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

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

Volume 8, Number 2, 2023

Investigating the microstructure and hardness of 17-4PH steel and stellite cladded by direct laser deposition process on 17-4PH steel substrate

M. R. Borhnai *, S. R. Shoja Razavi, F. Kermani, M. Erfanmanesh, S. M. Barekat, H. Naderi Samani, M. Shahsavari
Faculty of Material & Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology.

Received 30 October 2022 ; Accepted 10 January 2023

Abstract

The purpose of this research is to laser cladding of stellite6 and stainless steel 17-4PH on the substrate of stainless steel 17-4PH, and investigate its solidification microstructure. The results showed that the microstructure of the stellite6 cladding has a cobalt solid solution ground phase with an FCC structure and Cr_7C_3 and $Cr_{23}C_6$ carbides. Also, the values of the primary dendrite distance and the distance of the secondary dendrite arm have decreased by moving away from the interface; The reason for this is related to the difference in the cooling rate in different parts of the coating. The microstructure of 17-4PH stainless steel coating includes martensitic, ferritic, and austenitic phases; Due to the same chemical composition of the substrate and the cladding, the weight percentage of elements such as iron, nickel, chromium, and copper did not change from the cladding to the interface. It indicates the uniformity of the chemical composition of the cladding and the substrate. The calculated microhardness for the cladding of stellite6, the substrate and the cladding of stainless steel 17-4PH is about 480, 350, and 350 respectively. The reason for the higher microhardness of the cladding is the presence of chromium carbides (Cr_7C_3 and $Cr_{23}C_6$) formed in the cobalt solid solution field of the cladding.

Keywords: Laser cladding, Stellite, 17-4PH stainless, Solidification microstructure, Microhardness.

Corresponding Author: moh_borhani@mut.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال هشتم، شماره2، پاییز و زمستان 1401



بررسی ریزساختار و سختی روکش‌های فولاد 17-4PH و استلایت 6 ایجادشده با فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری روی زیرلایه فولاد 17-4PH

محمدرضا برهانی*، سیدرضا شجاع رضوی، فرید کرمانی، محمد عرفان منش، سیدمسعود برکت، حامد نادری سامانی، معین شهسواری

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

دریافت مقاله: 1401/08/08 ؛ پذیرش مقاله: 1401/10/20

چکیده

هدف از انجام این پژوهش، روکش‌کاری لیزری استلایت 6 و فولاد زنگ‌نزن 17-4PHروی زیرلایه فولاد زنگ‌نزن 17-4PHو بررسی ریزساختار انجمادی آن است. نتایج نشان داد ریزساختار پوشش استلایت6 دارای فاز زمینه محلول جامد کبالت با ساختار FCC و کاربیدهای Cr_7C_3 و $Cr_{23}C_6$ است. همچنین مقادیر فاصله دندریت اولیه و فاصله بازوی ثانویه دندریت با دور شدن از فصل مشترک کاهش یافته است؛ دلیل این موضوع مربوط به‌تفاوت سرعت سرد شدن در نقاط مختلف پوشش است. ریزساختار روکش فولاد زنگ‌نزن 17-4PHشامل فازهای مارتنزیتی، فریتی و آستنیتی است؛ با توجه به ترکیب شیمیایی یکسانی که زیرلایه با پوشش داشته، درصد وزنی عناصر ازجمله آهن، نیکل، کروم و مس از روکش به سمت فصل مشترک تغییری نداشته و بیانگر یکنواختی ترکیب شیمیایی پوشش و زیرلایه است. ریزسختی محاسبه شده برای روکش استلایت6، زیرلایه و پوشش فولاد زنگ‌نزن 17-4PHبه‌ترتیب در حدود 480 ، 350 و 350 ویکرز است. دلیل بیشتر بودن ریزسختی پوشش، وجود کاربیدهای کروم (Cr_7C_3 و $Cr_{23}C_6$) تشکیل شده در زمینه محلول جامد کبالتی پوشش است.

کلمات کلیدی: روکش‌کاری لیزری، استلایت 6، زنگ‌نزن PH4-17، ریزساختار انجمادی، سختی.

* پست الکترونیکی: moh_borhani@mut.ac.ir

1- مقدمه

پایه و اساس فولادPH 4-17، 17 درصد کروم است. استحکام و سختی بالا، مقاومت به خوردگی خوب از ویژگی‌های این فولاد هستند. به دلیل ویژگی‌های جذاب از قبیل استحکام کششی، مقاومت به ضربه و خوردگی بالا به کار گرفته می‌شود[2-1]. ریزساختار این فولاد شامل زمینه مارتنزیتی به همراه حدود 10 درصد فاز فریت دلتا است[3]. فولاد زنگ‌نزن 17-4PH به‌صورت فریت دلتا منجمد می‌شود. در حین سرد شدن، فریت تقریباً به‌طور کامل به آستنیت تبدیل می‌شود. آستنیت در حین

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

سرد شدن به مارتنزیت تبدیل می‌شود ولی استحاله آلوتروپیک آستنیت به فریت حتی در نرخ‌های سرد شدن پایین هم انجام نمی‌شود [4].

آلیاژهای استلایت به‌طور گسترده به‌عنوان مواد سخت پوشی در تجهیزات موجود در شرایط محیطی سخت مثل پره‌های توربین، روکش‌های ضدسایش، قطعات پمپ‌ها، پلاگ‌ها و نشیمنگاه شیرها در صنایع نفت و گاز استفاده وسیعی دارد [6-5]. استلایت6 یک آلیاژ کبالت، کروم، تنگستن، کربن است که به‌واسطه خواص مطلوبی که دارد، معمولاً به‌عنوان روکش یا پوشش مقاوم به سایش و خوردگی، بر روی سطح قطعات با جنس‌های مختلف نظیر فولاد یا اینکونل اعمال می‌شود. سختی قابل‌قبول تا دمایی بالاتر از500°C، مقاومت در برابر اکسیداسیون تا 1095 °C، مقاوم به شوک حرارتی و انواع سایش‌های مکانیکی به‌خصوص وقتی با خوردگی یا دمای بالا همراه باشد.[9-7]. آلیاژ استلایت6 ترکیبی از بالاترین استحکام و انعطاف‌پذیری را در بین آلیاژهای مقاوم به سایش گروه استلایت ارائه می‌دهد[10].

جهت ساخت و بازسازی قطعات می‌توان از فرایند رسوب‌نشانی مستقیم فلزی به کمک لیزر (DMD) استفاده کرد. یکی از روش‌های ساخت افزایشی(AM) است. در این روش هم‌زمان با تابش پرتو لیزر، پودر فلزی تزریق‌شده و لایه به لایه رسوب‌نشانی مستقیم فلزی انجام می‌شود. بدین ترتیب افزایش حجم قطعه در سه بعد امکان‌پذیر خواهد شد.[11].

لیو و همکاران[12] در پژوهشی به بررسی ریزساختار و سختی پوشش استلایت6 ایجادشده توسط رسوب‌نشانی مستقیم لیزری روی زیرلایه فولادی H13 از طریق لیزر پالسی Nd:YAG پرداختند. نتایج نشان داد که پوشش عمدتاً از دندریت Co و کاربید $M_{23}C_6$ تشکیل شده است. در فرایند روکش لیزری، بخشی از پوشش تشکیل‌شده لایه اول، هنگام ساخت لایه دوم دوباره ذوب می‌شود؛ همچنین نرخ خنک‌کنندگی بین منطقه همپوشانی و حوضچه مذاب به دلیل جذب گرما از پرتو لیزر کاهش می‌یابد، بنابراین، ساختار با ساختار هم‌محور در لایه اول متفاوت است. مقدار متوسط سختی پوشش روکش لیزری 732 ویکرز است که نسبت به سختی زیرلایه افزایش 250 درصدی را نشان می‌دهد. همچنین در پژوهشی استی و همکاران[13] بیان کردند سرعت سرد شدن سریع می‌تواند باعث پالایش دانه و افزایش سختی مواد شود. در طول آزمون سختی، این امر از انتشار نابجایی جلوگیری می‌کند، بنابراین میزان سختی عالی افزایش می‌یابد. به‌طورکلی، عملکرد سختی پوشش روکش لیزری به اثر دوگانه تقویت محلول کروم، و تقویت Si و پراکندگی با کاربیدهای سخت نسبت داده می‌شود.

نیخل و همکاران [14] به بررسی روکش‌کاری لیزری استلایت6 و اینکونل718 روی زیرلایه SS316 پرداختند. نتایج نشان داد در سرعت‌های اسکن کم یعنی 12 و 16 میلی‌متر بر ثانیه حدود 50% و 30% افزایش در ارتفاع روکش برای هر دو آلیاژ به دست می‌آید. در شرایط فرایند یکسان، روکش اینکونل 718 دارای ارتفاع روکش بالاتر (25-15 درصد) و عمق نفوذ 45-15 درصد بیشتر است. همچنین رقت در نمونه‌های استلایت6 به‌طور میانگین 15 درصد کمتر از IN718 در شرایط یکسان است. در نمونه‌های استلایت6 به دلیل نرخ‌های خنک‌کنندگی بالاتر، بازوی دندریت ثانویه کمتری در ریزساختار نسبت به IN718 مشاهده می‌شود. وانگ و همکاران [15] در تحقیقی انجماد جهت‌دار و تک‌کریستال لیزری را حاصل بهینه‌سازی پارامترهای اصلی عنوان کردند. به‌طورکلی درروش روکش‌کاری لیزری انرژی ورودی بسیار موضعی منجر به ایجاد شیب حرارتی زیاد همراه با سرعت‌های انجماد کنترل‌شده با کمک پارامترهای بهینه روکش‌کاری می‌شود. همچنین در پژوهش دیگری [16] به بررسی رشد دانه در سوپر آلیاژ اینکونل718 به‌وسیله لیزر پالسی پرداختند. نتایج این تحقیقات نشان داد با افزایش تعداد لایه‌ها علاوه بر افزایش فواصل دندریت‌ها، اندازه آن‌ها درشت‌تر می‌شوند. علاوه بر این بیشتر دانه‌ها در جهت رشد ترجیحی ‹001› رشد کرده‌اند و عدم‌تطابق با مرزدانه‌های ناهمسانگرد در حدود 2 درجه است. مرادی و همکاران [17] به بررسی تأثیر الگوی اسکن در فرایند ساخت افزایشی پودر استلایت 6 پرداختند؛ نتایج از هر دو ویژگی ریزساختاری،

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

ابعادی و مکانیکی نمونه‌ها نشان می‌دهد که ریزسختی بالاتر، اعوجاج کمتر، پایداری بالاتر و اندازه دانه کمتر را می‌توان با استفاده از یک الگوی روبشی یک جهت به دست آورد. در هر 2 حالت اندازه دانه در ابتدا و انتهای نمونه‌های دیواری بزرگ‌تر از مرکز نمونه است که به دمای داخل حوضچه مذاب در فرایند رسوب‌گذاری مربوط می‌شود با این تفاوت که یکنواختی بیشتری در الگوی یک‌جهت وجود دارد. روند تغییرات ریزسختی معکوس اندازه دانه است. هرچه اندازه دانه کوچک‌تر باشد منجر به میکروسختی بالاتر می‌شود. ریز سختی در مرکز نمونه بیشتر از ابتدا و انتهای است. همچنین در هر دو الگو کاهش توان لیزر بر اندازه دانه و سختی میکرو نمونه‌ها نیز مؤثر است. در پژوهشی مشابه رسوب‌نشانی[18] استلایت 6 روی زیرلایه فولاد 17-4PH موردبررسی قرار گرفت؛ نتایج نشان داد رقت و نسبت ابعاد لایه روکش با افزایش سرعت اسکن و فاصله کانونی کاهش‌یافته و زاویه ترشوندگی افزایش می‌یابد، همچنین در سرعت اسکن بالا تخلخل و عیوب ناشی از عدم همجوشی، باعث ایجاد زاویه ترشوندگی بالاتر از 80 درجه می‌شود، در این حالت افزایش توان لیزر (افزایش چگالی انرژی) و افزایش درصد همپوشانی باعث کاهش عیوب می‌شود.نی و همکاران[19] در پژوهشی تأثیر توان لیزر بر ریزساختار و استحکام پیوند سطحی روکش فولاد 17-4PH را بررسی کردند؛ آزمایش‌ها بر روی پوشش‌های تهیه‌شده با توان‌های لیزر مختلف نشان می‌دهد که این روش برای اندازه‌گیری استحکام پیوند سطح مشترک، کاربردی و قابل تکرار است. از طریق تجزیه‌وتحلیل شکل‌پذیری، تکامل ساختار، ویژگی‌های بافت و استحکام اتصال رابط پوشش فولاد 17-4PH تحت توان‌های لیزر مختلف بررسی صورت گرفت؛ نتایج نشان داد ارتفاع، عرض، سرعت رقیق شدن لایه روکش با افزایش توان لیزر افزایش می‌یابد. الگوی پراش الکترون بازگشتی(EBSD) نمونه‌های مختلف نشان داد که دانه‌های زیادی در سطح مشترک با تمرکز تنش وجود دارد. علاوه بر این، تحلیل عاملی اشمیت نشان داد که با افزایش توان لیزر، استحکام در سطح مشترک افزایش و انعطاف‌پذیری کاهش می‌یابد.

هنگامی‌که توان لیزر 2200 وات است، به دلیل رقت مناسب و دانه‌های ریز استحکام پیوند به 908 مگاپاسکال می‌رسد. هدف از این پژوهش روکش‌کاری تک‌لایه فولاد 17-4PH توسط دو نوع پودر استلایت6 و فولاد 17-4PH به‌طور مجزا و مقایسه ریزساختار و سختی آن می‌باشد. بدین منظور فاصله بازوهای دندریت ثانویه و سرعت سردشدن محاسبه‌شد؛ همچنین سختی سنجی ویکرز از سطح مقطع زیرلایه تا سطح بالایی پوشش انجام‌شد.

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از فولاد زنگ‌نزن 17-4PH ریختگی به‌عنوان زیرلایه استفاده شد. ترکیب شیمیایی فولاد با استفاده از آنالیز طیف‌سنجی جرقه‌ای مشخص و در جدول (1) بیان شده است. همچنین از پودرهای تجاری استلایت6 و فولاد زنگ‌نزن 17-4PHساخته‌شده به روش اتمیزاسیون گازی با متوسط اندازه دانه 60 تا 140 میکرون مطابق شکل(1) به‌طور مجزا جهت پوشش‌دهی استفاده شد ترکیب شیمیایی این پودرها با توجه به آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی صورت گرفته در جدول (2) آورده شده است.

روکش‌کاری لیزری فولاد 17-4PH با استفاده از توان 150 وات، نرخ پاشش پودر 180 میلی‌گرم بر ثانیه و سرعت روبش 2 میلی‌متر بر ثانیه با همپوشانی عرضی 30 درصد و روکش‌کاری پودر استلایت با استفاده از استفاده از توان 250 وات، نرخ پاشش پودر 400 میلی‌گرم بر ثانیه و سرعت روبش 3 میلی‌متر بر ثانیه با همپوشانی عرضی45 درصد با استفاده از سیستم رسوب‌نشانی مستقیم لیزری با لیزر یک کیلووات فیبری پیوسته مطابق جدول(3) به‌صورت تک‌لایه انجام شد[20].

با توجه به رابطه (1) که بیانگر ارتباط نرخ سرد شدن (G×R) با فاصله بازوهای ثانویه دندریت‌ها (λ) است؛ مشخص می‌شود که فاصله بازوی دندریتی با سرعت انجماد و گرادیان دمایی رابطه معکوس دارد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

جدول 1- ترکیب شیمیایی (wt%) فولاد زنگ‌نزن 17-4PH.

آلیاژ	Fe	Cr	Ni	Cu	Mn	Si	Nb	Mo	C
فولاد زنگ‌نزن ۱۷-۴PH	Bal.	۱۵/۸	۴/۹	۲/۹	۰/۶۶	۰/۵۳	۰/۳۷	۰/۲	<۰/۱

جدول 2- مشخصات سیستم رسوب‌نشانی مستقیم لیزری و اطلاعات مربوط به فرایند [20].

نوع لیزر	مد لیزر	حداکثر توان (وات)	طول موج (نانومتر)	فرکانس (هرتز)	عرض پالس (نانومتر)	ارتفاع روکش ۱۷-۴ (میکرون)	ارتفاع روکش استلایت۶ (میکرون)	آمیختگی روکش ۱۷-۴ (درصد)	آمیختگی روکش استلایت۶ (درصد)
فیبری	پیوسته	۱۰۰۰	۱۰۶۴	۱-۱۰۰۰	<۳	۱۹۰	۲۲۶	۱۳	۱۰

جدول 3- ترکیب شیمیایی (wt%) پودر استلایت 6 مورداستفاده در این پژوهش.

پودر آلیاژ	Fe	Co	Cr	Ni	Cu	Mo	W	Si	Nb	Mn	C
استلایت ۶	۳	Bal.	۲۸	۳	-	۱	۴	۱/۵	-	-	۱
فولاد زنگ‌نزن ۱۷-۴PH	Bal.	-	۱۷/۰۴	۴/۰۵	۳/۹۸	-	-	<۰/۵	۰/۳۵	۰/۰۸۲	<۰/۰۲

با توجه به این معادله، ازآنجایی‌که گرادیان دمایی در فرایند روکش‌کاری لیزری بسیار زیاد است (10^6 K/mm) [21]، λ کوچک خواهد بود و یا به‌عبارت‌دیگر ریزساختار بسیار ریز به دست خواهد آمد. در این رابطه A و n ضرایب ثابتی هستند که بستگی به ترکیب آلیاژ مورداستفاده دارد. فرنک و همکارانش برای استلایت 6 این ضرایب را محاسبه کرده‌اند که در رابطه (2) این ضرایب بیان شده است[22].

$$\lambda=A(G\times R)^{-n} \quad (1)$$

$$\lambda=29.2\times 10^{-6}(G\times R)^{-0.32} \quad (2)$$

3-نتایج و بحث

3-1-ارزیابی ریزساختاری روکش استلایت 6

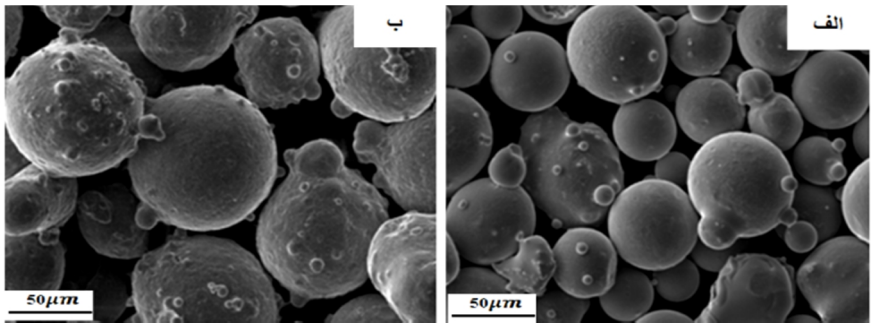
تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از روکش استلایت6 بر سطح فولاد زنگ نزن 17-4PH به همراه طرح‌واره‌ای از آن برای بررسی مکانیزم رشد روکش استلایت6 از فصل مشترک به سمت روکش در شکل(2) نشان داده شده است. همان‌طور که در تصویر مشخص است در فصل مشترک پوشش استلایت6 با زیرلایه جهت‌گیری غیریکسان وجود داشته است. ازاین‌رو به دلیل متفاوت بودن ترکیب شیمیایی روکش استلایت6 با زیرلایه در فصل مشترک رشد اپیتکسیال یا رونشستی تشکیل نشده است.

احتمال تشکیل جوانه‌های پوشش استلایت 6 در مکان‌های ناهمگن فولاد زنگ‌نزن بیشتر است این مکان‌ها به‌دلیل حرارت ورودی کمتر به حالت نیمه مذاب در می‌آیند. درنتیجه جوانه‌های استلایت6 تشکیل شده در این نقاط بیشتر بوده است. با فاصله گرفتن از فصل مشترک به سمت سطح روکش استلایت6 بر اثر انجماد، در قسمت نزدیک به فصل مشترک ساختار پوشش به‌صورت صفحه‌ای است. در فواصل بیشتر ساختار صفحه‌ای به ساختار سلولی تغییر یافته است. ساختار سلولی در ادامه به دانه‌های ریز با رشد دندریتی متصل می‌شوند. در قسمت مرکزی روکش ساختار به‌صورت دندریتی ستونی و در قسمت بالای روکش به دندریت‌های هم‌محور تغییر یافته است. مکانیزم شکل‌گیری این ساختارها نیاز به تحلیل انجماد حوضچه مذاب در فرایند روکش‌کاری لیزری داشته که در ادامه موردبررسی قرار گرفته است.

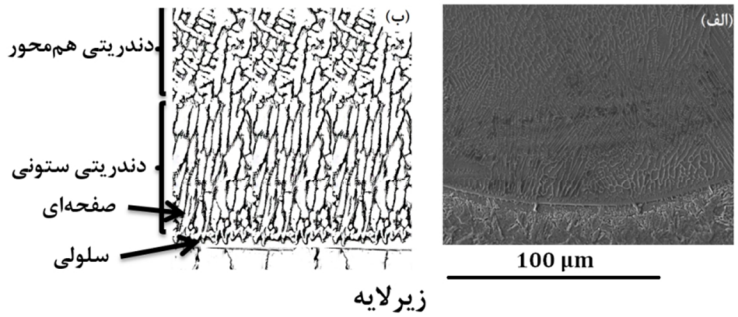
در اثر حرارتی که پرتوی لیزر به پودر استلایت6 و زیرلایه وارد کرده حوضچه مذابی روی سطح زیرلایه تشکیل می‌شود. شکل این حوضچه مذاب به‌سرعت روبش لیزر بستگی دارد.

در سرعت روبش کم، حوضچه مذاب به‌صورت نیم‌کره بوده که با افزایش سرعت روبش به حالت کشیده‌تر درمی‌آید. شکل(3) طرح‌واره‌ای از روکش‌کاری لیزری با تزریق پودر و همچنین

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]



شکل 1- الف- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی پودر استلایت 6 ب- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی پودر فولاد زنگ‌نزن 17-4PH.



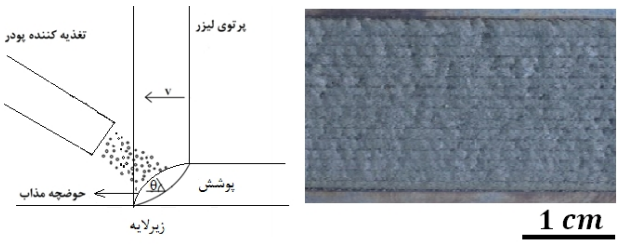
شکل 2- الف- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از ساختار پوشش استلایت6 بر سطح فولاد 17-4PH

ب- طرح‌واره‌ای از ساختار پوشش استلایت6 بر سطح فولاد زنگ‌نزن 17-4PH.

تصویر روکش تک‌لایه انجام شده در این پژوهش را نشان می‌دهد. مطابق این شکل θ، زاویه بین بردار نرمال فصل مشترک مذاب/جامد و بردار نرمال در جهت سرعت روبش لیزر است. ارتباط ساده‌ای بین نرخ رشد R و سرعت روبش لیزر V وجود دارد (رابطه 3) [23]. سرعت روبش لیزر برحسب mm/s است. واحد نرخ رشد نیز μm/s است. در کف حوضچه مذاب زاویه θ برابر 90 درجه است؛ درنتیجه R یا نرخ رشد برابر صفر است. نرخ رشد از کف حوضچه مذاب به سمت سطح روکش افزایش می‌یابد اما درنهایت این مقدار کمتر از سرعت روبش لیزری است.

$$R=V\times\cos\theta \qquad (3)$$

یکی دیگر از پارامترهای مهم در هنگام انجماد حوضچه مذاب گرادیان دمایی (G) مذاب است. گرادیان دمایی، اختلاف دمای حوضچه مذاب با دمای مذاب در جبهه انجماد برحسب فاصله است. با توجه به دمای کم‌تر در فصل مشترک حوضچه مذاب با زیرلایه، (G) در کف حوضچه مذاب از بیشترین مقدار خود برخوردار بوده و با نزدیک شدن به سطح حوضچه مذاب G کاهش می‌یابد.



شکل 3- الف- طرح واره ای از روکش کاری لیزری با تزریق پودر و

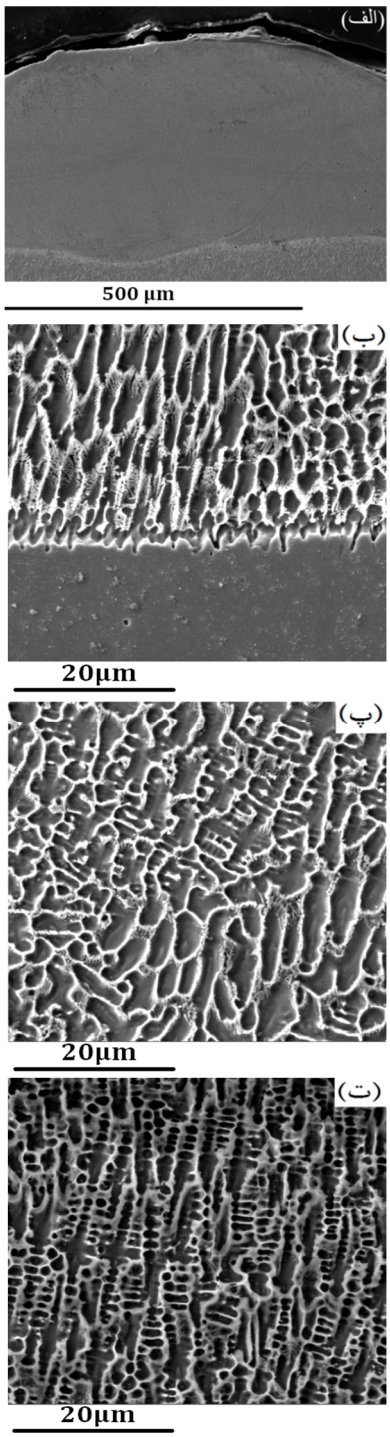
ب- تصویر روکش تک‌لایه انجام‌شده در این پژوهش.

با توجه به نسبت G/R که بیانگر تحت تبرید ترکیبی در مذاب آلیاژ است، می‌توان حالت انجماد و چگونگی شکل ساختار پوشش استلایت6 را تعیین کرد. در کف حوضچه مذاب روکش گرادیان دمایی زیاد بوده و نرخ رشد کم است.

درنتیجه نسبت G/R در این نقطه زیاد است؛ بنابراین در فصل مشترک زیرلایه پوشش حالت انجماد به‌صورت صفحه‌ای است. با فاصله گرفتن از فصل مشترک روکش- زیرلایه به سمت سطح روکش گرادیان دمایی کاهش‌یافته و نرخ رشد رو به افزایش است درنتیجه نسبت G/R روند نزولی داشته و به‌عبارتی‌دیگر مقدار تحت تبرید ترکیبی زیاد شده است، بنابراین پس از انجماد صفحه‌ای در فصل مشترک به ترتیب

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

حالت‌های انجمادی سلولی، دندریتی ستونی و دندریتی هم‌محور ایجاد خواهند شد. ناحیه سلولی نسبت به نواحی دندریتی کوچک‌تر است و دلیل آن تغییرات زیاد G/R است و پس‌ازآن قسمت عمده حوضچه مذاب از ساختار دندریتی ستونی برخوردار بوده است زیرا تغییرات G/R با نزدیک شدن به سطح کاهش یافته است. در ناحیه دندریت‌های ستونی رشد رقابتی مطرح است و ساختار دانه را تعیین می‌کند. بدین معنی که دانه‌های این نواحی تمایل به رشد در جهت آسان دارند و دانه‌ها به دلیل بیشتر بودن گرادیان دمایی و بیشتر بودن خروج حرارت تمایل دارند در جهت عمود بر فصل مشترک رشد کنند. با توجه به نتایج پراش سنجی پرتوایکس که در ادامه آورده شده است، فاز γCo در پوشش استلایت 6 پس از روکش‌کاری لیزری وجود داشته و ساختار آن FCC است، بنابراین رشد آسان آن در جهت <100> اتفاق می‌افتد؛ بنابراین در حین انجماد دانه‌های که جهت رشد آسان آن‌ها عمود بر فصل مشترک بوده، به‌راحتی رشد می‌کنند و سایر دانه‌ها که جهت‌گیری مناسبی نداشته‌اند رشد نکرده‌اند. ناحیه دندریت‌های هم‌محور در منطقه نزدیک سطح به کمک تحت تبرید ترکیبی بالا تشکیل شده است. علاوه بر تحت تبرید ترکیبی، جوانه‌زنی دانه‌های جدید نیز باعث تشکیل دندریت‌های هم‌محور شده است. شکل (4-الف) تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه E_5 را نشان می‌دهد. شکل (4-ب) ریزساختار نزدیک فصل مشترک پوشش استلایت6 و زیرلایه را نشان داده که حالت انجماد صفحه‌ای و سلولی در آن نمایان است. شکل (4-پ) تصویر میانی از پوشش استلایت6 را نشان می‌دهد که دارای ساختار دندریتی ستونی بوده و شکل (4-ت) تصویری از قسمت بالایی پوشش استلایت 6 است که ساختار آن دندریت هم‌محور است. با توجه به شکل 4، 20 فاصله دندریت اولیه برای محاسبه میانگین فاصله دندریت اولیه و 20 فاصله بین بازوهای دندریت ثانویه برای محاسبه میانگین فاصله بازوهای ثانویه در نواحی نزدیک فصل مشترک، ناحیه مرکزی پوشش و سطح پوشش اندازه‌گیری شد و این اعداد میانگین در جدول(4) ذکرشده‌اند. با توجه به رابطه 2 و اندازه‌گیری فاصله بازوهای دندریتی ثانویه می‌توان نرخ سرد شدن را در نواحی مختلف پوشش استلایت 6 محاسبه نمود. مقادیر محاسبه شده G×R در جدول (3) ذکر شده است.



شکل 4- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از ریزساختار مقطع عرضی پوشش استلایت 6 نمونه E5
الف- نمای کلی ب- قسمت نزدیک به فصل مشترک،
پ- قسمت مرکزی و ت- قسمت بالایی پوشش.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

جدول 4- مقادیر میانگین فاصله دندریت اولیه، میانگین فاصله بین بازوهای ثانویه و نرخ سرد شدن محاسبه‌شده در نواحی نمونه E5 (توان W150 و سرعت روبش mm/s^2)

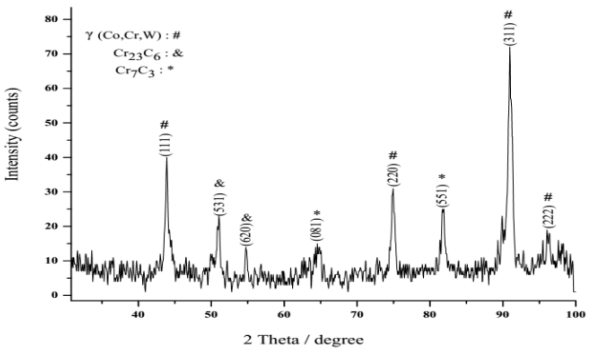
ناحیه در پوشش	میانگین فاصله دندریت اولیه (µm)	میانگین فاصله بین بازوهای ثانویه (µm)	نرخ سرد شدن محاسبه‌شده (k/s)
نزدیک فصل مشترک	۲/۶۰۵	۱/۱۴۱	$۲/۵۱۴\times۱۰^{۲}$
مرکزی	۲/۱۲۷	۰/۹۳۴	$۴/۶۹۹\times۱۰^{۲}$
نزدیک سطح	۱/۶۷۹	۰/۶۲۲	$۱/۶۷۴\times۱۰^{۵}$

با توجه به جدول (4) مشخص می‌شود که فاصله دندریت اولیه و فاصله بازوی ثانویه دندریت با دور شدن از فصل مشترک مقادیر آن‌ها کاهش یافته است. دلیل این موضوع مربوط به تفاوت سرعت سرد شدن در نقاط مختلف پوشش است، به‌طوری‌که نرخ سرد شدن از فصل مشترک به سمت سطح روکش مطابق جدول(3) افزایش یافته است.

از نظر تئوری می‌توان گفت، هر چه حاصل‌ضرب G×R کم‌تر باشد، نرخ سرد شدن کمتر و درنتیجه ساختار حاصل‌شده، درشت‌تر و خشن‌تر خواهد بود. در رابطه با رشد استلایت6، $G_{\text{سطح}} < G_{\text{فصل مشترک}}$ (گرادیان دمایی در فصل مشترک در مقایسه با سطح روکش بیشتر بوده) و از طرفی $R_{\text{سطح}} >> R_{\text{فصل مشترک}}$ (نرخ رشد در سطح در مقایسه با فصل مشترک خیلی بیشتر است) بنابراین :

$(G\times R)_{\text{سطح}} > (G\times R)_{\text{فصل مشترک}}$ است و به‌عبارت‌دیگر از فصل مشترک به سمت سطح روکش مقدار G×R افزایش یافته است که این امر به معنای افزایش نرخ سرد شدن با حرکت به‌طرف سطح روکش است. به همین دلیل ساختار در سر پوشش ریزتر و فاصله میانگین دندریت اولیه و فاصله بین بازوهای دندریتی از فصل مشترک به سمت سطح کاهش یافته است.

شکل (5) الگوی پراش پرتوایکس نمونه E_5 را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشخص است نمونه شامل فاز زمینه محلول جامد کبالت با شبکه کریستالی مکعبی وجوه مرکزدار و فازهای کاربیدی Cr_7C_3 و $Cr_{23}C_6$ است. با توجه به اینکه نقطه ذوب استلایت6 در محدود 1285-1410°C [8] قرار داشته در اثر برخورد پرتوی لیزر با پودر استلایت6 حوضچه مذابی از استلایت6 روی زیرلایه تشکیل‌شده، در اثر انجماد سریعی که ایجاد می‌شود ساختار آلیاژ یوتکتیک استلایت6 شامل دندریت‌های محلول جامد کبالت، کروم و تنگستن با ساختار کریستالی FCC بوده که در اطراف این دندریت‌ها کاربیدهای یوتکتیکی ریزی وجود دارد. درواقع در ابتدای انجماد، با شکل‌گیری دندریت‌های اولیه، عناصر آلیاژی به منطقه بین دندریتی پس‌زده می‌شوند. در این حالت مذاب نهایی از عناصر آلیاژی غنی‌شده و محدوده بین دندریت‌ها تحت واکنش یوتکتیک به مخلوطی از کاربیدها و فاز غنی از کبالت تبدیل می‌شود. جنس این کاربیدها با توجه به نقطه ذوب استلایت 6 می‌تواند از نوع کاربیدهای کروم باشد. عناصر آهن و سیلیسیم نیز به‌راحتی در محلول جامد حل می‌شوند. در مراحل پایانی انجماد، محلول جامد یوتکتیک و کاربید یوتکتیک به‌طور هم زمان منجمد می‌شوند. کاربیدهای کروم تحت واکنش‌های زیر امکان تشکیل دارند.

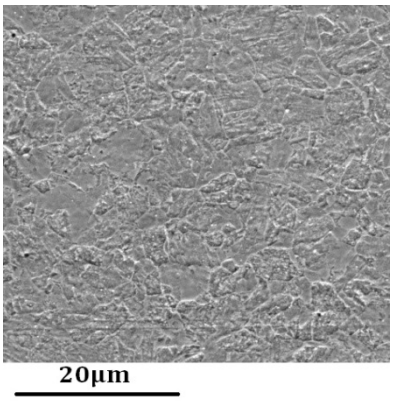


شکل 5- الگوی پراش پرتوایکس از پوشش استلایت 6 نمونه E5.

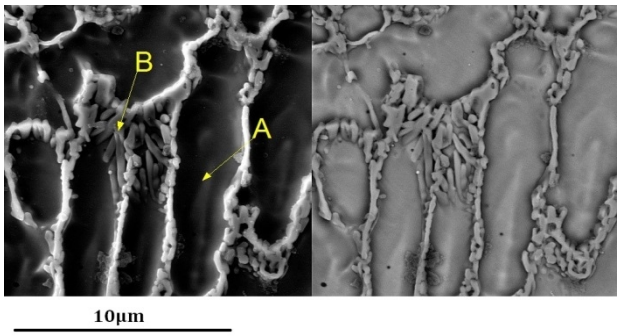
در شکل(6) تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از ساختار پوشش نمونه E_5 نشان داده شده است. در این تصویر، مناطق روشن و تیره با وضوح بالایی از یکدیگر تشخیص داده می‌شوند. آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی از این نواحی گرفته شد. نتایج طیف‌سنجی توزیع انرژی نشان می‌دهد، ترکیب شیمیایی ناحیه تیره رنگ (ناحیه A- ناحیه داخل دندریت) 52/47 درصد وزنی کبالت، 20/67 درصد وزنی کروم و درصد وزنی کربن 17/01 بوده است.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

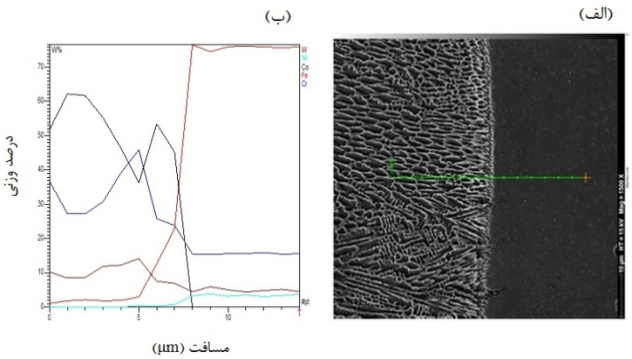
در مقابل، آنالیز شیمیایی ناحیه روشن (ناحیه B- ناحیه بین دندریت) 19/66درصد وزنی کبالت، 37/06درصد وزنی کروم و 24/05 درصد وزنی کربن است. ناحیه A غنی از کبالت بوده و مشخص می‌کند که فاز زمینه محلول جامد کبالت در نواحی دندریتی قرار دارد، همچنین ناحیه B فاز غنی از کروم و کربن است و نمایانگر فازهای کاربیدی Cr_7C_3 و $Cr_{23}C_6$ در نواحی بین‌دندریتی است.



شکل6- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از ناحیه مرکزی پوشش استلایت 6 در بزرگنمایی بالا.



شکل 7- الف- طیف‌سنجی خطی توزیع انرژی از پوشش استلایت 6 به سمت زیرلایه و ب- درصد وزنی عناصر در طیف‌سنجی خطی توزیع انرژی.



شکل 8- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از منطقه متأثر از حرارت در فولاد زنگ‌نزن 17-4PH.

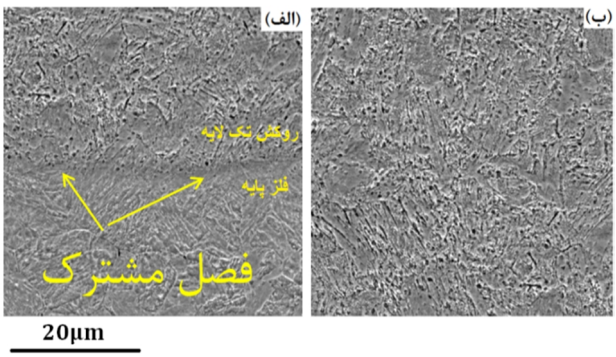
میکرو آنالیز خطی طیف‌سنج توزیع انرژی از پوشش استلایت6 نمونه E_5 به سمت زیرلایه مطابق شکل(7-الف) انجام شده و نتیجه آن در شکل (7-ب) ارائه شده است. با توجه به شکل (7-ب) که بیانگر درصدهای وزنی عناصر است؛ مشخص می‌شود که مقدار عناصر کبالت، کروم و تنگستن در پوشش بیشتر بوده که با نزدیک شدن به فصل مشترک مقدار این عناصر کاهش یافته، همچنین مقدار عنصر آهن در زیرلایه زیاد بوده که مقدار این عنصر از فصل مشترک به سمت پوشش کاهش یافته است. با توجه به مطالب بیان شده می‌توان گفت رقت شیمیایی زیرلایه با روکش نسبتاً کم است. برای درک بهتر موضوع رقت شیمیایی در نزدیکی فصل مشترک با استفاده از فرمول $\frac{\rho_c (X_{c+s}-X_c)}{\rho_s (X_s-X_{c+s})+\rho_c (X_{c+s}-X_c)}$ [11] رقت شیمیایی محاسبه شد. به این منظور ρ_C چگالی آلیاژ پودر ذوب شده برابر با $8440\ kg/m^3$ و ρ_S چگالی زیرلایه برابر با $7810\ kg/m^3$ در نظر گرفته شد. X_{C+S}درصد وزنی عنصر آهن با توجه به میکروآنالیز خطی طیف‌سنج توزیع انرژی به دست آمد. X_C درصد وزنی عنصر آهن در پودر که برابر با 3 درصد و X_S درصد وزنی عنصر آهن در زیرلایه که برابر با 74/8 درصد است. میزان رقت شیمیایی زیرلایه در پوشش استلایت 6 برابر با 17/8 درصد حاصل شد که این مقدار مشابه با رقت هندسی محاسبه‌شده است. در صورت افزایش رقت شیمیایی زیرلایه باروکش خواص پوشش کاهش می‌یابد. همچنین پیک‌های کبالت، کروم و تنگستن در قسمت پوشش، از نوساناتی برخوردار هستند که احتمالاً به دلیل وجود فازهای کاربیدی در فاز زمینه محلول جامد کبالت باشد.

3-2-ارزیابی ریزساختاری روکش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH

در حین روکش‌کاری لیزری فولاد با پودر هم‌جنس، پودر فولاد در تماس با پرتوی لیزر ذوب شده است. انرژی باقیمانده پرتوی لیزر به زیرلایه رسیده و حالت نیمه مذاب در زیرلایه ایجاد می‌شود؛ بنابراین حوضچه مذاب در سطح زیرلایه تشکیل می‌شود. حرارت حوضچه مذاب به‌سرعت از زیرلایه پس زده شده و باعث انجماد سریع مذاب می‌شود. به‌دلیل انرژی که پرتوی لیزر با زیرلایه داشته، باعث تشکیل منطقه متاثر از

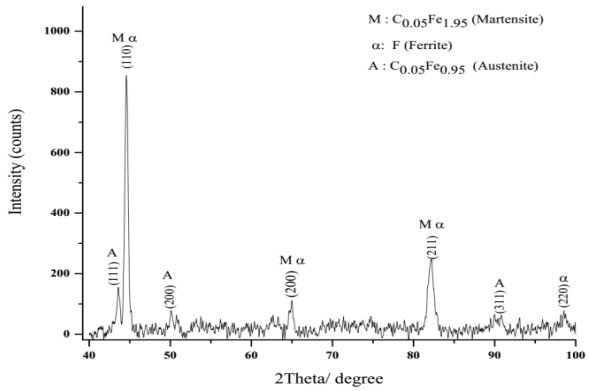
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

حرارت در زیرلایه می‌شود. شکل(8) منطقه متأثر از حرارت زیرلایه برای نمونه S_6 را نشان می‌دهد که این منطقه ساختار مشابه با زیرلایه داشته و روکش‌کاری لیزری تأثیر چندانی بر منطقه متأثر از حرارت نداشته است. شکل (9-الف) تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از ناحیه اتصال روکش به زیرلایه را برای نمونه S_6 نشان می‌دهد. فصل مشترک بین زیرلایه و روکش فولاد از پیوند متالورژیکی مناسبی برخوردار است. شکل (9-ب) تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از روکش نمونه S_6 را نشان می‌دهد. در اثر برخورد پرتوی لیزر با پودر و زیرلایه حوضچه مذابی روی سطح فولاد تشکیل شده است. با توجه به دمای بالای پرتوی لیزر، دمای حوضچه مذاب به بالاتر از فوق ذوب رسیده است. موقعی که مذاب فولاد زنگ‌نزن 17-4PH در حال سرد شدن باشد، در ابتدا فریت دلتا شکل خواهد گرفت. سپس فاز آستنیت طی واکنش پریتکتیک از فریت دلتا و فاز مذاب تشکیل می‌گردد. در حین سرد شدن، فریت تقریباً به‌طور کامل به آستنیت تبدیل می‌شود. با این‌وجود، اگر مقداری فریت به آستنیت تبدیل نشود تا دمای محیط باقی می‌ماند بدون آنکه تغییر فازی در آن رخ دهد. سپس فاز آستنیت به‌سرعت سرد می‌گردد و استحاله مارتنزیتی رخ داده و فاز آستنیت در حین سرد شدن به مارتنزیت تبدیل می‌شود[4]. بنابراین فازهای نهایی فولاد را مارتنزیت و فریت دلتا تشکیل می‌دهند. آنالیز فازی از پوشش فولادی با 25 درصد هم‌پوشانی گرفته شد. در شکل(10) الگوی پراش پرتوایکس از این نمونه نشان داده شده است.



شکل 9- الف- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از فصل مشترک روکش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH با زیرلایه ب- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از ریزساختار روکش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH.

همان‌گونه که در شکل مشخص‌شده، نمونه شامل فازهای مارتنزیتی، فریتی و آستنیتی است؛ که شدت پیک‌های آستنیت در مقایسه با فاز مارتنزیت و فریت کم‌تر است. در مقایسه با ساختار زیرلایه مطابق با نتایج پراش سنجی پرتوی ایکس شکل(11) که عمدتاً فازهای مارتنزیتی و فریتی بودند فاز آستنیت نیز در ساختار پوشش مشاهده‌شده است. ازآنجایی‌که در فرایند روکش‌کاری لیزری در حالت چند پاسه، در ابتدا تک‌پاس زده شده و به‌سرعت منجمد می‌شود، حرارت ناشی از پرتوی لیزر در حین روکش‌کاری پاس جدید به پاس قبلی وارد شده و دمای آن را افزایش داده است و باعث می‌شود پاس قبلی در حالت تمپر شده قرار بگیرد.

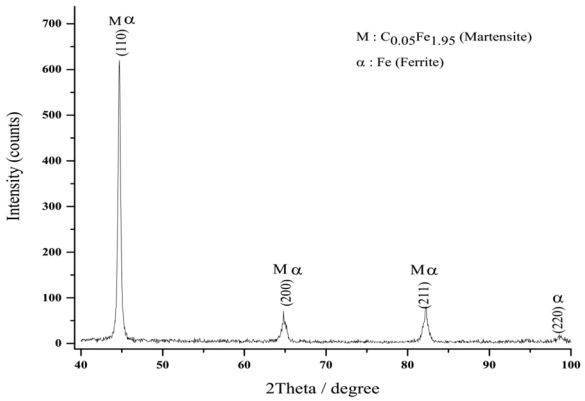


شکل 10- الگوی پراش پرتوایکس از پوشش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH.

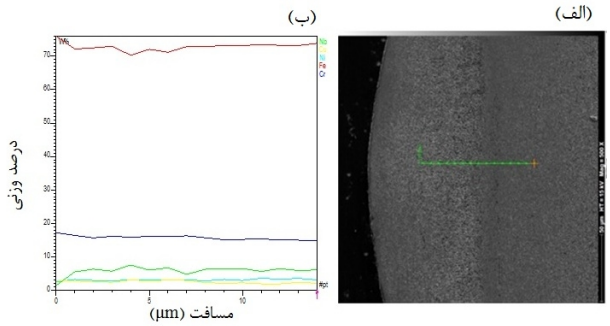
احتمال استحاله مارتنزیت به آستنیت در این حالت وجود داشته است. به همین دلیل در آنالیز فازی، فاز آستنیت نیز مشاهده شده است. همچنین، به‌دلیل حرارت ناشی از پاس جدید امکان رسوب‌گذاری مس در ناحیه تمپر شده وجود داشته که در بهبود استحکام و مقاومت به خوردگی تأثیرگذار است. این نتایج مشابه با نتایج گزارش شده توسط ون و همکارانش [24] است. آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی از پوشش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH تا زیرلایه نمونه S_6 به‌صورت خطی مطابق شکل (12-الف) گرفته شد که نتایج این آنالیز به‌صورت درصد وزنی اتم‌ها در شکل (12-ب) نشان داده شده است. با توجه به ترکیب شیمیایی یکسانی که زیرلایه با پوشش داشته، درصد وزنی عناصر ازجمله آهن، نیکل، کروم و مس از روکش

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

به سمت فصل مشترک تغییری نداشته و بیانگر یکنواختی ترکیب شیمیایی پوشش و زیرلایه است.



شکل 11- الگوی پراش پرتوایکس از زیرلایه.

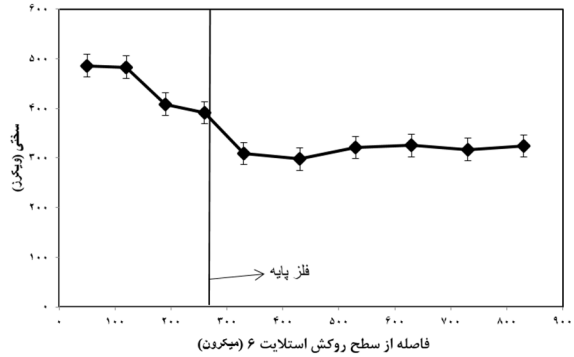


شکل 12- الف- طیف‌سنجی خطی تفکیک انرژی از روکش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH به سمت زیرلایه

ب- درصد وزنی عناصر در طیف‌سنجی تفکیک انرژی.

3-3-ریزسختی سنجی پوشش استلایت 6 و فولاد 17-4PH

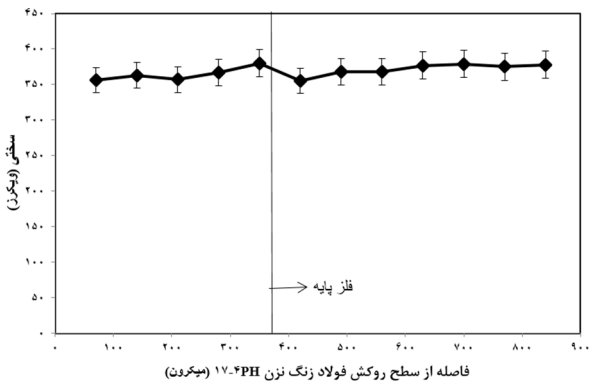
منحنی تغییرات ریزسختی از سطح روکش استلایت 6 به سمت زیرلایه در شکل(13) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود سختی از زیرلایه به سمت روکش روند افزایشی داشته است و در قسمت مرکزی روکش به بعد روند ثابتی گرفته است. کاهش نسبی سختی پوشش در نزدیکی فصل مشترک ایجاد شده به دلیل حضور عنصر آهن انتقال یافته از زیرلایه به پوشش است که باعث کاهش سختی در این نواحی شده است. میانگین ریزسختی محاسبه شده برای روکش استلایت 6 و زیرلایه به‌ترتیب در حدود $HV_{0.3}$ 480 و $350HV_{0.3}$ است. دلیل بیشتر بودن ریزسختی پوشش، وجود کاربیدهای کروم (Cr_7C_3 و $Cr_{23}C_6$) تشکیل شده در زمینه کبالتی و زمینه محلول جامد کبالتی پوشش است. عنصر تنگستن موجود در استلایت 6 نیز به افزایش استحکام و سختی کمک می‌کند. میزان ریزسختی در منطقه تحت تأثیر حرارت حدود 320 است. میزان سختی از فصل مشترک به سمت سطح روکش افزایش یافته است زیرا در سطح روکش نرخ سردکنندگی بیشتر و دندریت‌ها ریزدانه‌تر شده است.



شکل13- تغییرات ریزسختی پوشش استلایت 6 و زیرلایه برحسب فاصله از سطح پوشش استلایت 6.

3-4-ریزسختی سنجی پوشش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH

تغییرات ریزسختی از سطح روکش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH به سمت زیرلایه در شکل (14) نشان داده شده است. میانگین ریزسختی محاسبه شده برای پوشش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH و زیرلایه تقریباً یکسان و برابر با 350 ویکرز است. در تغییرات ریزسختی افت‌وخیزهایی کمی قابل‌مشاهده است که به‌دلیل برخورد فرورونده با فازهای مختلف است. ولی در حالت کلی می‌توان ریزسختی را در تمامی نقاط روکش، منطقه متأثر از حرارت و زیرلایه تقریباً یکسان در نظر گرفت.



شکل 14- تغییرات ریزسختی پوشش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH و زیرلایه برحسب فاصله از سطح پوشش.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

4-نتیجه‌گیری

روکش‌کاری لیزری با استفاده از لیزر فیبری پیوسته موجود در دانشگاه صنعتی مالک اشتر انجام شد. ریزساختار پوشش‌ها با استفاده از آنالیزهای میکروسکپی و فازی تجزیه‌وتحلیل شد. در ادامه، آزمون ریزسختی سنجی با اعمال بار 300 گرم از پوشش‌ها تا زیرلایه انجام شد. نتایج نشان داد:

-الگوی پراش پرتوی ایکس پوشش استلایت 6 وجود پیک‌های اصلی مربوط به محلول جامد پایه کبالت و پیک‌های کاربیدهای Cr_7C_3 و $Cr_{23}C_6$ را نشان داد. فازهای که در پوشش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH با توجه به نتایج فازی شناسایی شدند عمدتاً مارتنزیتی به همراه فریت و آستینت بودند.

- مقادیر فاصله دندریت اولیه و فاصله بازوی ثانویه دندریت با دور شدن از فصل مشترک کاهش یافته است. دلیل این موضوع مربوط به تفاوت سرعت سرد شدن در نقاط مختلف پوشش است.

- ریزسختی محاسبه شده برای روکش استلایت 6، زیرلایه و پوشش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH به‌ترتیب در حدود 480، 350 و 350 ویکرز است. دلیل بیشتر بودن ریزسختی پوشش، وجود کاربیدهای کروم (Cr_7C_3 و $Cr_{23}C_6$) تشکیل شده در زمینه محلول جامد کبالتی پوشش است.

منابع

1- Z. Chen, G. Zhou, and Z. Chen, "Microstructure and hardness investigation of 17-4PH stainless steel by laser quenching", Materials Science and Engineering: A 534 (2012) 536-541.

2- J. Nowacki, "Weldability of 17-4 PH stainless steel in centrifugal compressor impeller applications", Journal of materials processing technology 157 (2004) 578-583.

3- C. Hsiao, C. Chiou and J. Yang, "Aging reactions in a 17-4PH stainless steel", Materials Chemistry and Physics 74 (2002) 134-142.

4- H. Irrinki, "Mechanical properties and microstructure evolution of 17-4 PH stainless steel processed by laser-powered bed fusion", A Thesis for the Degree of Master of Science in Mechanical Engineering, Department of Mechanical Engineering, University of Louisville, 2016.

5- G. Xu and M. Kutsuna, "Characteristics of multilayer laser cladding using powder mixture of Co based alloy and vanadium carbide", Materials Science and Technology 24 (2008) 73-84.

6- U. Malayoglu, A. Neville, and H. Lovelock, "Assessing the kinetics and mechanisms of corrosion of cast and HIPed Stellite 6 in aqueous saline environments", Corrosion Science 47(2005) 1911-1931.

7- T. Sidhu, S. Prakash, and R. Agrawal, "Investigations on role of HVOF sprayed Co and Ni based coatings to combat hot corrosion", Corrosion Engineering, Science and Technology 43 (2008) 335-342.

8- H. Singh, D. Puri, S. Prakash, and V. R. Rao, "On the high-temperature oxidation protection behavior of plasma-sprayed Stellite-6 coatings", Metallurgical and Materials Transactions A37 (2006) 3047-3056.

9- Bidare, Prveen, et al. "Porosity, cracks, and mechanical properties of additively manufactured tooling alloys: a review." Advances in Manufacturing (2021): 1-30.

10-H. S. Sidhua, B. S. Sidhub, and S. Parkash, "Characteristic Parameters of HVOF sprayed NiCr and Stellite-6 coatings on the boiler steels using LPG as fuel gas", International Journal of Engineering and Information Technology Copyright (2010) 133-139.

11- شجاع رضوی و همکاران ، ساخت افزایشی با رسوب نشانی مستقیم لیزری، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، 1398.

12- Liu, Rui, et al. "Microstructural Transformation and High-Temperature Aluminum Corrosion Properties of Co-Based Alloy Coating Prepared by Laser Cladding." Coatings 12.5 (2022): 603.

13-Estey, C. M., et al. "Constitutive behaviour of A356 during the quenching operation." Materials Science and Engineering: A 383.2 (2004): 245-251

14- Thawari, Nikhil, et al. "Effect of multi-layer laser cladding of Stellite 6 and Inconel 718 materials on clad geometry, microstructure evolution and mechanical properties." Materials Today Communications 28 (2021): 102604.

15- Wang, L. Y., et al. "Comparative investigation of small punch creep resistance of Inconel 718 fabricated by selective laser melting." Materials Science and Engineering: A 745 (2019): 31-38

16-Wang, Kaiming, et al. "A study on the additive manufacturing of a high chromium Nickel-based superalloy by extreme high-speed laser metal deposition." Optics & Laser Technology 133 (2021): 106504.

17- Moradi, Mahmoud, et al. "Additive manufacturing of stellite 6 superalloy by direct laser metal deposition–Part 2: Effects of scanning pattern and laser power reduction in differrent layers." Optics & Laser Technology 131 (2020): 106455.

18- Ali Ebrahimzadeh, et al. "Effect of Laser Metal Deposition Parameters on the Characteristics of Stellite 6 Deposited Layers on Precipitation-Hardened Stainless Steel." Materials 14.19 (2021): 5662.

19-Nie, M. H., et al. "Effect of laser power on microstructure and interfacial bonding strength of laser

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]

cladding 17-4PH stainless steel coatings." Materials Chemistry and Physics 275 (2022): 125236.

20- برهانی, محمدرضا و همکاران "بررسی خواص سایشی روکش‌های فولاد 17-4PH و استلایت6 ایجادشده با فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری روی زیرلایه فولاد PH 17-4 "نشریه علوم و مهندسی سطح18-51 (2022) 27-13.

21-J.Zhao, W.Cao, C. Ge,Y.Tan, Y.Zhang Q Fei, "Research on laser engineered net shaping of thick-wall nickel-based alloy part", Rapid Prototyping Journal 15 (2009) 24-28.

22-A. Frenk, W. Kurz, "High speed laser cladding: solidification conditions and microstructure of a cobalt-based alloy", Materials Science and Engineering: A 173 (1993) 339-342.

23-R. Vilar, "Laser cladding", Journal of laser applications 11 (1999) 64-79.

24- P. Wen, Z. Feng, and S. Zheng, "Formation quality optimization of laser hot wire cladding for repairing martensite precipitation hardening stainless steel", Optics & Laser Technology 65(2015) 180-188.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]