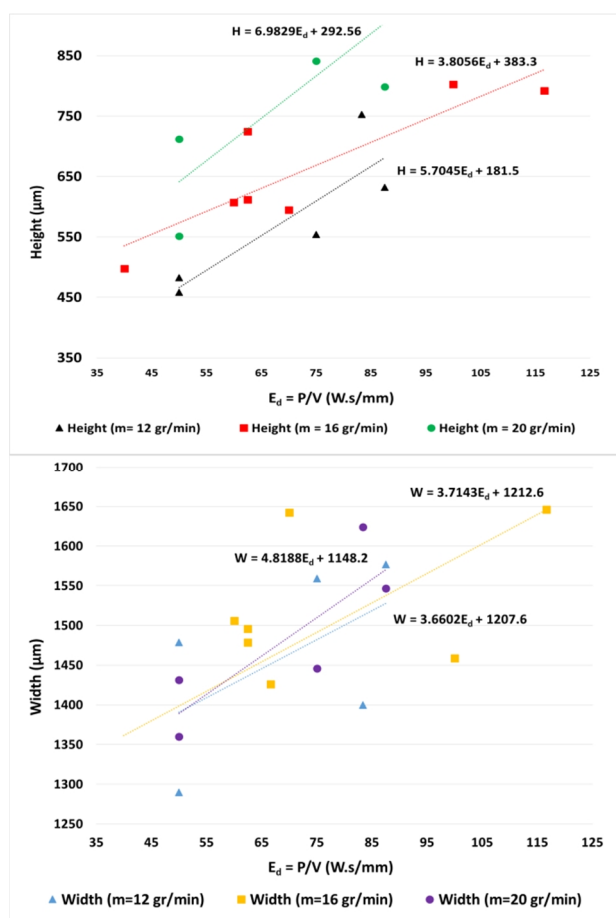
شماره نمونه	توان (وات)	سرعت اسکن (میلی‌متر بر ثانیه)	نرخ تزریق پودر (گرم بر دقیقه)	دانسیته انرژی (ژول بر میلی‌متر)	ارتفاع (میکرومتر)	عرض (میکرومتر)	عمق نفوذ (میکرومتر)	آمیختگی (درصد)
۱	۴۰۰	۶	۱۲	۶۶٫۷	۵۱۰	۱۵۱۰	۴۰	۷٫۳
۲		۸	۱۲	۵۰	۴۸۲	۱۳۴۷	۷۲	۱۸٫۱
۳		۸	۱۶	۵۰	۷۱۲	۱۲۵۱	۳۷	۵٫۰
۴		۱۰	۱۶	۴۰	۴۹۷	۱۳۴۰	۴۲	۷٫۹
۵	۵۰۰	۶	۱۲	۸۳٫۳	۷۵۲	۱۵۷۴	۲۸۴	۲۷٫۴
۶		۶	۱۶	۸۳٫۳	۹۷۴	۱۶۷۵	۲۱۳	۱۸٫۰
۷		۸	۱۶	۶۲٫۵	۷۲۴	۱۲۷۸	۱۶۳	۱۸٫۴
۸		۱۰	۱۶	۵۰	۴۵۸	۱۴۸۸	۲۳۱	۳۳٫۶
۹	۶۰۰	۱۰	۲۰	۵۰	۵۵۲	۱۴۲۳	۱۷۳	۲۳٫۹
۱۰		۶	۱۶	۱۰۰	۸۰۳	۱۵۷۰	۲۳۴	۲۲٫۶
۱۱		۸	۱۶	۷۵	۵۸۰	۱۵۹۵	۳۳۱	۳۷٫۴
۱۲		۸	۲۰	۷۵	۸۴۱	۱۴۹۱	۲۰۷	۱۹٫۸
۱۳	۷۰۰	۱۰	۲۰	۶۰	۶۰۷	۱۵۱۶	۲۱۰	۲۵٫۸
۱۴		۶	۱۶	۱۱۶٫۷	۷۹۲	۱۶۴۹	۲۲۹	۲۲٫۴
۱۵		۸	۱۶	۸۷٫۵	۶۳۲	۱۵۵۴	۳۱۳	۳۳٫۱
۱۶		۸	۲۰	۸۷٫۵	۷۹۸	۱۶۱۲	۲۳۴	۲۲٫۷
۱۷	۷۰۰	۱۰	۲۰	۷۰	۵۹۴	۱۶۸۰	۳۸۴	۳۹٫۳

### 3- نتایج و بحث

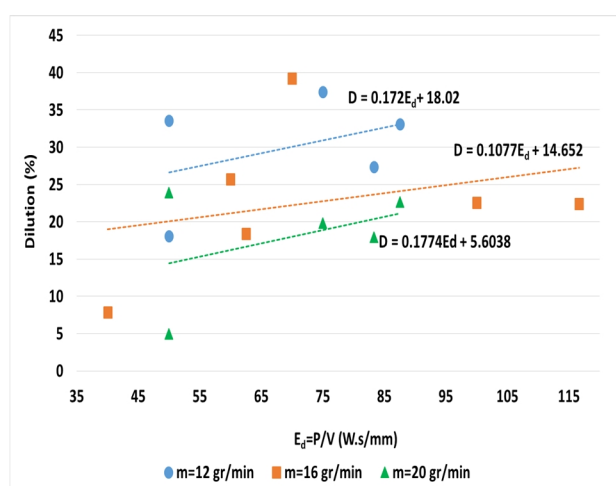
#### 3-1- تأثیر پارامترهای فرایندی بر مشخصه‌های هندسی

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 به صورت صعودی است؛ به عبارتی به منظور افزایش ارتفاع پاس و عرض پاس بایستی چگالی انرژی افزایش یابد. همچنین در نتیجه افزایش نرخ پاشش پودر، این دو مشخصه هندسی افزایش می‌یابند. میزان شدت اثرگذاری پارامترهای فرایندی روی ارتفاع پاس و عرض پاس به صورت مشابه و به ترتیب سرعت روبش، نرخ پاشش پودر و توان لیزر به دست 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 (شکل 3) نشان داد که روکش از لحاظ پیوند متالورژیکی و چسبندگی به خوبی به زیرلایه اتصال داشته و در هیچ کدام از پاس‌ها نشانه‌ای از ترک و لایه لایه شدگی در فصل مشترک روکش و زیرلایه مشاهده نشد. با این حال 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 هیچ گونه اثری از عیب عدم همجوشی (دارای شکل غیرکروی) که به عنوان مناطق تمرکز تنش عمل کرده و عامل اصلی جوانه زنی و اشاعه ترک است. نمودار درصد آمیختگی هندسی برحسب چگالی انرژی مطابق شکل قابل مشاهده است. مطابق این شکل، در نتیجه افزایش چگالی انرژی، آمیختگی هندسی افزایش یافته است. به علاوه، در چگالی انرژی‌های مختلف، افزایش نرخ پاشش پودر از 12 به 20 گرم بر دقیقه منجر به کاهش درصد آمیختگی شده است.



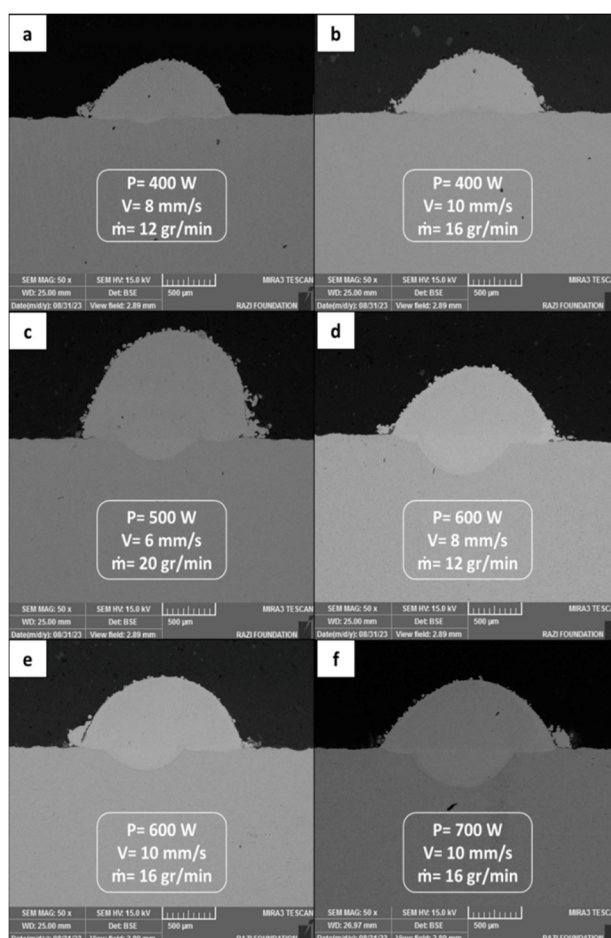
شکل 4- تغییرات الف- ارتفاع و ب- عرض پاس به دست آمده برحسب چگالی انرژی در نرخ‌های پاشش پودر مختلف.



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

### 3-2- مورفولوژی انجمادی دانه‌ها و ریزساختار

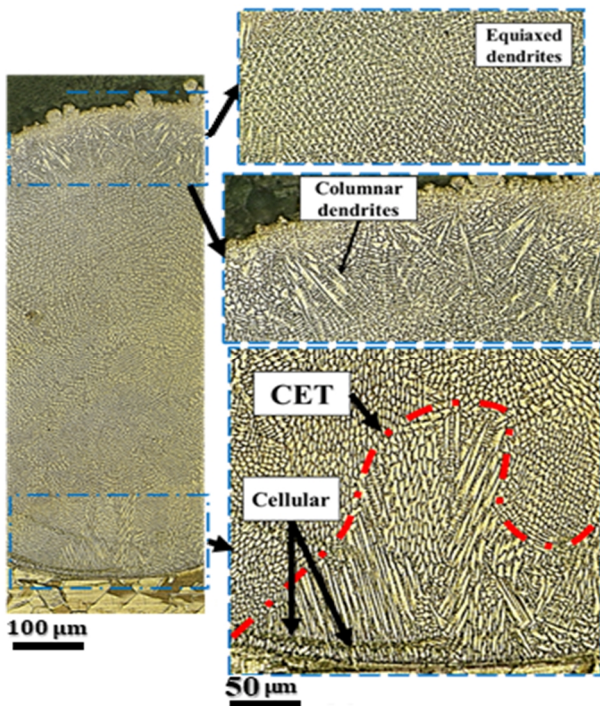
مورفولوژی دانه‌ها در مناطق مختلف روکش و فصل مشترک با زیرلایه در شکل (6 و 7) قابل مشاهده است. ریزساختار ابتدا



شکل 3- تصاویر میکروسکوپی روبشی 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 رویش، دلیل اصلی میزان عمق نفوذ بیشتر و کاهش ارتفاع است که منجر به افزایش درصد آمیختگی می‌شود. به علاوه، افزایش میزان پودر ورودی به حوضچه مذاب، منجر به صرف بیشتر انرژی ورودی برای ذوب کامل ذرات پودر شده و در نتیجه 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 قابل توجه 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].

رشد رونشستی ضعیف است؛ درعین حال و نیروی محرکه لازم برای جوانه زنی غیرهمگن فراهم شده و دانه های جدید در فصل مشترک به صورت سلولی رشد کرده اند. با حرکت از فصل مشترک به سمت مرکز روکش، دندریتهای ثانویه شروع به ظاهر شدن کردند و سپس به تدریج به دندریتهای هم محور تبدیل شدند. این پدیده عمدتاً ناشی از تجمع گرما و چرخه حرارتی مکرر در طول فرایند است [31].

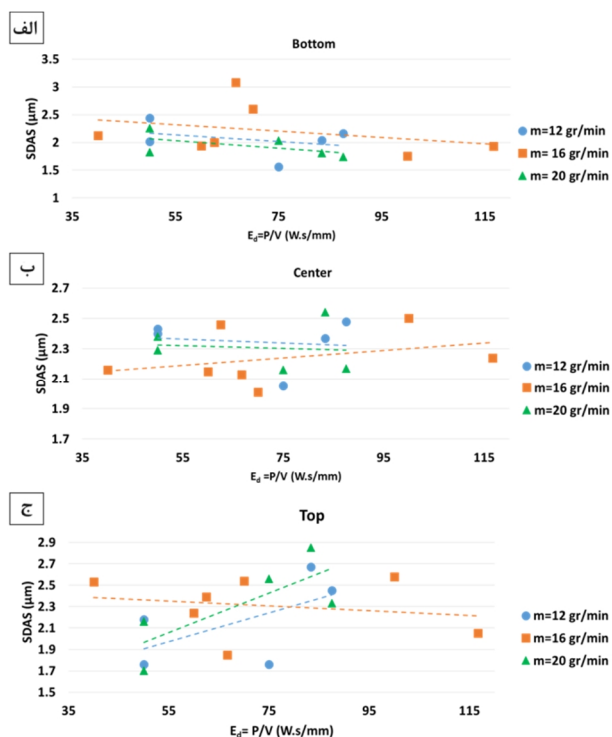


شکل 6- تصاویر میکروسکوپی نوری سطح مقطع عرضی پاس و بررسی ریزساختار در نواحی زیرین (Bottom)، مرکزی (Center) و بالایی (Top).

میزان ریزدانگی و ظریف شدن ریزساختار با عامل سرعت سرد شدن ( $G \times R$ ) در ارتباط است. لذا با اندازه گیری ابعاد بازوهای اولیه و ثانویه دندریتهای می توان اطلاعات مرتبط با سرعت سرد شدن و ریزدانگی دانه ها را استخراج نمود و ارتباطی کیفی میان چگالی انرژی و پارامترهای فرایندی با ریز شدن ریزساختار برقرار نمود. ابعاد بازوهای اولیه دندریتهای در شکل قابل مشاهده است. برخلاف نتایج به دست آمده در سایر نرخ های پاشش پودر، در نرخ پاشش متوسط (16 گرم بر دقیقه) در نتیجه افزایش چگالی انرژی، اندازه بازوهای اولیه دندریتهای افزایش یافته است. افزایش میزان انرژی ورودی ناشی از افزایش توان و

به صورت صفحه ای رشد و بلافاصله رشد سلولی آغاز می شود؛ درحالی که در نواحی نزدیک به سطح روکش رشد به صورت هم محور 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 ایجاد شده و پس از آن (در نتیجه کم شدن گرادیان حرارتی)، مورفولوژی به دندریتهای ستونی تغییر یافته است که دانه ها در جهت خلاف انتقال حرارت رشد نموده اند. نحوه تغییرات تحت انجماد ترکیبی، مشخص کننده اصلی نسبت  $G/R$  است. در نتیجه افزایش تحت انجماد ترکیبی (کاهش  $G/R$ )، حالت انجماد از صفحه ای به سلولی و دندریتهای ستونی و نهایتاً دندریتهای هم محور تبدیل می شود [20]. گرادیان های حرارتی بالا، نیروی محرکه لازم برای رشد دانه های ستونی در جهت گرادیان حرارتی را فراهم می کند. مطابق قسمت های مختلف 6 و 7 در نواحی بالایی پاس ساختار دندریتهای ستونی مشاهده شد. دلیل این امر می تواند به انباشت حرارت در بالای حوضچه مذاب در نتیجه افزایش ارتفاع رسوب نشانی شده و کاهش نسبت  $G/R$  مرتبط باشد. به علاوه، جریان های گوناگون غالب در حوضچه مذاب مانند جریان مارانگونی منجر به تغییرات کاملاً موضعی مورفولوژی ساختار و رخداد گذار ستونی به هم محور (CET) در مناطق مختلف پاس شده است، به گونه ای که در بعضی از نمونه ها در نواحی بالایی پاس دندریتهای ستونی و در بعضی موارد دندریتهای هم محور (قسمت بالایی شکل 6) مشاهده شد. به طور کلی مشخص شده است که نسبت  $G/R$  در نواحی پایینی حوضچه مذاب در شرایط دندریتهای ستونی قرار دارد. درحالی که شرایط دندریتهای هم محور در ناحیه فوقانی و نزدیک به سطح حوضچه مذاب که دارای گرادیان حرارتی کمتری نسبت به ناحیه پایینی است، رخ می دهد [28-30].

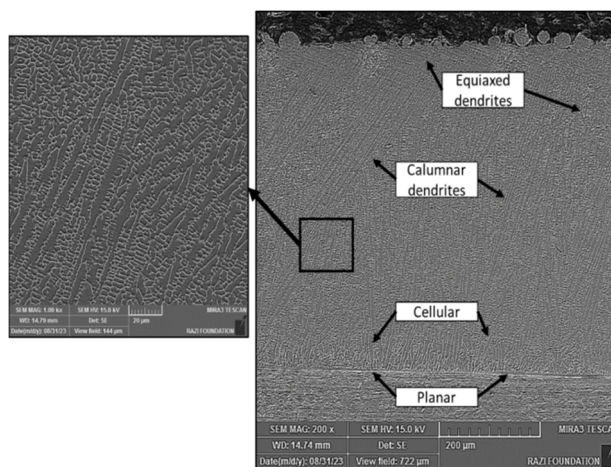
بر اساس شکل های (6 و 7) مورفولوژی محلول جامد دارای روند تغییر از دندریتهای ستونی به هم محور است. در ابتدای شروع فرایند، هدر رفت حرارت زیاد و گرادیان حرارتی به دلیل سرد بودن زیرلایه بسیار بالاست؛ بنابراین امکان رشد به صورت



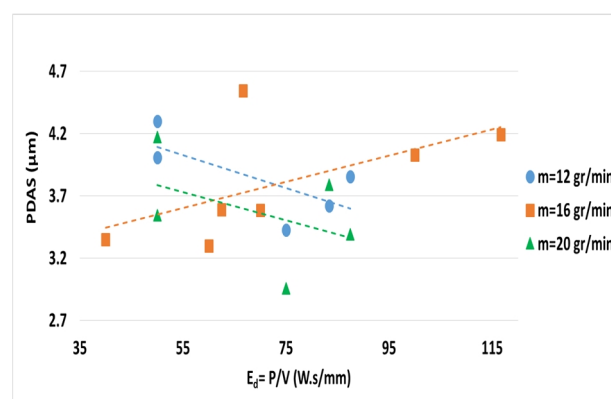
شکل 9- ابعاد بازوهای دندریتی ثانویه برحسب چگالی انرژی در نواحی الف - پایینی، ب- میانه و ج- مرکز و بالای روکش ایجادشده در نرخ‌های پاشش پودر مختلف.

این امر نشان می‌دهد که تغییرات نرخ سرد شدن در نواحی بالایی پاس قابل توجه است که در نتیجه 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. به علاوه، در حین فرایند ساخت افزایشی و ذوب شدن جریان پودر و سطح زیرلایه، زیرلایه به صورت یک منبع حرارتی عمل کرده و حرارت داخل آن به روکش منتقل شده و منجر به رشد دانه‌ها می‌شود. با فاصله گرفتن از زیرلایه، روند رشد دانه‌ها کاهش یافته و به عبارت دیگر سرعت سرد شدن افزایش می‌یابد. با توجه به مطالعات [14,32] افزایش انرژی ورودی (کاهش سرعت رویش 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

کاهش سرعت رویش منجر به انباشت حرارتی بالاتر و در نتیجه آن سرعت سرد شدن کمتر می‌شود. با کاهش سرعت سرد شدن، امکان رشد بیشتر دانه‌ها فراهم شده و اندازه دندریت‌های ستونی افزایش می‌یابد. لذا به منظور 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 در نتیجه افزایش چگالی انرژی است.



شکل 7- تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی 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.



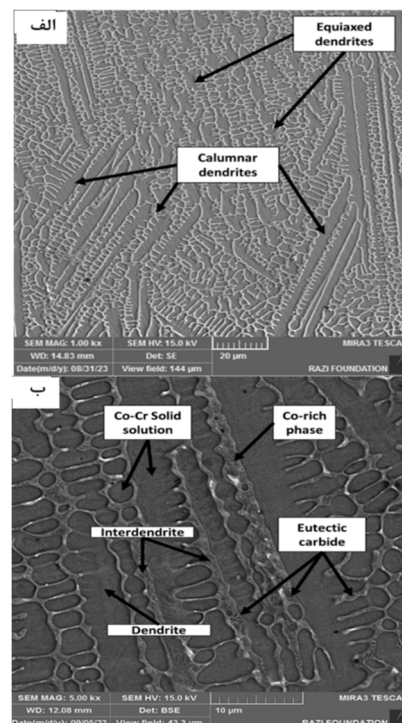
کاربدهای یوتکتیک به صورت شبکه‌ای در داخل مناطق بین دندریتی تشکیل شده و با فاز غنی از کبالت مخلوط شده است. یکی از دلایل تشکیل کاربید ناشی از ناحیه دندریتی به صورت غنی از کبالت و مناطق بین دندریتی غنی از کروم و تنگستن گزارش شده است [24,35]. مناطق خاکستری رنگ نشان‌دهنده ناحیه بین دندریتی است و مناطق سیاه‌رنگ 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 از جمله اثرات اساسی تغییرات پارامترهای فرایندی است. افزایش انرژی ورودی می‌تواند بر غلظت موضعی عناصر آلیاژی که تمایل به جدایش به سمت مرزدهانه‌ها دارند اثرگذار باشد. به علاوه، احتمال تشکیل ترکیبات با نقطه ذوب پایین و گسترده شدن محدوده دمایی انجمادی را افزایش می‌دهد که در نتیجه 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 به عنوان عنصر زمینه زیرلایه با تغییرات چگالی انرژی در نمودار شکل قابل مشاهده است. در نتیجه افزایش چگالی انرژی میزان نفوذ عنصر آهن به داخل روکش به صورت 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

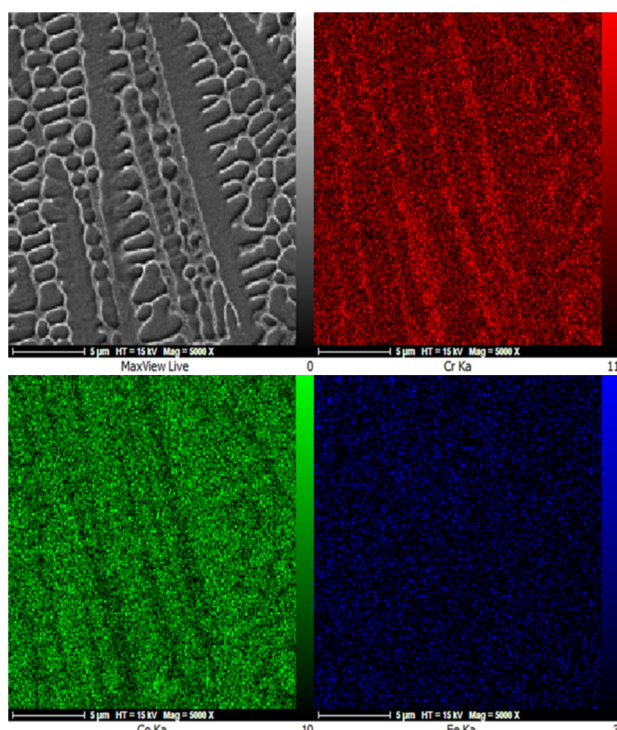
انجماد و بنابراین زمان بیشتر رشد دانه می‌شود. مطابق شکل (6) رخداد رشد بیشتر دانه‌ها و ابعاد بزرگ‌تر دانه‌ها در قسمت بالایی روکش می‌تواند به این مورد مربوط باشد که نواحی بالایی روکش در معرض گاز محافظ و هوا قرار دارد. این گازها دارای ضریب هدایت حرارتی پایینی هستند، بنابراین گرمای جذب‌شده در لایه‌ها باقی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

مطابق شکل، ساختار مشاهده‌شده در روکش استلایت 6 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 استلایت 6 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).



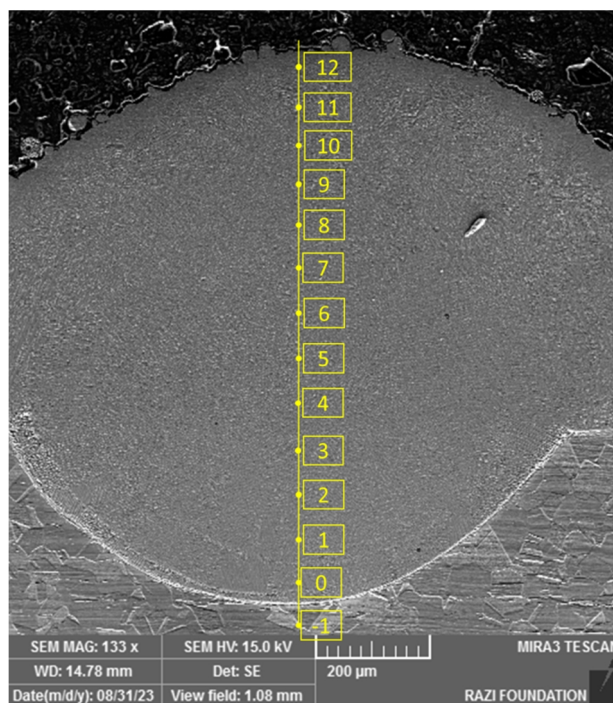
شکل 10- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح مقطع عرضی نمونه تک پاس الف-بزرگنمایی کم و ب-بزرگنمایی زیاد.

مطابق شکل 13 نقشه آنالیز EDS انجام شده 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 شکل 14 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 قابل توجهی داشته است که این امر می‌تواند با افزایش مقدار آهن وارد شده از زیرلایه به داخل پوشش در ارتباط باشد. بررسی ترکیب شیمیایی نواحی سفیدرنگ روی نواحی بین دندریتی (نقطه C در شکل 14) 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.

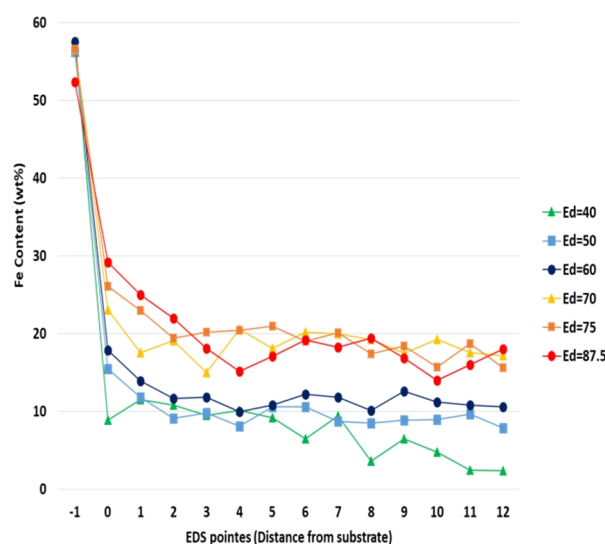


شکل 13- نقشه عناصر آلیاژی ساختار مقطع عرضی روکش تک‌پاس.

که این امر با حرکت به سمت نواحی بالای روکش روند نسبتاً پایداری را دنبال کرده است. نمونه‌های تک‌پاس تولید شده 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.

ترک و عیب عدم همجوشی تشکیل شد. ارزیابی میکروسکوپی نوری، الکترونی و آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی به منظور 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 دندردیتی 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 به دلیل وجود گرادیان‌ها و جریان‌های مختلف حرارتی، برقراری رابطه کاملاً صعودی یا نزولی نیازمند پژوهش‌های تکمیلی است،

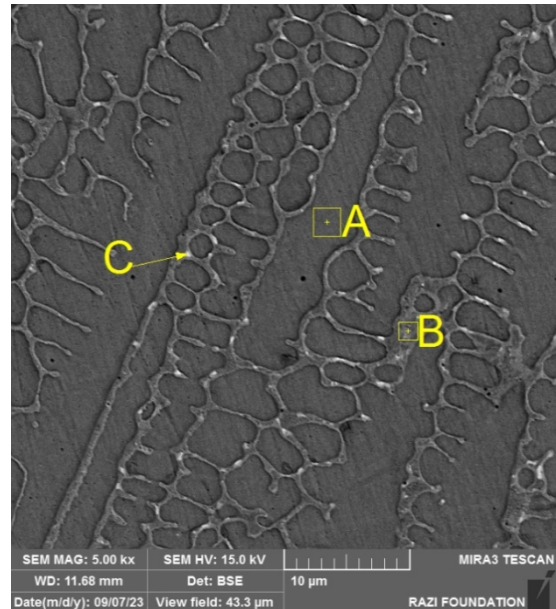
- افزایش چگالی انرژی از 40 به 75 ژول بر میلی‌متر منجر به کاهش نسبت کبالت به کروم (مؤثر در خواص سایشی) از 2 به 0/7 در ناحیه دندردیتی، 2/4 به 1/7 در زمینه و از 1/2 به 0/7 در ناحیه بین دندردیتی شد،

- 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 دندردیتی، 26 به 2 در زمینه و از 24 به 3 در ناحیه بین دندردیتی شد،

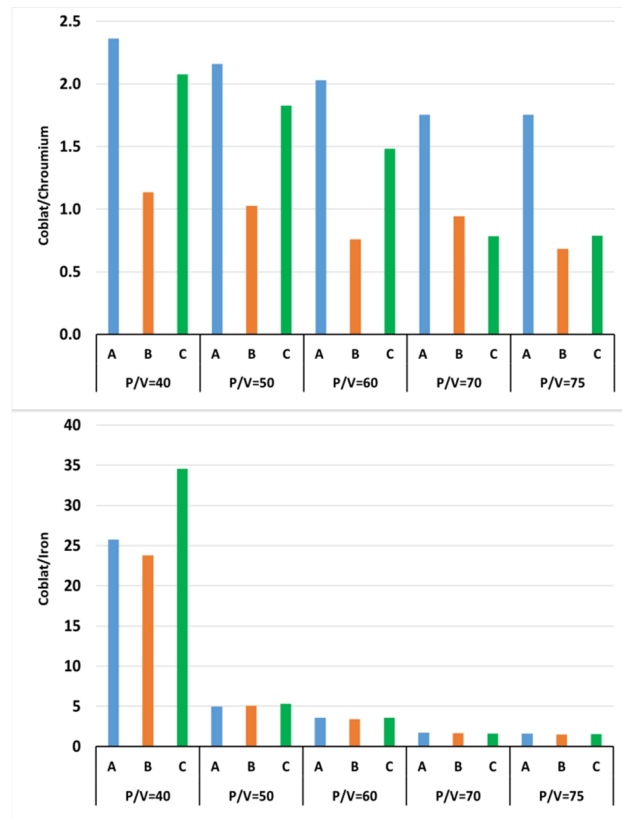
- مورفولوژی روکش دارای تغییر روند ساختار از دندردیت‌های ستونی به هم‌محور است. در ابتدای شروع فرایند دانه‌های جدید در فصل مشترک به صورت سلولی و به تدریج با افزایش ارتفاع روکش به دندردیت‌های هم‌محور تبدیل شدند که عمدتاً ناشی از تجمع گرما و چرخه حرارتی مکرر در طول فرایند است.

#### 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



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 دندردیتی و دندردیتی در چگالی انرژی‌های مختلف

#### 4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش روکش‌کاری لیزری استلایت 6 روی زیرلایه فولاد 316 با استفاده از لیزر فیبری پیوسته انجام و پوشش بدون

- 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, Haghghat 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 clad 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 clad 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-Niederer 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.

- 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, Daei 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*. 2019