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

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

Volume 11, Number 1, 2025

Effect of arc current of GTAW process on microstructural changes, hardness and tribological properties of Fe/NiCrMo composite coating

S. Arjmand[1], Gh. R. Khayati[2*], Z. Rajabi[2]

1- Golgohar Iron and Steel Development Company of Sirjan, Kerman, Iran.
2- Department of Materials Engineering and Metallurgy, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman, Iran.

Received 28 January 2025 ; Accepted 17 April 2025

Abstract

In order to improve hardness and wear resistance of St60 steel substrate, NiCrMo welding wire was coated on its surface using gas tungsten arc welding (GTAW) process. Welding characteristics were considered to create a coating with maximum hardness and wear resistance and minimum defects. The results showed that the microstructure of the composite coatings mainly contains of α-Mo, NiMo and blade phases. By increasing in the arc current from 90 to 110 A, porosity and non-uniformity in microstructure of the coatings increased and the sample coated with the arc current of 90 A showed a more uniform microstructure and fewer defects. The average hardness of the coatings was obtained in the range of 218-227 HB (substrate's hardness is approximately equal to 152 HB). The sample prepared with arc current of 90 A showed the least weight loss and the sample prepared with arc current of 110 A showed the greatest weight loss. The wear mechanism of the substrate was mainly abrasive wear and the wear mechanism of the coatings was mainly abrasive and adhesive wear, with the lowest wear products related to the sample prepared with arc current of 90 A and therefore, this sample showed the greatest wear resistance.

Keywords: GTAW, Hardness, Wear resistance, α-Mo, NiMo.

*Corresponding Author: Gholam Reza Khayati; E-mail: khayatireza@gmail.com

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره1، بهار و تابستان 1404

تاثیر شدت جریان فرایندGTAW بر تحولات ریزساختاری، سختی و خواص تریبولوژیکی پوشش کامپوزیتی Fe/NiCrMo

سجاد ارجمند[1]، غلامرضا خیاطی[2*]، زهرا رجبی[2]

1- شرکت توسعه آهن و فولاد گل‌گهر سیرجان، کرمان، ایران.

2- دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شهید باهنر کرمان، کرمان، ایران.

دریافت مقاله: 1403/11/09 ؛ پذیرش مقاله: 1404/01/28

چکیده

به منظور پوشش‌دهی و بهبود سختی و مقاومت به سایش فولاد St60، از سیم‌جوش NiCrMo و فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ استفاده شد. مشخصه‌های جوشکاری برای ایجاد پوششی با بیشترین سختی و مقاومت به سایش و حداقل عیوب در نظر گرفته شدند. نتایج حاصل نشان داد که، ریزساختار پوشش‌های کامپوزیتی عمدتا حاوی فازهای α-Mo، NiMo و تیغه‌ای است. با افزایش شدت جریان از 90 به 110 آمپر، تخلخل‌ها و غیریکنواختی در ریزساختار پوشش‌ها بیشتر شده و نمونه پوشش‌دهی شده با شدت جریان 90 آمپر، ریزساختار یکنواخت‌تر و عیوب کمتری را نشان داد. مقدار سختی متوسط پوشش‌ها در محدوده 218-227 برینل به دست آمد (سختی زیرلایه تقریبا 152 برینل است). نمونه تهیه شده با شدت جریان 90 آمپر، کمترین و نمونه تهیه شده با شدت جریان 110 آمپر، بیشترین کاهش وزن را نشان داد. مکانیزم سایش زیرلایه عمدتا از نوع سایش خراشان و مکانیزم سایش پوشش‌ها عمدتا از نوع سایش خراشان و چسبان بود که کمترین محصولات سایش مربوط به نمونه تهیه شده با شدت جریان 90 آمپر بوده و بنابراین، این نمونه بیشترین مقاومت به سایش را نشان داد.

کلمات کلیدی: GTAW، سختی، مقاومت به سایش، α-Mo، NiMo.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: غلامرضا خیاطی، khayatireza@gmail.com.

1- مقدمه

فولاد St60 به دلیل دارا بودن خواص مطلوبی نظیر مقاومت به خوردگی و مقاومت به اکسیداسیون خوب، در صنایع و معادن کاربرد فراوان دارد. با این وجود، این فولاد دارای سختی پایین در محدوده 155 الی 165 برینل بوده، که همین مورد موجب گردیده این فولادها در ابتدای دوره کاری خود دچار مشکل شده و در نهایت تخریب شوند [1 و 2].

مقاومت سایشی یک پدیده سطحی است و به طور اساسی به خواص سطحی ماده بر می‌گردد. اصلاح خواص سطحی یکی از مهم‌ترین و موثرترین روش‌هایی است که برای بهبود خواص تریبولوژیکی فولاد مورد استفاده قرار می‌گیرد. یکی از این اصلاحات، ایجاد پوشش‌های کامپوزیتی روی سطح است. پوشش‌های NiCrMo دارای خواص مطلوبی همچون، سختی زیاد، مقاومت به سایش بالا، انعطاف‌پذیری بالا و مقاومت به

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

خوردگی شکافی و تنشی خوب می‌باشند [6-3]. بنابراین، این پوشش‌ها می‌توانند گزینه مناسبی جهت بهبود خواص سطحی فولاد St60 باشند. فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ با کمک سیم‌جوش و الکترود توپودری می‌تواند جهت ایجاد لایه‌های کامپوزیتی و آلیاژی سطحی به کار گرفته شود [7 و 8]. این روش ارزان و در دسترس می‌باشد، نرخ رسوب‌گذاری بالایی دارد و محدودیت‌های مانند انعکاس زیاد در فرایند لیزر و نیاز به محفظه خلا در فرایند پرتو الکترونی را ندارد. همچنین پوشش ایجاد شده توسط آن دارای ضخامت زیاد و چسبندگی مناسب با زیرلایه است.

با توجه به کاربردهای ذکر شده، تحقیقاتی در زمینه بهبود خواص سطحی فولادها انجام شده است. وانگ و همکاران [9] پوشش آلیاژی NiCrMo را به صورت مخلوط پودری بر سطح زیرلایه فولاد Q235 توسط فرایند لیزر اعمال نموده و سختی سطح را از حدود 150 ویکرز در زیرلایه به حدود 260 ویکرز در پوشش ارتقا دادند. تیان و همکاران [3]،پوشش $Ni_{16}Cr_{23}Mo$ (به صورت مخلوط پودری) را توسط روش پلاسما اسپری، بر سطح فولاد 304 اعمال نمودند. نتایج نشان داد که، پوشش فوق دارای سختی بالا (حدود دو برابر بیشتر از زیرلایه) و مقاومت به سایش عالی و انعطاف‌پذیری بالا نسبت به پوشش‌های مرسوم پایه نیکل ($Ni_{20}Cr$) می‌باشد. تیان و همکاران [10]، پوشش NiCrMo را بر سطح زیرلایه فولاد زنگ نزن، توسط روش پلاسما اسپری اعمال نمودند. نتایج نشان داد که پوشش فوق دارای استحکام کششی و خواص مکانیکی حدود دو برابر بیشتر از زیرلایه فولادی بود.

بنابراین، بررسی منابع نشان می‌دهد که روش جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ کمتر برای سخت کاری سطحی فولادها توسط پوشش NiCrMo، مورد استفاده قرار گرفته است. در این مورد، پوشش‌های متعدد دیگری توسط فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ بر سطح این زیرلایه‌ها تولید شده است. به عنوان نمونه، به منظور بهبود خواص سطحی فولاد، رنجبر و همکاران [7] پوشش کلمونوی 6 را بر سطح فولاد ساده کربنی توسط فرایند GTAW ایجاد نمودند. نتایج این کار تحقیقاتی نشان داد که، تشکیل محلول جامد غنی از نیکل، ترکیبات بورایدی و کاربیدی بین دندریتی، باعث افزایش سختی و مقاومت به سایش فولاد شدند. علاوه بر این، عابدی چرمهینی و همکاران [8]، پوشش Ni-Cu را بر سطح فولاد کم آلیاژ AH36 توسط فرایند GTAW اعمال نمودند. نتایج حاصل نشان داد که، فلزجوش مقاومت به خوردگی حفره‌ای بالاتری نسبت به فلز پایه دارد.

با توجه به مطالب مطرح، کمتر تحقیقی به بررسی دقیق مشخصه‌های فرایند جوشکاری قوس تنگستن- گاز محافظ، به منظور توسعه ساختار کامپوزیتی NiCrMo بر سطح زیرلایه فولاد St60 پرداخته است. بنابراین، هدف از انجام پژوهش حاضر، ایجاد پوشش NiCrMo بر سطح زیرلایه فوق، به منظور بهبود سختی سطح و مقاومت به سایش آن است.

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، از ورق فولادی St60 با ضخامت 5 میلی‌متر، به عنوان زیرلایه و از سیم‌جوش NiCrMo با قطر 2/4 میلی‌متر، به عنوان فلز پر کننده، استفاده شده است. ترکیب شیمیایی این ورق و سیم‌جوش به ترتیب در جداول(1 و 2) آورده شده است. قبل از انجام فرایند پوشش‌دهی، زیرلایه و سیم‌جوش‌ها توسط استون تمیزکاری شدند. به منظور مهار نمودن نمونه‌ها، از یک ثابت‌کننده مجهز به بلوک مسی استفاده شد. هدف از این مورد، جلوگیری از جابجایی نمونه‌ها حین جوشکاری و اعوجاج آن‌ها بود. به منظور تامین انرژی مورد نیاز فرایند ذوب سطحی، از یک دستگاه قوس تنگستن-گاز محافظ اتوماتیک خطی فرنیوس مدل 2600 و قطبیت DCEN استفاده شد.

ولتاژ قوس 10 ولت و سرعت جوشکاری 0/15 الی 0/2 سانتی‌متر بر ثانیه و ثابت در نظر گرفته شده و جوشکاری در شدت جریان‌های 90، 100 و 110 آمپر، تحت اتمسفر گاز آرگون با خلوص 99/99 درصد، انجام گردید. این نمونه‌ها به ترتیب نمونه‌های 1، 2و 3 (Sample1, Sample2, Sample3) نامگذاری شدند. لازم به اشاره است که، پیش از انجام جوشکاری اصلی، نمونه فولاد با سیم‌جوش NiCrMo براساس

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

مشخصه‌های مختلف شدن جریان و سایر شرایط جوشکاری ثابت، پوشش‌دهی شد. بررسی‌ها نشان داد مشخصه شدت جریان نمونه 1 برای انجام پوشش‌دهی مناسب است (از طریق اتصال مناسب بین فولاد و سیم‌جوش NiCrMo و عدم مشاهده عیوب جوش). سپس تلاش شد تاثیر افزایش شدت جریان فرایند بر روی ریزساختار، سختی و مقاومت به سایش پوشش‌ها بررسی گردد.

جدول 1- ترکیب شیمیایی زیرلایه فولاد St60 مورد استفاده.

عنصر	C	Si	Mn	P	S	N	Fe
wt.%	0/4	0/55	1/6	0/05	0/05	0/009	بقیه

جدول 2- ترکیب شیمیایی سیم‌جوش NiCrMo مورد استفاده.

عنصر	C	Si	Mn	Fe	Cr	Mo	Nb+Ta	Ni
wt.%	0/06	0/44	0/73	2/07	21/50	8/75	3/5	بقیه

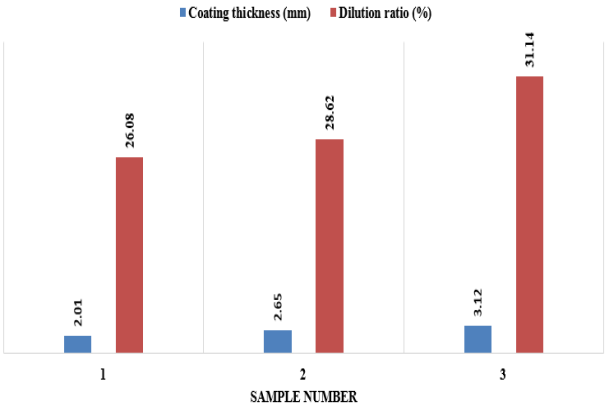
شکل(1) ضخامت و مقدار رقت (عرض ذوب‌شدگی) پوشش‌های مختلف را نشان می‌دهد. براساس این شکل، ضخامت پوشش‌ها از حدود 2/01 الی 3/12 میلی‌متر و مقدار رقت آن‌ها از حدود 26/08 الی 31/14 درصد محاسبه شده است. لازم به ذکر است که، رقت طبق رابطه (1) محاسبه می‌شود [11].

$$\text{Dilution Ratio} = 1 - B/A \ (\%) \qquad (1)$$

در این رابطه، B حجم ماده پوشش‌دهی شده یا فلز پرکننده ذوب شده و A حجم حوضچه مذاب است. کنترل رقت در فرایند پوشش‌دهی و سخت‌کاری سطحی بحث مهمی است، چرا که رقت بسیار زیاد، به دلیل تغییر ترکیب شیمیایی که در پوشش ایجاد می‌شود، باعث افت خواص سایشی آن می‌شود [12]. در واقع، پیوندهای متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه در کمترین رقت ایجاد می‌شوند و درصدهای بیشتر رقت مطلوب نمی‌باشد. حرارت ورودی طبق رابطه (2) محاسبه می‌شود. در این رابطه V ولتاژ (ولت)، I شدت جریان (آمپر)، S سرعت جوشکاری (سانتی‌متر بر ثانیه) و η راندمان جوشکاری (تقریبا 0/78) است. بنابراین، با توجه به مشخصه‌های جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ، می‌توان حرارت ورودی را برای سه نمونه به دست آورد.

$$\text{Heat Input} = \eta VI/S \ (\text{kJ/cm}) \qquad (2)$$

در حقیقت، یکی از دلایل افزایش ضخامت پوشش با افزایش شدت جریان یا حرارت ورودی، افزایش دمای حوضچه مذاب و تشکیل حوضچه مذاب بزرگتر می‌باشد. دلیل دیگر در ادامه ذکر خواهد شد. شکل(2) طرحواره پوشش‌دهی نمونه‌ها توسط سیم‌جوش NiCrMo و فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ، را نشان می‌دهد. در واقع، سطح نمونه‌های زیرلایه در چند پاس پوشش‌دهی شد و پاس‌های جوش بلافاصله و پشت سرهم انجام و همپوشانی بین هر پاس حدود 50 درصد در نظر گرفته شد [11]. دلیل این همپوشانی کاهش میزان رقت یا عرض ذوب شدگی زیرلایه بود. در این مورد، میزان رقت پاس‌های جوش نمونه 1 تقریبا 18/12 درصد، برای نمونه 2 تقریبا 20/45 درصد و برای نمونه 3 تقریبا 23/62 درصد محاسبه شد.

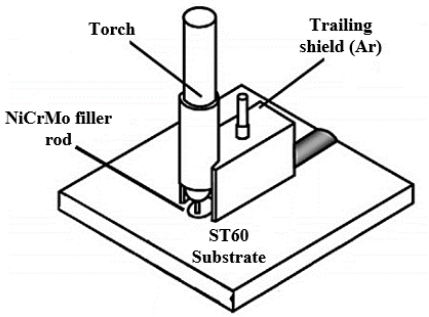


شکل 1- ضخامت و میزان رقت نمونه‌های 1، 2 و 3.

نمونه‌ها با ابعاد 4×4 سانتی‌متر مربع، توسط دستگاه وایرکات بریده شدند. برای رسیدن به سطح مطلوب نمونه‌ها، از کاغذ سنباده‌های کاربید سیلیسیم و دستگاه پولیش اتوماتیک همراه با پودر آلومینا، استفاده شد. به منظور اچ نمونه‌ها، از محلول اچ حاوی 10 میلی‌لیتر HNO_3، 10 میلی‌لیتر CH_3COOH و 15 میلی‌لیتر HCL و مدت زمان 15 الی 25 ثانیه، استفاده شد. آزمایش پراش اشعه ایکس با تیوب مسی، طول موج 1/542 انگستروم، جریان 25 میلی آمپر، ولتاژ کاری 40 کیلو ولت و 2θ = 20-100° انجام شد. لازم به ذکر است که برای انجام این آزمایش، برآمدگی روی جوش کاملا صاف شد. برای بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های حاصل از جوشکاری، از

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

میکروسکوپ نوری مدل (BH2-UMA) ساخت شرکت Olympus کشور ژاپن استفاده شد. بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌ها در بزرگنمایی‌ها و کنتراست بیشتر، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مدل VGA, TESCAN, XMU مجهز به دستگاه سنجش شدت انرژی طیف پرتوایکس (EDS)، انجام شده است.



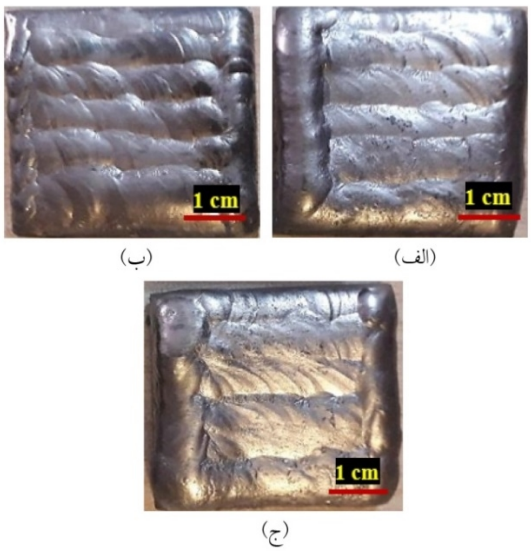
شکل 2- طرحواره پوشش‌دهی فولاد St60 توسط سیم‌جوش NiCrMo و فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ.

هدف بررسی مورفولوژی فازها، نوع و توزیع آن‌ها بود. به منظور اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها از دستگاه سختی‌سنج برینل با بار اعمالی 10 Kgf، زمان بارگذاری 10 ثانیه و سه بار تکرار، استفاده شد. مقادیر سختی از لبه لایه سطحی ایجاد شده تا پایین نمونه، بر روی یک خط مستقیم در فواصل 0/2 میلی‌متر انجام و نتایج آن ثبت شد. آزمایش سایش توسط دستگاه پین روی دیسک برای نمونه‌هایی با ابعاد 10×10 میلی‌متر مربع و ضخامت 2 میلی‌متر، با استاندارد ASTM G99، در دمای محیط انجام شد. سرعت چرخش دیسک برابر با 1 متر بر ثانیه، نیرو برابر با 1 کیلوگرم و مسافت سایش 200 متر در نظر گرفته شد. در این دستگاه، نمونه‌های آماده شده و روی نگهدارنده دستگاه نصب و با اعمال نیروی ذکر شده، نمونه روی دیسک استاندارد، سائیده می‌شود. پین ساینده از جنس فولاد AISI 52100 با سختی در محدوده 55 الی 60 راکول سی و قطر 5 میلی‌متر استفاده شده است.

3- نتایج و بحث

3-1- ارزیابی ماکروسکوپی پوشش‌ها

در ابتدا هدف به دست آوردن شدت جریان بهینه در فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ می‌باشد. این مشخصه با ایجاد بیشترین اختلاط بین زیرلایه فولاد و سیم‌جوش NiCrMo در حالت مذاب و به دنبال آن بیشترین تشکیل ترکیبات بین‌فلزی در سطح، پوشش همگن، حداقل عیوب، سختی بالا و مقاومت به سایش بالا، قابل حصول است [11 و 13]. طبق مطالعات انجام شده، هرچقدر میزان فازهای سخت و دارای مقاومت به سایش زیاد، به میزان بیشتری در سطح تشکیل شوند، سختی و مقاومت به سایش بیشتر می‌شود. با این وجود، ضروری است حداقل میزان عیوب نیز در سطح نمونه‌ها در نظر گرفته شود. شکل(3) تصاویر ماکروسکوپی از پوشش‌های مختلف را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود، هیچ عیب ماکروسکوپی مانند ترک، بریدگی کناره، ذوب ناقص و غیره روی سطح پوشش‌ها ایجاد نشده است.



شکل 3- تصاویر نمونه‌های جوشکاری شده الف- نمونه 1، ب- نمونه 2 و ج- نمونه 3.

3-2- ارزیابی فازی پوشش‌ها

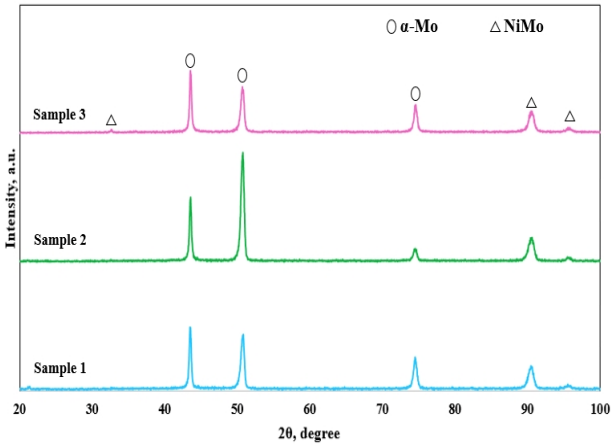
به منظور بررسی تغییرات فازی ایجاد شده در حین فرایند پوشش‌دهی و تعیین دقیق نوع فازهای حاصل، آنالیز پراش اشعه ایکس از نمونه‌های جوشکاری شده تحت شرایط مختلف، انجام و نتیجه در شکل(4) ارائه شده است. بر اساس این شکل، پوشش‌های حاصل شامل پیک‌هایی از فازهای α-Mo و NiMo می‌باشند. همچنین شدت این پیک‌ها در نمونه‌های مختلف، متفاوت بوده که نشان دهنده درصد متفاوت فازها در شرایط

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

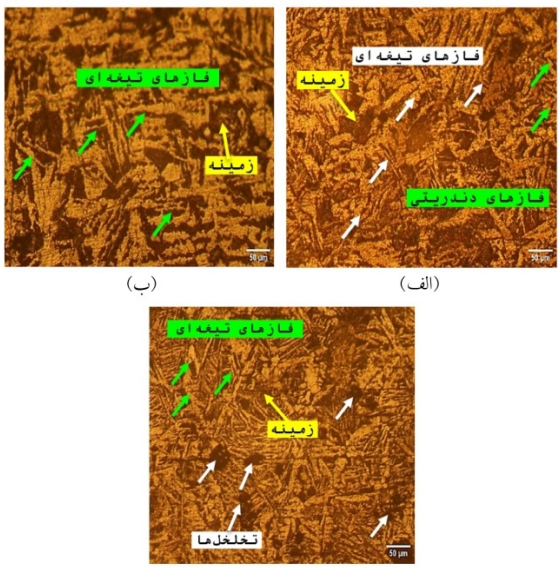
غیرتعادلی جوشکاری است. دلایل احتمالی تشکیل این فازها در ادامه ارائه شده است.

3-3- ارزیابی میکروسکوپی نوری پوشش‌ها

به منظور ارزیابی ریزساختاری پوشش‌های مذکور، تصاویر میکروسکوپی نوری و میکروسکوپی الکترونی روبشی از پوشش‌ها تهیه شد. شکل(5) تصاویر میکروسکوپی نوری از نمونه‌های 1 الی 3 را نشان می‌دهد. بر اساس این شکل‌ها، ساختار نمونه‌های مختلف شامل فازهای دندریتی و تیغه‌ای شکل روشن بوده که در زمینه تیره توزیع شده‌اند.



شکل 4- الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه‌های 1، 2 و 3.



شکل 5- تصاویر میکروسکوپی نوری از پوشش‌های مختلف (الف) نمونه 1، (ب) نمونه 2 و (ج) نمونه 3.

دلیل ایجاد فازهای دندریتی در منطقه ذوب، تحت تبرید ایجاد شده روی فصل‌مشترک مذاب/ جامد یا شرایط غیرتعادلی انجماد و کم شدن نسبت گرادیان دمایی به نرخ رشد نسبت (G/R) از خط ذوب به سمت خط مرکزی جوش می‌باشد. در این مورد، با کاهش این نسبت، تنوع فازهای صفحه‌ای، سلولی، دندریتی ستونی و دندریتی هم‌محور، توسط محققین مختلف گزارش شده است [14]. فاز تیغه‌ای شکل به دلیل سرعت سرمایش سریع فرایند جوشکاری از ناحیه آستنیت تشکیل شده است. لازم به ذکر است که فاز مارتنزیت تیغه‌ای در تحقیق دیگر، که زیرلایه فولاد A516-Grade 70 توسط سیم‌جوش پایه آهنی و فرایند SMAW سخت‌کاری شده، نیز مشاهده شده است [15].

همچنین، همانگونه که در شکل(5-ج) مشاهده می‌شود، تخلخل‌های میکروسکوپی در نمونه 3 ایجاد شده‌اند. این تخلخل‌های ایجاد شده می‌توانند حین سرویس‌دهی، باعث ایجاد ترک در پوشش شوند. در واقع، به دام افتادن احتمالی مولکول‌های اکسیژن و نیتروژن از هوا، حین فرایند جوشکاری دلیل اصلی ایجاد این تخلخل‌ها در ساختار بوده است. به بیان دیگر، با افزایش شدت جریان یا حرارت ورودی، حوضچه مذاب بزرگتری بر سطح فولاد تشکیل شده و برخی مولکول‌های گازی به دام افتاده در این حوضچه مذاب بزرگتر، به دلیل وقوع پدیده انجماد سریع، موفق به خروج از آن نشده و در سطح پوشش به دام افتاده‌اند. بنابراین پوشش تولید شده توسط این شدت جریان دارای شرایط مطلوب نمی‌باشد. به علاوه، با افزایش حرارت ورودی، رقت جوش یا سهم اتم‌های آهن در حوضچه مذاب بیشتر (شکل 1)، زمان انجماد یا زمان برهم‌کنش آهن و عناصر مختلف در حوضچه مذاب افزایش یافته و فازها زمان بیشتری برای رشد داشته و در نتیجه ضخامت آن‌ها بیشتر شده است [16].

در تحقیق یان و همکاران [17] از فرایندهای لیزر و میگ برای بهبود خواص مکانیکی آلومینیم استفاده شده است. با افزایش توان لیزر، حوضچه مذاب بزرگتر یا سوراخ کلیدی با عمق بیشتری بر سطح آلومینیم تشکیل شده است. در این مورد مشابه

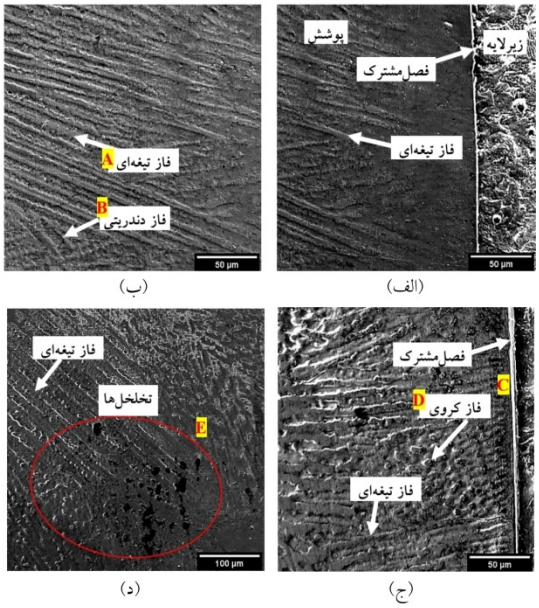
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

فرایند GTAW در این پژوهش، برخی مولکول‌های گاز به دلیل نرخ انجماد سریع، موفق به خروج از حوضچه مذاب نشده و در آن به دام افتاده‌اند. در یک توان لیزر ثابت، افزایش شدت جریان فرایند میگ، به خروج آن‌ها از حوضچه مذاب کمک کرده است، که این مورد به دلیل حصول نرخ سرمایش آهسته‌تر فرایند بوده است. لازم به ذکر است که حضور این تخلخل‌ها در پوشش ایجاد شده، اثر نامطلوبی بر استحکام کشـشی و مقاومت خستگی داشته است.

3-4- ارزیابی میکروسکوپی الکترونی پوشش‌ها

شکل‌های(6-الف) و (6-ب) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (الکترون ثانویه) از نمونه 1 را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل(6-الف) مشخص است، پوشش حاوی فازهای دندریتی و تیغه‌ای شکل روشن بوده که در زمینه تیره توزیع شده‌اند. همچنین، پوشش با زیرلایه فولادی پیوند متالورژیکی مناسب برقرار نموده و اطراف فصل‌مشترک اتصال عاری از عیوبی همچون حفره و ترک است. در حقیقت، فصل‌مشترک بین زیرلایه و پوشش به عنوان پلی برای انتقال بار از زمینه به تقویت‌کننده‌ها عمل نموده و مهم است که عیوبی در اطراف آن ایجاد نشده باشد، زیرا حین اعمال بار، اگر عیوبی در اطراف فصل‌مشترک تشکیل شده باشد، ترک در این محل اشاعه، رشد و در نهایت باعث شکست نمونه می‌شود.

به علاوه، در شکل(6-ب) این فازهای تیغه‌ای شکل جهت‌گیری موازی با یکدیگر داشته، که این مورد به دلیل رشد این فازها در بیشترین گرادیان دمایی یا در جهت انتقال حرارت می‌باشد. شکل(6-ج) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (الکترون ثانویه) از نمونه 2 را نشان می‌دهد. ساختار این نمونه تقریبا مشابه با ساختار نمونه 1 بوده، با این تفاوت که علاوه بر فازهای دندریتی و تیغه‌ای شکل، فاز کروی شکل نیز در نزدیک فصل‌مشترک تشکیل شده‌است.شکل(6-د) تصاویرمیکروسکوپی الکترونی روبشی (الکترون ثانویه) از نمونه 3 را نشان می‌دهد. مشابه نمونه‌های قبل، فازهای دندریتی و تیغه‌ای مشاهده شده و همانطورکه اشاره شد، مقداری تخلخل در پوشش ایجاد شده است.

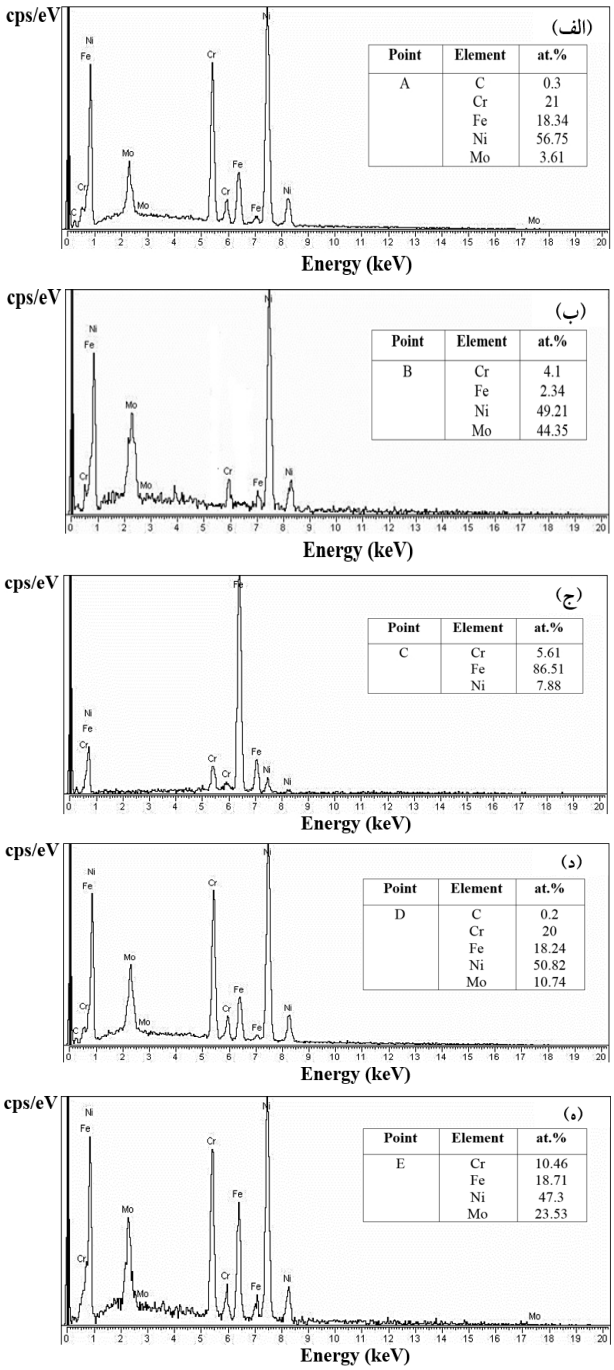


شکل 6- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی الف و ب- نمونه 1، ج- نمونه 2 و د- نمونه 3.

شکل(7) آنالیز عنصری از فازهای مشخص شده در شکل(6) را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود، فازهای دندریتی مربوط به NiMo و فازهای تیغه‌ای و کروی شکل غنی از عناصر نیکل، کروم و آهن می‌باشند که در زمینه غنی از عنصر نیکل (شکل7-ه)، به صورت تصادفی پراکنده شده‌اند. لازم به ذکر است که، شناسایی فاز دندریتی NiMo از روی درصد اتمی عناصر مولیبدن و نیکل (شکل7-ب)، انجام شده است. به علاوه، با مقایسه آنالیز حروف C و D در شکل‌های(6 و 7) مشخص شد که، درصد اتمی مولیبدن در نزدیک فصل‌مشترک کمتر و با فاصله از آن بیشتر شده است. در واقع، به دلیل اینکه مولیبدن بزرگ‌ترین شعاع اتمی در بین عناصر موجود در حوضچه مذاب را دارد (شعاع اتمی عناصر آهن، نیکل، کروم و مولیبدن به ترتیب برابر با 156، 149، 166 و 190 پیکومتر است)، در نتیجه با نرخ نفوذ کمتری نسبت به سایر عناصر، در حالت مذاب نفوذ کرده و بنابراین با غیرتعادلی بودن انجماد، کمتر به فصل‌مشترک اتصال راه یافته است.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

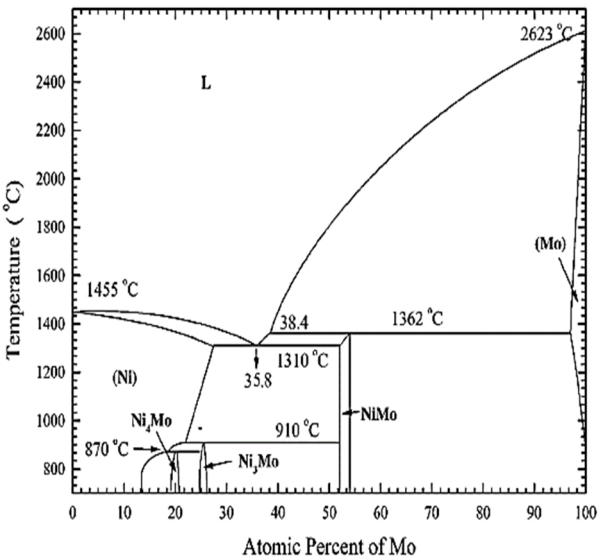
برعکس، نیکل کمترین شعاع اتمی را در بین عناصر داشته و در نتیجه، در حالت مذاب، نرخ نفوذ بالاتری داشته و فصل‌مشترک از این عنصر غنی شده است (آنالیز حرف C در شکل‌های 6 و 7). ثابت شده است که، حضور نیکل در فصل‌مشترک اتصال، باعث ایجاد پیوند متالورژیکی مستحکم بین پوشش و زیرلایه می‌شود [18].



شکل 7- نتایج آنالیز عنصری فازهای الف- تیغه‌ای، ب- دندریتی، ج- فصل‌مشترک، د- کروی و ه- زمینه.

به منظور ارائه جزئیات بیشتر و شناسایی مکانیزم تشکیل فازهای ذکر شده، نمودار فازی تعادلی دوتایی Ni-Mo مورد بررسی قرار گرفت. طبق نمودار فازی تعادلی دوتایی Ni-Mo (شکل 8 [19])، فاز α-Mo به دلیل داشتن بالاترین دمای ذوب (2623 درجه سانتی‌گراد) در بین فازهای مختلف، ابتدا جوانه‌زنی و رشد می‌نماید. این مورد وابسته به تغییر ترکیب شیمیایی مذاب و جامد (مولیبدن) و همچنین شرایط دمایی است. سپس، مذاب باقی‌مانده نسبتا از مولیبدن فقیر و از نیکل غنی شده و شرایط برای تشکیل ترکیب بین‌فلزی NiMo را فراهم نموده است.

این ترکیب طبق واکنش پری‌تکتیک $L + \alpha\text{-Mo} \rightarrow \delta\ (NiMo)$ در دمای 1362 درجه سانتی‌گراد (شکل 8) تشکیل می‌شود. این واکنش به لحاظ ترمودینامیکی قابل انجام بوده، زیرا که مقدار ΔH_{298} آن برابر با 22- کیلوژول بر مول است. در واقع، دلیل دیگر برای افزایش ضخامت پوشش‌ها با افزایش حرارت ورودی (شکل 3)، گرمای ایجاد شده حاصل از واکنش گرمازای فوق می‌باشد. در ادامه، احتمالا به دلیل سرد شدن غیرتعادلی و سریع در طول فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ، شرایط برای تشکیل سایر ترکیبات بین‌فلزی (Ni_3Mo و Ni_4Mo) فراهم نشده است (شکل 8) و [14]. به بیان دیگر، این فازها در حالت جامد تشکیل شده و در این حالت نرخ نفوذ شبکه‌ای نسبت به حالت مذاب، خیلی کم می‌باشد.



شکل 8- نمودار فازی تعادلی دوتایی Ni-Mo [19].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

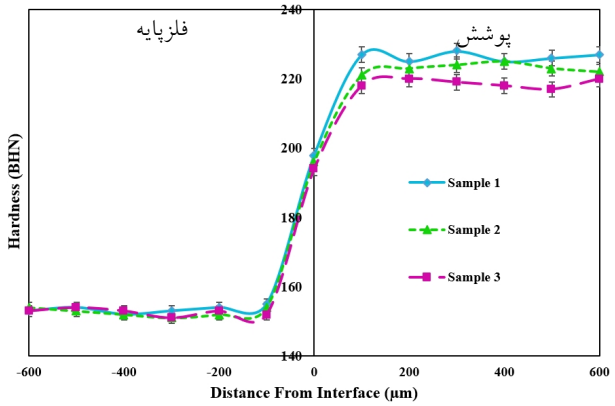
3-5- مقایسه سختی و خواص تریبولوژیکی پوشش‌ها

شکل(9) نمودار سختی بر حسب فاصله از فصل‌مشترک اتصال نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهد. بر اساس این شکل، مقدار سختی متوسط تمام پوشش‌ها بیشتر از سختی متوسط نمونه فولاد زیرلایه است. در این مورد، مقدار سختی متوسط پوشش‌های 1 الی 3 به ترتیب برابر با 5 ± 227، 4 ± 222 و 4 ± 220 برینل می‌باشد. این در حالی است که، سختی متوسط مربوط به زیرلایه حدود 152 برینل به دست آمد. در واقع، افزایش سختی پوشش‌ها نسبت به سختی زیرلایه فولادی، به دلیل تشکیل فازهای α-Mo، NiMo و تیغه‌ای در پوشش می‌باشد.

دلیل دیگر حل شدن اتم‌های مولیبدن در اتم‌های نیکل و کروم (مقایسه شکل‌های 6 و 7 و درصد اتمی بالای عنصر مولیبدن در آنالیزهای EDS)، از طریق استحکام‌دهی محلول جامد است [3]. به عبارت دیگر، اعوجاج شبکه به دلیل حضور عناصر حل شونده در زمینه (مولیبدن)، مقاومت نمونه در برابر حرکت نابجایی‌ها را بیشتر و در نتیجه سختی پوشش‌ها را ارتقا می‌دهد. با این وجود، دلیل کاهش سختی متوسط پوشش با افزایش شدت جریان، افزایش مقدار تخلخل و غیریکنواختی در آن است (شکل 5-ج و شکل 6-د).

به منظور ارزیابی رفتار سایشی نمونه‌ها، نمودار کاهش وزن نمونه‌های مختلف بعد از آزمایش سایش، در شکل(10-الف) نشان داده شده است. قبل از انجام آزمایش، وزن هر یک از نمونه‌ها 2/4 گرم در نظر گرفته شد. در این مورد، نمونه 1 کمترین و نمونه 3 بیشترین کاهش وزن را نشان دادند (بر حسب میلی‌گرم). بنابراین، نمونه 1 بیشترین و نمونه 3 کمترین مقاومت به سایش را دارد. دلیل مقاومت به سایش بیشتر نمونه 1، حضور فازهای α-Mo، NiMo و تیغه‌ای در پوشش است [20]. در واقع، به دلیل ایجاد پیوند اتمی قوی کووالانسی در ترکیب NiMo، این ترکیب دارای سختی و مقاومت به سایش خراشان بالا می‌باشد. لازم به ذکر است، فاز α-Mo، با ساختار بلوری BCC، در برخی از آلیاژهای پایه مولیبدن تشکیل شده و باعث بهبود مقاومت به سایش، انعطاف‌پذیری و چقرمگی شده است [21]. در تحقیق میترا و همکاران [22]، حضور ذرات α-Mo در آلیاژهای Mo-Si-B باعث بهبود چقرمگی شکست آلیاژ نیز شده است. همچنین، پیوند متالورژیکی مناسب و عدم وجود عیوب بین پوشش و زیرلایه، دلیل دیگر بهبود مقاومت به سایش در نمونه 1 است (شکل6-الف) و [23]).

از جمله دلایل کاهش مقاومت به سایش پوشش با افزایش شدت جریان (نمونه 3)، افزایش مقدار تخلخل و غیریکنواختی در آن است (شکل5-ج) و شکل6-د). علاوه بر این، با افزایش شدت جریان جوشکاری، رقت جوش افزایش یافته (شکل 1) و بنابراین عناصر آلیاژی تاثیرگذار مانند نیکل، کروم و مولیبدن، بر سختی و مقاومت به سایش در رسوب جوش کاهش یافته و سختی و مقاومت به سایش کاهش می‌یابد (شکل‌های 9 و 10-الف) [18].



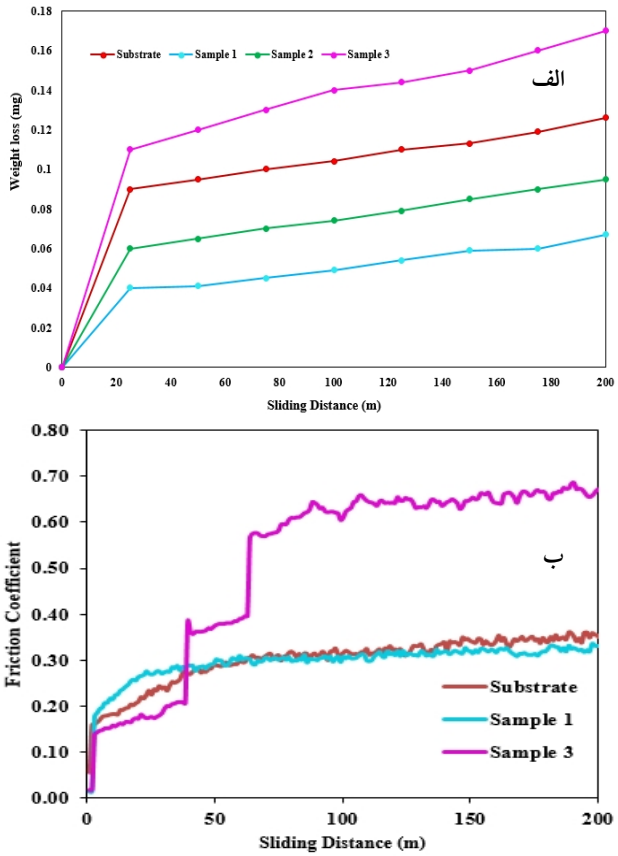
شکل 9- نمودار سختی (برینل) بر حسب فاصله از فصل‌مشترک (میکرومتر) نمونه‌های مختلف.

نتایج ضریب اصطکاک نمونه‌ها بر اساس مسافت سایش در شکل(10-ب) آورده شده است. ضریب اصطکاک نمونه‌ها در ابتدای سایش ناگهان افزایش یافته که این مورد به دلیل وجود پیوندهای اتمی کمتر نزدیک سطح و یا سطوح تماس کمتر بین پین ساینده و سطح نمونه و تنش برشی زیاد در این محل است [24]. بنابراین زیرلایه و پوشش‌ها در نزدیک سطح نسبت به عمق نمونه، نرم‌تر هستند و ضریب اصطکاک به صورت ناگهانی افزایش می‌یابد. با افزایش مسافت سایش، پیوندهای اتمی بیشتر و سطوح تماس درگیر نیز بیشتر شده و این مورد باعث پایدارتر شدن ضریب اصطکاک شده است.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

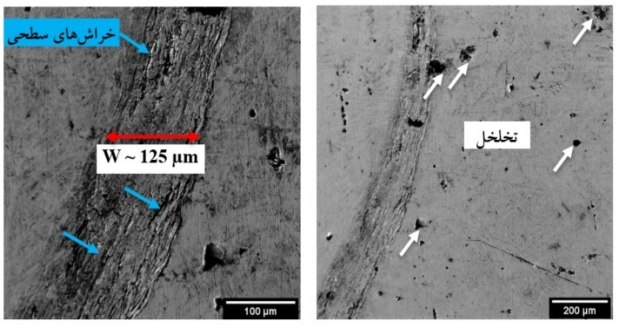
در واقع در تطابق با نتایج سایش، حضور فازهای α-Mo، NiMo و تیغه‌ای در نمونه 1 همراه با یکنواختی بیشتر و عیوب کمتر، از جمله دلایل ضریب اصطکاک کمتر نمونه 1 نسبت به نمونه‌های دیگر است. به عبارت دیگر حضور این فازها با سختی زیادتر نسبت به سختی نمونه‌های دیگر (شکل 9)، تغییر شکل پلاستیکی موضعی کمتری را به همراه داشته است.

با وجود سختی بیشتر نمونه 3 نسبت به سختی زیرلایه، حضور تخلخل‌های میکروسکوپی و غیریکنواختی در نمونه آن، باعث کاهش استحکام پیوندها در این نمونه و به دنبال آن افزایش ضریب اصطکاک آن شده است. حضور عیوب میکروسکوپی مانندحفره و ترک‌در پوشش کامپوزیتی Inconel718/(2Nb + 1SiC) نیز باعث افزایش ضریب اصطکاک شده است [25].



شکل 10- الف- نمودار کاهش وزن نمونه‌ها براساس مسافت سایش و ب- نمودار ضریب اصطکاک نمونه‌ها بر اساس مسافت سایش.

شایان ذکر است که نوسانات منحنی‌های ضریب اصطکاک در نمونه 1 و زیرلایه کمتر از آن برای نمونه 3 است. این پدیده به دو دلیل است. مورد اول شکست موضعی و دوره‌ای لایه‌های سطحی نمونه‌ها در طول آزمایش سایش است. مورد دوم تشکیل و تجمع دوره‌ای و حذف ذرات سایش (Wear debris) از سطح در حال سایش می‌باشد [26]. حضور ذرات سایش که یکی از مشخصه‌های پدیده‌های تغییر شکل پلاستیک موضعی و سایش چسبان است، در ادامه با ارائه تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی، مورد بحث قرار گرفته است. شکل(11) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از محصولات سایش نمونه زیرلایه فولادی را نشان می‌دهد. همانطورکه مشاهده می‌شود، خراش‌های سطحی در منطقه سایش ایجاد شده و عرض این منطقه تقریبا 125 میکرومتر است. در نتیجه، مکانیزم سایش غالب این نمونه از نوع سایش خراشان می‌باشد. در واقع، سایش خراشان به دلیل حضور ذرات ساینده تشکیل شده در طول آزمایش سایش و حرکت این ذرات بوده که به واسطه ایجاد پدیده‌های کار سختی و استحاله فازی، به وجود می‌آید.



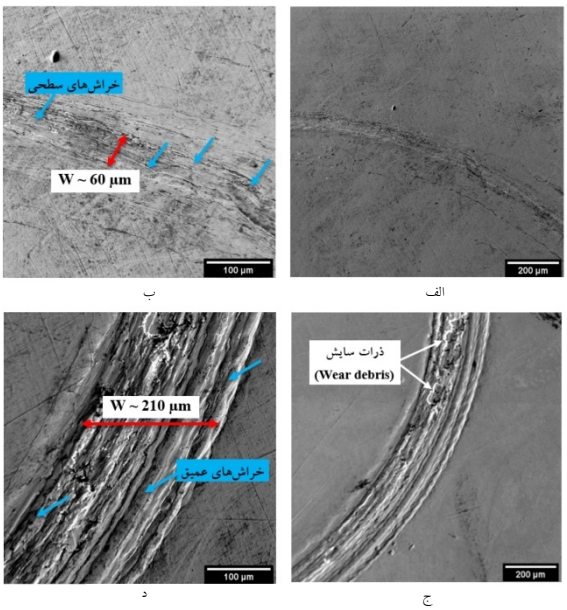
(ب) (الف)

شکل 11- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش زیرلایه فولادی St60 در دو بزرگنمایی مختلف.

در مقایسه با این شکل، محصولات سایش نمونه 1 و نمونه 3 در شکل(12) ارائه شده است. با توجه به این شکل، محصولات سایش و عمق خراش‌های نمونه 1 کمتر و محصولات سایش و عمق خراش‌های سایش نمونه 3 بیشتر از آن برای نمونه زیرلایه فولادی می‌باشد. در محصولات سایش نمونه 3 مقداری ذرات سایش (Wear debris) مشاهده می‌شود که مشخصه پدیده‌های تغییر شکل پلاستیک موضعی و سایش چسبان است. در حقیقت، به دلیل حضور عیوب میکروسکوپی در نمونه 3 و همچنین ناهمواری‌های سطحی به وجود آمده در سطح پوشش تولید شده، درگیری پین ساینده و سطح نمونه در نقاط خاصی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

صورت گرفته و تنش‌های زیادی در آن قسمت‌ها ایجاد شده که موجب تغییر شکل پلاستیک و ایجاد اتصالات موضعی می‌شود و این لغزش موضعی بین پین ساینده و سطح نمونه، انتقال ماده از یک سطح به سطح دیگر را به همراه دارد. بنابراین، مکانیزم غالب سایش پوشش‌ها، ترکیبی از مکانیزم‌های سایش خراشان و چسبان است. همچنین، با توجه به شکل(12)، عرض منطقه سایش برای نمونه 1 و نمونه 3 به ترتیب تقریبا 60 میکرومتر و 210 میکرومتر تخمین زده شد. در نتیجه، این مطالب بیشتر بودن مقاومت به سایش نمونه 1 را نسبت به مقاومت به سایش نمونه زیرلایه فولادی را تایید می‌کند.



شکل 12- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش الف) و ب) نمونه 1، ج) و د) نمونه 3 در دو بزرگنمایی مختلف.

علاوه بر این، با مقایسه سطح ساییده شده زیرلایه و پوشش‌های 1 و 3 (شکل‌های 11 و 12) مشخص شد که، در سطح زیرلایه فولادی مقداری حفره و تخلخل وجود دارد. این در حالی است که، در سطح پوشش‌ها، این عیوب کمتر ایجاد شده است. دلیل این مورد، حضور عنصر کروم و نیکل در پوشش می‌باشد. در واقع، این عناصر بعد از واکنش با اکسیژن، احتمالا موجب ایجاد لایه اکسیدی یکنواخت و چسبان مانند Cr_2O_3 [9] و $NiCr_2O_4$ [27] بر سطح زیرلایه شده و در نتیجه، عیوب گزارش شده کمتر بر سطح تشکیل می‌گردد. در نهایت نمونه 1، به دلیل داشتن ریزساختار یکنواخت‌تر، عیوب کمتر و سختی و مقاومت به سایش بیشتر نسبت به زیرلایه، به عنوان نمونه بهینه انتخاب می‌شود.

4- نتیجه‌گیری

- با استفاده از سیم‌جوش NiCrMo و فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ، امکان تولید پوشش کامپوزیتی حاوی فازهای α-Mo، NiMo دندریتی و تیغه‌ای بر سطح زیرلایه فولاد St60 وجود دارد.

- افزایش شدت جریان از 90 به 110 آمپر، موجب افزایش تخلخل و غیریکنواختی در ریزساختار پوشش‌ها شده و نمونه پوشش‌دهی شده با شدت جریان 90 آمپر، ریزساختار یکنواخت‌تر و عیوب کمتری را نشان داد.

- مقدار سختی تمام پوشش‌ها (حدود 218 الی 227 برینل) بیشتر از سختی زیرلایه فولادی (حدود 152 برینل) بوده و در این مورد نمونه تهیه شده با شدت جریان 90 آمپر بیشترین و نمونه تهیه شده با شدت جریان 110 آمپر کمترین سختی را دارد.

- نمونه تهیه شده با شدت جریان 90 آمپر، کمترین ضریب اصطکاک و بیشترین مقاومت به سایش و نمونه تهیه شده با شدت جریان 110 آمپر، بیشترین ضریب اصطکاک و کمترین مقاومت به سایش را دارد.

- مکانیزم سایش زیرلایه از نوع سایش خراشان و مکانیزم سایش پوشش‌ها از نوع سایش خراشان و چسبان بوده که کمترین محصولات سایش مربوط به نمونه تهیه شده با شدت جریان 90 آمپر است.

منابع

1-Hidayat, H., Jufriyanto, M., Wasiur Rizqi, A., Permata Ningtyas, A. H., Maulana Yusron, R., 2020, "Analysis of Load Variations on ST60 Steel Using Vickers Method", *International Journal of Engineering, Science and Information Technology*, Vol. 5: 231-235.

2-Nasution, M., 2022, "Engineering of St60 Steel for Industrial Use with Tensile Test at PTKI Material Lab", *International Journal of Research and Review*, Vol. 9: 784-792.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]

3-Tian, J. J., Luo, X. T., Wang, J., Li, C. J., 2018, "Mechanical performance of plasma-sprayed bulk-like NiCrMo coating with a novel shell-core-structured NiCr-Mo particle", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 353: 179-189.

4-Yao, J., Zhang, J., Wu, G., Wang, L., Zhang, Q., Liu, R., 2018, "Microstructure and wear resistance of laser cladded composite coatings prepared from pre-alloyed WC-NiCrMo powder with different laser spots", *Optics and Laser Technology*, Vol. 101: 520-530.

5-Wang, B. Q., Verstak, A., 1999, "Elevated temperature erosion of HVOF Cr_2C_3/TiC-NiCrMo cermet coating", *Wear*, Vol. 233-235: 342-351.

6-Evangeline, A., Sathliya, P., 2019, "Dissimilar Cladding of Ni–Cr–Mo Superalloy over 316L Austenitic Stainless Steel: Morphologies and Mechanical Properties", *Metals and Materials International*, Vol. 27: 1155-1172.

7-Ranjbar, Kh., Firoozi, A., Shahriari Nogoorani, F., Ziaee, S. F., 2025, "Overlaying of colmonoy 6 on plain carbon steel by plasma transfer arc welding and tungsten inert gas welding: comparison of microstructure and wear behavior", *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, Vol. 10: 131-142.

8-Abedi Chermahini, H., Atapoor, M., Esmailzadeh, M., 2025, "Microstructural and corrosion evaluation of AH36 low-alloy steel cladded with nickel and copper alloy filler wires using GTAW, *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, Vol. 10: 121-130.

9-Wang, Q. Y., Bai, S. L., Zhang, Y. F., Liu, Z. D., 2014, "Improvement of Ni-Cr-Mo coating performance by laser cladding combined re-melting", *Applied Surface Science*, Vol. 308: 285-292.

10-Tian, J. J., Yao, S. W., Luo, X. T., Li, C. X., Li, C. J., 2016, "An effective approach for creating metallurgical self-bonding in plasma-spraying of NiCr-Mo coating by designing shell-core-structured powders", *Acta Materialia*, Vol. 110: 19-30.

11-Arjmand, S., Khayati, Gh. R., Akbari, Gh. H., 2019, "Al/Ti_5Si_3-Al_3Ti composite prepared via in-situ surface coating of Ti using tungsten inert gas welding", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 808: 151739.

12-Tavoosi, M., Arjmand, S., 2017, "In situ formation of Al/Al_3Ti composite coating on pure Ti surface by TIG surfacing process", *Surfaces and Interfaces*, Vol. 8: 1-7.

13-Arjmand, S., Akbari G. H., Khayati, G. R., 2021, "Evaluating the Effect of the Number of Welding Passes on Microstructure, Hardness and Residual Stress of Ti-Al-Si Composite Coatings", *Journal of Advanced Materials in Engineering (Esteghlal)*, Vol. 39: 1-21.

14-Tavoosi, M., Arjmand, S., Adelimoghaddam, B., 2017, "Surface alloying of commercially pure titanium with aluminium and nitrogen using GTAW processing", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 317: 314-320.

15-Mohamadi Ziarani, M., Bani Mostafa Arab, N., Jafari, H., 2015, "Effect of welding current on microstructure, hardness and wear resistance of hardfacing deposit on carbon steel", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15: 183-188.

16-Senthilkumar, S., Manivannan, S., Venkatesh, R., Karthikeyan, M., 2023, "Influence of heat input on the mechanical characteristics, corrosion and microstructure of ASTM A36 steel welded by GTAW technique", *Heliyon*, Vol. 9: e19708.

17-Yan, S., Zhu, Z., Ma, C., Qin, Q. H., Chen, H., Fu, Y. N., 2019, "Porosity formation and its effect on the properties of hybrid laser welded Al alloy joints" *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 104: 2645-2656.

18-Sahu, J., Sasikumar, C., 2019, "Development of Hard and Wear Resistant Surface Coating on Ni-Cr-Mo Steel by Surface Mechano-chemical Carburization Treatment (SMCT)", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 263: 285-295.

19-Kamoto, H. O., 1991, "Mo-Ni (Molybdenum-Nickel)", *Journal of Phase Equilibria*, Vol. 12: 703.

20- Qian, S., Dai, Y., Guo, Y., Zhang, Y., 2021, "Microstructure and Wear Resistance of Multi-Layer Ni-Based Alloy Cladding Coating on 316L SS under Different Laser Power", *Materials*, Vol. 14: 781.

21- Ma, Q., Dong, Z., Ren, N., 2021, "Microstructure and Mechanical Properties of Multiple In-Situ-Phases-Reinforced Nickel Composite Coatings Deposited by Wide-Band Laser", *Coatings*, Vol. 11: 36.

22- Mitra, R., Srivastava, A. K., 2006, "Microstructure and mechanical behaviour of reaction hot pressed multiphase Mo-Si-B and Mo-Si-Be-Al intermetallic alloys", *Intermetallics*, Vol. 14: 1461-1471.

23- He, N., Fang, Z., Jia, J., Yang, J., Chen, W., Xin, H., 2024, "Tribological properties of Ni-based composite coatings with addition of Ag@Ni core−shell particles over multiple thermal cycles", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 34: 618-628.

24- Meysami, A., Amini Najafabadi, R., Meysami, M., 2024, "Characterization and wear behavior analysis of tungsten carbide-nickel cladding deposited on carbon steel by GTAW", *Results in Engineering*, Vol. 23: 102369.

25- Yang, H., Zhang, Z., Huang, G., 2025, "Study on the Organization and Wear Resistance of In718/(2Nb + 1SiC) Tool Composite Coating Based on Laser Cladding Technology", *Crystals*, Vol. 15: 335.

26- Wu, J. M., Lin, S. J., Yeh, J. W., Chen, S. K., Huang, Y. S., Chen, H. C., 2006, "Adhesive wear behavior of $Al_xCoCrCuFeNi$ high-entropy alloys as a function of aluminum content", *Wear*, Vol. 261: 513-519.

27- Subramani, P., Arivazhagan, N., Kumaran Selvaraj, S., Mancin, S., Manikandan, M., 2022, "Influence of hot corrosion on pulsed current gas tungsten arc weldment of aerospace-grade 80A alloy exposed to high temperature aggressive environment", *International Journal of Thermofluids*, Vol. 14: 100148.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-12-09]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.17]