

بررسی تاثیر فرآیند سخت پوشانی توسط ذرات SiC به وسیله جوشکاری قوسی تنگستن - گاز بر روی سختی و مقاومت به سایش فولاد ASTM A106

حسین مظاهری^{۱*}، علیرضا اعلائی^۲، محمود فاضل نجف آبادی^۳

۱- کارشناسی ارشد دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد، (mazaheri2646@gmail.com)

۲- استادیار دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد، (alaei45alireza@gmail.com)

۳- استادیار گروه مهندسی مکانیک دانشگاه پیام نور اصفهان، (fazel@es.isfpnu.ac.ir)

Study of effect hard overlap process by SiC particles with gas tungsten arc welding on hardness and wear resistance ASTM A106 steel

H. Mazaheri^{1*}, A.R. Alaei², M. fazel³

1. Ms Student, Department of Materials, Najafabad Branch, Islamic Azad University, (mazaheri2646@gmail.com)

2. Assistant Professor, Department of Materials, Najafabad Branch, Islamic Azad University, (alaei45alireza@gmail.com)

3. Assistant Professor, Department of Mechanical Engineering, Payame Noor University of Esfahan, (fazel@es.isfpnu.ac.ir)

چکیده

در این پژوهش ایجاد پوشش کامپوزیتی حاوی ذرات کاربید سیلیسیم بر سطح فولاد ASTM A106-Gr.B با به کارگیری فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن - گاز بررسی شد. بدین منظور ذرات کاربید سیلیسیم با درصد‌های حجمی متفاوت بر سطح فولاد مورد نظر پیش نشانی شد و با تغییر شدت جریان، فرآیند ذوب و اختلاط آنها با فلز پایه انجام گردید. مطالعه ریز ساختار پوشش ایجاد شده توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) همراه با آنالیز نقطه‌ای انجام گرفت. یافته‌های آزمون‌ها نشان داد که پوشش حاصله ساختار دندریتی حاوی تقویت کننده کاربید سیلیسیم را دارا می‌باشد که می‌تواند باعث بهبود سختی و رفتار سایشی پوشش مذکور شود. سختی پوشش‌ها در آزمون‌های ریز سختی سنجی و رفتار سایشی پوشش‌ها توسط آزمون سایش به صورت رفت و برگشتی ارزیابی شد. نتایج آزمون ریز سختی سنجی نشان دهنده افزایش سختی پوشش ایجاد شده (حدود ۶۵۰ تا ۱۲۰۰ ویکرز) نسبت به نمونه بدون پوشش (حدود ۲۰۰ ویکرز) بود. بررسی‌های رفتار سایشی پوشش‌ها بیانگر بهبود چشمگیر رفتار سایشی آنها در اثر افزودن تقویت کننده کاربید سیلیسیم بود. مکانیزم عمده سایش در نمونه بدون پوشش سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی و در نمونه‌های پوشش داده شده مخلوطی از سایش ورقه‌ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان تشخیص داده شد. واژه‌های کلیدی: جوشکاری قوسی تنگستن - گاز، پوشش دهی سطحی، کامپوزیت فولاد/کاربید سیلیسیم.

Abstract

In this study, formation of composite coating containing silicon carbide reinforcement on ASTM A106-Gr B steel surface using the gas tungsten arc welding process was investigated. Therefore silicon carbide particles with different volume percentages on the steel surface were placed and by changing the current density, melting and mixing process was done with the base metal. The study of coating microstructure by optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM) was performed combined with analysis point. The results showed that the dendritic structure of the resulting coating contains silicon carbide was capable of reinforcement that could be improved hardness and wear behavior of the coatings. Hard coatings were studied a micro-hardness measurement and with slab vickers and wear behavior of the coatings was evaluated by testing the wear-trip basis. Hardness range was created (about 650 to 1200 Vickers) compared to uncoated samples (about 200 Vickers), indicative the increasing hardness was created. Reviews wear behavior of coatings represent significant improvements in wear behavior of is added silicon carbide reinforcement. The main wear mechanism of uncoated samples delamination wear and surface oxidation and the samples were coated with a mixture of delamination wear, surface oxidation and adhesive wear were detected.

Keywords: Gas tungsten arc welding, Coating surface, steel/silicon carbide composite.

(کد: ۹۱۱۰۶۲)

مقدمه

در همین رابطه یانگ^۱ و همکاران ذرات SiC را بر روی آلیاژ Ti6Al4V با فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز و با استفاده از سیم توپودری پوشش دادند. آنها مدعی هستند که به این شیوه یک پیوند متالورژیکی خوب بین پوشش و زیر لایه را می‌توان به دست آورد که پوشش یکنواخت، متراکم و تقریباً عاری از نقص بوده و باعث افزایش قابل توجه سختی خواهد شد [۷]. اسمان^۲ و همکاران ذرات کاربید سیلیسیوم را با روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز بر روی فولاد AISI 8620 پوشش دادند. نتایج حاصل از این مطالعه نشان داد ساختار تازه شکل گرفته در سطح فولاد می‌تواند مقاومت به سایش و سختی سطح را بهبود بخشد [۸].

فولاد مقاوم به حرارت ASTM A106 Gr.B در صنایع نفت، پتروشیمی و شیمیایی به دلیل پایداری در شرایط سرویسی با دمای بالا، دارای کاربرد بسیار وسیعی است ولی سختی و مقاومت به سایش ضعیف، محدودیت‌هایی را برای این فولاد ایجاد کرده است [۹-۱۰]. در این پژوهش از روش جوشکاری GTAW به منظور تشکیل لایه‌ای کامپوزیتی حاوی ذرات SiC بر روی سطح فولاد ASTM A106 Gr.B استفاده گردید. در این راستا، تأثیر تغییر درصد حجمی SiC و تغییر شدت جریان جوشکاری بر ساختار، سختی و رفتار سایشی پوشش ایجاد شده مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت.

مواد و روش آزمون

در این پژوهش از فولاد کربنی ASTM A106 Gr.B (معادل با فولاد 45.8 St 8 مطابق با استاندارد DIN) با ابعاد ۱۵۰×۴۵×۸ میلی‌متر استفاده شد. در ابتدا قطعات تمیز شده و تا سنباده شماره ۳۲۰ سنباده زده شد تا آلودگی‌های سطحی آن بر طرف گردد. سپس آنالیز عنصری و بررسی ریز ساختار میکروسکوپی روی ماده اولیه انجام شد. برای ایجاد لایه سطحی از پودر SiC با ابعاد متوسط ذرات ۳ تا ۴ میکرومتر استفاده شد. ثابت سازی ذرات با آغشته نمودن آنها به اتانول و استفاده از شابلون حاوی حفره با ابعاد ۱۲×۱۳ میلی‌متر انجام شد. برای ذوب سطحی فولاد، از روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW) استفاده شد. گاز محافظ مصرفی آرگون با خلوص ۹۹/۹۹، قطر

عملیات سطحی بر روی فولادها می‌تواند مقاومت خوردگی، مقاومت سایشی یا رفتار خستگی آنها را بهبود دهد [۱]. یکی از روش‌های سخت کاری سطحی^۱ استفاده از روش‌های معمول جوشکاری برای پوشش‌دهی روی سطح قطعات است. ویژگی منحصر به فرد این روش ضخامت زیاد پوشش، نرخ رسوب‌گذاری بالا، چسبندگی مناسب پوشش به زیر لایه و همچنین سهولت در ایجاد آن است. همین عوامل سبب گسترده‌ی کاربرد آن برای پوشش‌دهی قطعات شده است [۲-۳].

یکی از روش‌های متداول بهبود رفتار سطحی، افزودن عناصر آلیاژی همچون کرم، کربن، کبالت و مولیبدن یا ذرات سرامیکی نظیر SiC، TiC، WC و B₄C به مذاب ایجاد شده در سطح و تشکیل لایه‌ای با ضخامت قابل توجه بر روی سطح است [۴]. به عنوان مثال یوچی لین^۲ و همکارانش در پژوهشی به بررسی ریزساختار و عملکرد سایشی لایه SiC پوشش داده شده بر روی فولاد کشته شده‌ی SKD61 با روش GTAW پرداخته‌اند. آنها گزارش داده‌اند که ذرات SiC در طی فرآیند GTAW تجزیه شده و فازهای شبه پایدار مانند Fe₃C و Fe₈Si₂ و همچنین فاز پایدار گرافیت در سیستم سه تایی Fe-Si-C به وجود آمده‌اند. این محققین مدعی شده‌اند که همین رخدادها منجر به افزایش سختی و مقاومت به سایش لایه سطحی شده است [۵].

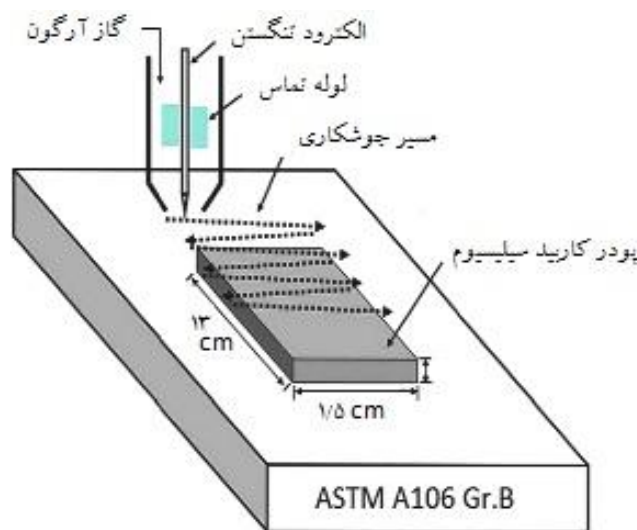
سانر^۳ و همکاران در تحقیقی دیگر سطح فولاد زنگ نزن AISI 304 را با پودر SiC به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز پوشش دادند. آنها نشان دادند که می‌توان با ترکیب ثابت پودر اولیه و فقط با کاهش حرارت ورودی و افزایش میزان پودر استفاده شده، ناحیه ذوب در زیر لایه را به حداقل رسانده و میزان رقت را به حداقل کاهش داد. با این کار ساختار هیپیوتکتیک سطحی به ساختار هایپریوتکتیک تبدیل خواهد شد. آنها پیشنهاد کردند که بیشینه سختی به دست آمده به حضور کاربیدهای M₇C₃ پراکنده در سطح فولاد مربوط باشد [۶].

1. Hard facing
2. Yu-Chi Lin
3. Soner
4. Yong
5. Osman

ویکرز با بار اعمالی ۱۰۰ گرم در مدت زمان اعمال ۵ ثانیه مطابق با استاندارد ASTM E92 A به دست آمد. آزمون میکروسختی سنجی بر روی ذره‌بین‌های متالورژیکی، که برای این کار طراحی شده‌اند، انجام می‌شود. فرورونده هرم الماسی کوچکی است که بر روی صفحه یک عدسی شیئی مخصوص جاسازی شده است. سطح نمونه آزمایش، پرداخت و بسیار براق شده و برای مطالعات میکروگرافی اچ می‌شود. مشاهده قطعه از زیر ذره‌بین با درشت‌نمایی ۲۰۰ تا ۲۰۰۰، امکان متمرکز کردن عدسی روی دانه‌های مجزای ماده و فروکردن هرم الماسی با نیروی کم، در آن نقطه را فراهم می‌سازد. پس از آن قطر لبه مربع شکل فرورفتگی به دقت اندازه‌گیری و سختی محاسبه می‌شود. دقت متعارف اندازه‌گیری در حدود ۰/۰۰۰۱ میلی‌متر است. بررسی‌های سایشی نیز توسط دستگاه سایش رفت و برگشتی، با استفاده از قفلکن‌های فولاد ۵۲۱۰۰ و با بار ۱۵۰ N مطابق با استاندارد ASTM G 133-95 انجام شد. جرم از دست داده شده در فواصل ۵۰، ۱۰۰، ۱۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰ متر توسط ترازوی GIBERTINIE 42 S-B با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم اندازه‌گیری شد. آزمون‌های سایش به منظور تکرار پذیری تا سه بار و میانگین نتایج برای محاسبه کاهش وزن و مسافت لغزش انجام گرفت. برای بررسی سطوح سایش، نمونه‌هایی به ابعاد ۱/۵×۱×۰/۶ برش داده شد و ذرات سایش نیز جمع‌آوری و ارزیابی شدند.

الکتروود تنگستنی ۲/۴ میلی‌متر و شکل نوک الکتروود مخروطی بود. عملیات ذوب سطحی بر روی گروه‌هایی از نمونه‌ها در شرایط مختلف مطابق با جدول (۱) انجام شد. نمونه ۱ به عنوان نمونه بدون پوشش در نظر گرفته شد. در نمونه‌های ۲ و ۳، ۴، درصد حجمی ذرات SiC افزایش یافت و شدت جریان ثابت در نظر گرفته شد. همچنین نمونه‌های ۵ و ۶ همانند نمونه ۳، با هشت درصد حجمی ذرات SiC پوشش داده شد ولی شدت جریان افزایش یافت.

تصویر نمادین از روش مورد استفاده در شکل (۱) نشان داده شده است. پس از ایجاد لایه با جوشکاری GTAW سطح نمونه‌ها به صورت کاملاً ناهموار درآمد. ضخامت پوشش در این حالت بین ۳ الی ۴ میلی‌متر بود. برای انجام عملیات بعدی همه نمونه‌ها تحت عمل سنگ‌زنی توسط سنگ مغناطیسی قرار گرفتند و ضخامت پوشش با انجام این مرحله به ۲ الی ۳ میلی‌متر کاهش پیدا کرد. بررسی ریز ساختاری پوشش به دست آمده با استفاده از دستگاه میکروسکوپ نوری OLYMPUS مدل BH-2 و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) همراه با آنالیز نقطه‌ای Philips مدل XL30 انجام شد. برای اچ کردن نمونه‌ها از محلول نایتال ۴ درصد (۹۶ میلی‌لیتر الکل + ۴ میلی‌لیتر اسید نیتریک یک مولار) استفاده شد. پروفیل سختی از سطح به طرف فلز پایه و در مقطع عرضی پوشش توسط ریز سختی سنجی و با فرو رونده



شکل ۱: تصویر نمادین از شیوه مورد استفاده در ایجاد پوشش.

جدول ۱: پارمترهای فرآیند روبه سازی به روش GTAW.

شماره نمونه	درصد حجمی SiC	شدت جریان (A)	نوع گاز محافظ	نرخ دمش گاز محافظ (Lit/min)	نوع قطبیت	سرعت (mm/min)	حرارت ورودی (kJ/mm)
۱	-	-	-	-	-	-	-
۲	۴	۹۰	آرگون	۸	DCEN	۳۲/۱۶	۲۰/۱۴
۳	۸	۹۰	آرگون	۸	DCEN	۱۸/۲۸	۳۵/۴۴
۴	۱۲	۹۰	آرگون	۸	DCEN	۱۶/۹۹	۳۸/۱۴
۵	۸	۱۱۰	آرگون	۸	DCEN	۲۸/۴۴	۲۷/۸۴
۶	۸	۱۳۰	آرگون	۸	DCEN	۲۹/۰۹	۳۲/۱۷

نمونه ۱ (نمونه بدون پوشش)
سرعت جوشکاری / (۴۸*ولتاژ*شدت جریان) = حرارت ورودی

جدول ۲: ترکیب شیمیایی فولاد ASTM A106 Gr.B .ASTM AA A106 A106-Gr.B.

عنصر	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	Sn	Fe
درصد	۰/۱۲	۰/۱۶	۰/۴۸	۰/۰۰۶	۰/۰۰۵	۰/۰۹۸	۰/۰۳	۰/۱۰	۰/۰۳۱	۰/۱۱	۰/۰۱	۰/۰۰۳	۰/۰۱۲	بقیه

نتایج و بحث

نتایج حاصل از مجموعه آزمون‌های انجام شده در ادامه مورد تحلیل قرار گرفته است.

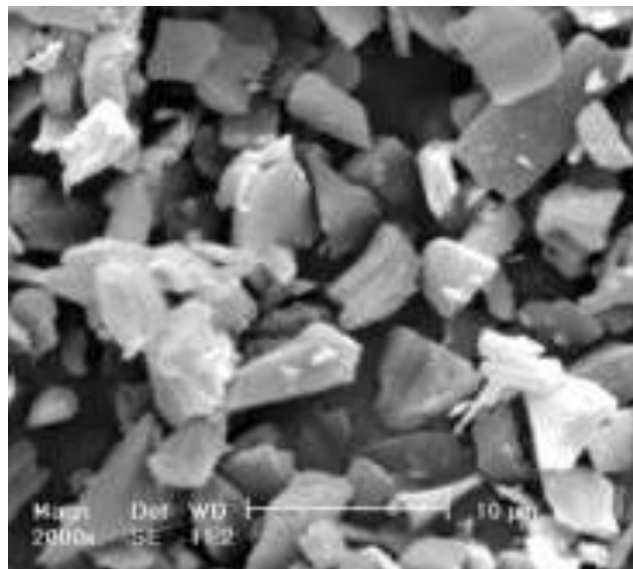
بررسی‌های ریز ساختاری

شکل‌های (۲) و (۳) ریز ساختار فلز پایه و ذرات کاربید سیلیسیوم مورد استفاده در این پژوهش را نشان می‌دهد. دیده می‌شود، نمونه‌های اولیه از ساختاری فریت - پرلیتی با دانه‌های هم محور در محدوده ابعادی ۱۰ تا ۷۰ میکرون برخوردار بوده است. ابعاد ذکر شده برای ذرات کاربیدی تقویت کننده نیز با توجه به تصویر ۳ تأیید گردید. همچنین در جدول (۲) ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده ارائه گردیده است. ملاحظه می‌گردد که ترکیب شیمیایی به خوبی با ساختار میکروسکوپی مشاهده شده در تصویر شکل (۲) تطابق دارد.



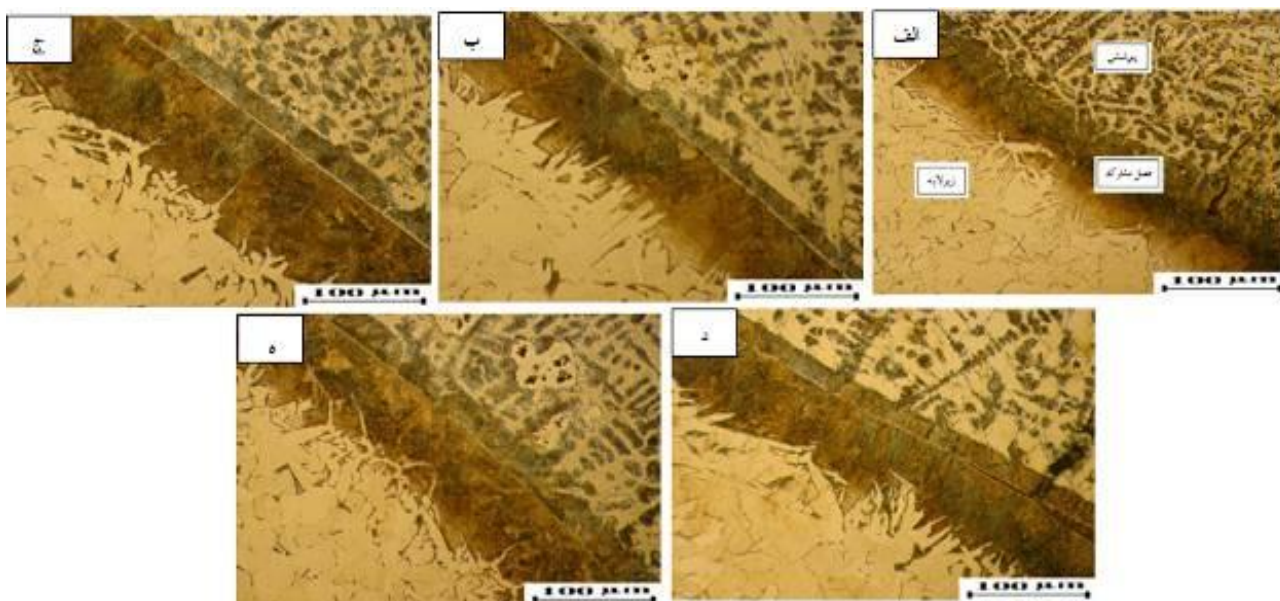
شکل ۲: ریز ساختار فولاد ASTM A106-Gr.B مورد استفاده.

دیگر با استفاده از این روش لایه کامپوزیتی متراکم، با کیفیت و با نفوذ کامل لایه پیش نشانی شده به زیر لایه فولادی به دست آمده است [۱۱]. شکل (۵) تصویر نمادین از نحوه انجماد حوضچه جوش حین انجماد را نشان می‌دهد. آنگونه که در این تصویر مشاهده می‌گردد، ساختار انجمادی حوضچه جوش تابعی از نرخ سرد شدن مذاب و تفاوت دمایی بین المان مذاب تحت بررسی و مرز حوضچه می‌باشد [۱۲]. در نمونه‌های تحت بررسی در این پژوهش، حجم مذاب ایجاد شده در سطح در برابر کل فلز جامد بسیار کم است. لذا محتمل است که در رژیم انجمادی حاصل از این شرایط، سرعت سرد شدن بالای مذاب و در نتیجه آن، رشد دندریتی فاز جامد در جهت عکس انتقال حرارت انجام گردد. از سوی دیگر با توجه به دمای مذاب در حوضچه (بالای ۱۶۰۰ درجه سانتیگراد)، ذرات کاربید سیلیسیوم قابلیت انحلال در فولاد مذاب را دارند اما فرصت کافی برای این امر وجود ندارد. لذا تنها انحلال جزئی آنها با مکانیزم ذوب ترکیبی پیپ و ساواژ [۱۲] در اینجا محتمل است. بر اساس این مکانیزم با انحلال جزئی ذرات، ترکیب مذاب در فصل مشترک ذرات و فلز تغییر کرده و از سیلیسیوم و کربن غنی خواهد شد. لذا دو رخداد مهم محتمل خواهد بود.



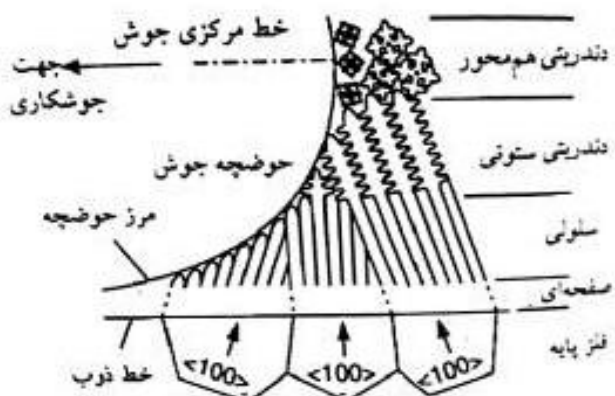
شکل ۳: تصویر میکروسکوپی الکترونی از ذرات پودر SiC مورد استفاده در پوشش‌سازی.

شکل (۴) سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده را در بزرگنمایی پایین نشان می‌دهد. تصاویر نشان داده شده در این شکل مشخص می‌کند که در تمامی نمونه‌ها، سطح و فصل مشترک زیر لایه و پوشش خالی از ترک و حفره است. به عبارت



شکل ۴: سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده در بزرگنمایی کم، الف) نمونه ۲ (۴ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر)، ب) نمونه ۳ (۸ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر)، ج) نمونه ۴ (۱۲ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر)، د) نمونه ۵ (۸ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۱۱۰ آمپر)، ه) نمونه ۶ (۸ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۱۳۰ آمپر).

ذرات کاربید سیلیسیوم وارد شده به لایه سطحی در میان شاخه‌های دندردیتی قرار گرفته‌اند. تصویر ارائه شده در شکل (۷) حضور مقدار قابل توجهی از ذرات کاربید سیلیسیوم در ساختار پوشش را به وضوح نشان می‌دهد. همچنین دیده می‌شود، این ذرات که قبل از استفاده، سطحی کاملاً مسطح داشته‌اند (شکل ۳) پس از طی فرآیند و قرارگیری در لایه سطحی دارای سطحی غیر یکنواخت و ناصاف شده‌اند. این امر در تصویر ارائه شده در شکل (۷) به خوبی مشاهده می‌شود.

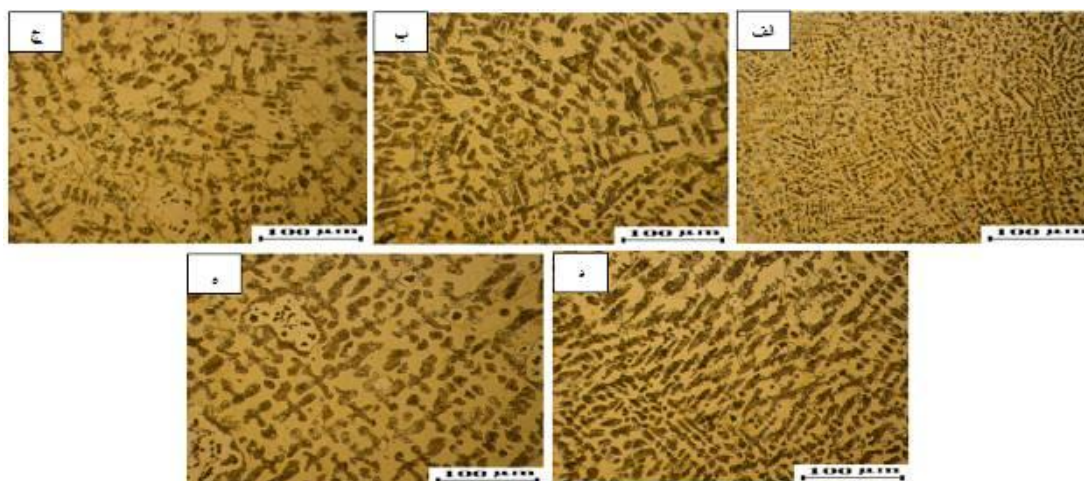


شکل ۵: تصویر نمادین از تغییرات حالت انجماد در سرتاسر منطقه ذوب [۱۲].

نخست آنکه این تغییر در ترکیب، موجب افزایش هم‌سیمایی بین ذرات و زمینه شده و اتصال ذرات با زمینه تقویت گردد. و دوم آنکه آهن غنی از سیلیسیوم و کربن به صورت فریت غنی از این عناصر به صورت دندردیتی رشد کرده و ذرات کاربیدی را در بر بگیرد. بدین صورت پیش‌بینی می‌شود، پس از اتمام فرآیند ایجاد پوشش، ذرات کاربید اولیه که دارای شکل هندسی بوده‌اند، با مورفولوژی غیر مسطح و قرار گرفته در میان فاز فریت مشاهده گردند.

همچنین شکل (۶) تصاویر میکروسکوپی از ریز ساختار پوشش در بزرگنمایی بالاتر را نشان می‌دهد. بررسی این تصاویر مشخص می‌کند که پوشش ایجاد شده ساختار دندردیتی دارد. به نظر می‌رسد بوجود آمدن این ساختار در نتیجه انجماد سریع مذاب سطحی در طی فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن - گاز باشد. زیرا حجم مذاب ایجاد شده در برابر کل فلز جامد مرتبط با آن چندان زیاد نیست [۱۳].

بنابر این قدرت سرد کردن بالایی که زیر لایه از آن برخوردار است، می‌تواند عامل ایجاد چنین ساختار انجمادی باشد. از سوی دیگر، تفاوت زیاد بین نقطه ذوب آهن و فازهای تشکیل شده در اثر تجزیه کاربید سیلیسیوم می‌تواند دلیل دیگری در حصول چنین ساختار دندردیتی است [۱۳]. بررسی‌های دقیق‌تر نشان داد،



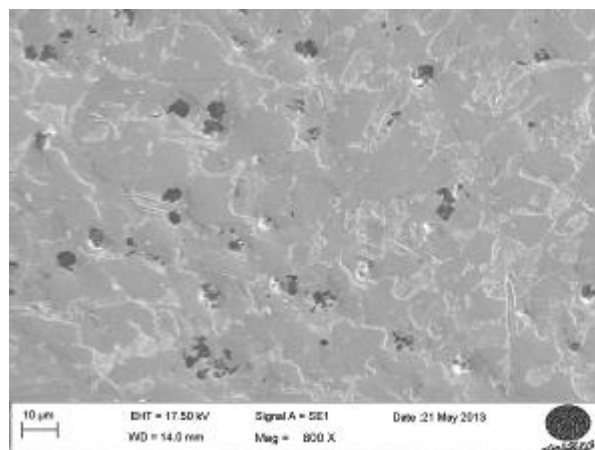
شکل ۶: ریزساختار پوشش سطحی نمونه‌های مختلف، الف) نمونه ۲ (۴ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر)، ب) نمونه ۳ (۸ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر)، ج) نمونه ۴ (۱۲ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر)، د) نمونه ۵ (۸ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۱۱۰ آمپر)، ه) نمونه ۶ (۸ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۱۳۰ آمپر).

به مذاب دانست. از سوی دیگر، در اطراف ذرات کاربید سیلیسیوم ناحیه‌ای از فریت مشاهده می‌شود که حین اچ شیمیایی بیش از فریت زمینه خورده شده است. این به معنی فعال و ناپایدارتر بودن اتم‌ها در این ناحیه است. این پدیده می‌تواند به انحلال ذرات کاربید سیلیسیوم در آهن اطراف و تشکیل فریتی حاوی سیلیسیوم و کربن بالاتر از حد حلالیت تعادلی کربن در یک شعاع مشخص در اطراف ذرات باشد. نتایج آنالیز EDS از این ناحیه که در شکل (۹) ارائه شده است، نشان می‌دهد که این مناطق از کربن و سیلیسیوم غنی هستند [۱۴]. انحلال سریع سطحی ذرات حین فرآیند، موجب ناصافی سطح ذرات کاربید سیلیسیوم شده و پیوندهای میکرو مکانیکی این ذرات با زمینه را تقویت نموده است. در حقیقت این پدیده نقش مهمی در ایجاد یک کامپوزیت سطحی و عدم جدایش ذرات حین فرآیند علیرغم تفاوت در چگالی این دو ماده داشته است.

نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی

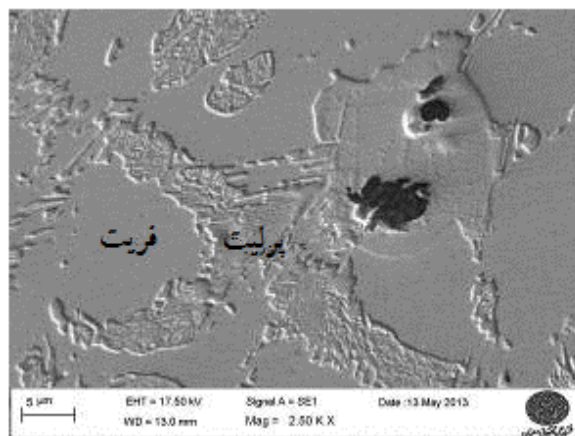
نتایج حاصل از ریز سختی پوشش‌های ایجاد شده در طی این پژوهش در شکل (۱۰) ارائه شده است. همان گونه که دیده می‌شود، پوشش‌های کامپوزیتی تشکیل شده بر سطح به دلیل حضور فاز تقویت کننده کاربید سیلیسیوم، ورود کربن اضافی به سطح و در نتیجه افزایش میزات پرلیت و نیز دانه‌های ریز ایجاد شده تحت شرایط انجامی سریع جوشکاری، از سختی بالایی (در محدوده HV ۱۲۰۰-۶۵۰) برخوردار هستند. این شرایط می‌تواند مقاومت بالا در برابر سایش را در پی داشته باشد.

نمودارهای مربوط به پروفیل سختی پوشش‌ها نشان می‌دهد، با افزایش ذرات تقویت کننده، سختی لایه‌های ایجاد شده در سطح و در فصل مشترک افزایش می‌یابد. همچنین در خصوص نمونه‌های ۳، ۵ و ۶ که دارای مقدار یکسان از ذرات تقویت کننده بوده و با شدت جریان‌های متفاوت جوشکاری تحت عملیات سطحی قرار گرفته‌اند (طبق جدول ۱)، می‌توان گفت کاهش حرارت ورودی منجر به کاهش رقت آهن از زیر لایه و ریزتر شدن ساختار شده است. این عوامل باعث افزایش سختی نمونه ۵ نسبت به نمونه ۶ و ۳ و نیز افزایش سختی نمونه ۶ نسبت به نمونه ۳ گردیده است [۱۵].



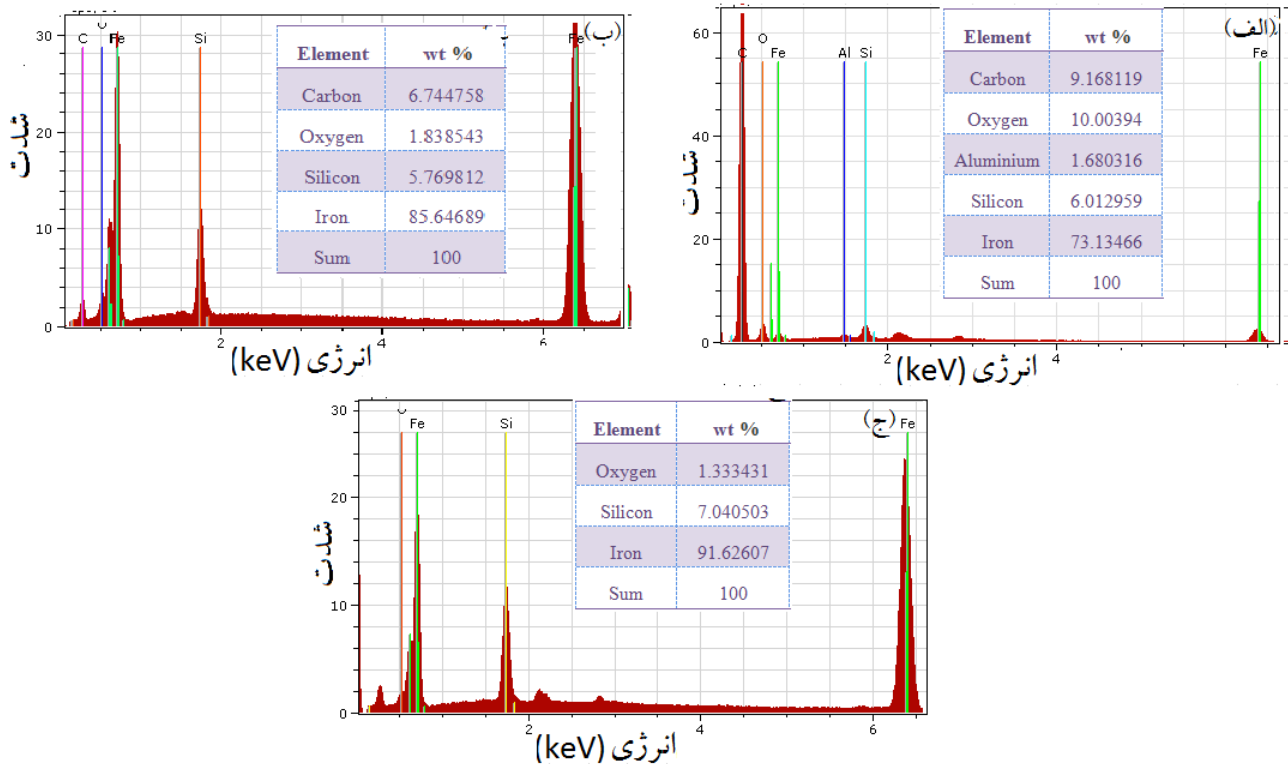
شکل ۷: از ریز ساختار پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲ (۴ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر).

همچنین در برخی از ذرات کاهش محسوس ابعادی مشاهده می‌گردد. ناصافی سطح ذرات و کاهش ابعاد می‌تواند به دلیل انحلال بخشی از کاربید سیلیسیوم در آهن باشد. شکل (۸) ریز ساختار بخشی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲ را در بزرگنمایی بالاتر نشان می‌دهد.



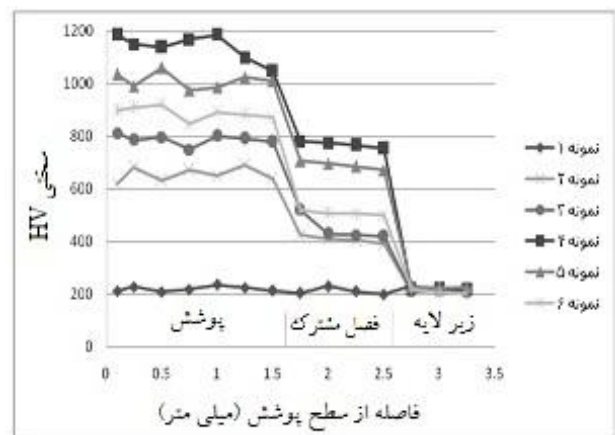
شکل ۸: ریزساختار پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲ (۴ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر).

در این تصویر دانه‌های فریت، کولونی‌های پرلیت و ذرات کاربید سیلیسیوم به خوبی قابل تشخیص هستند. دیده می‌شود، علیرغم مقدار کربن کم فولاد مورد استفاده، مقدار پرلیت تشکیل شده در پوشش بیش از مقدار مورد انتظار است. حضور این پدیده را می‌توان به انحلال بخشی از ذرات کاربید سیلیسیوم و ورود کربن



شکل ۹: نتایج آنالیز EDS بخش‌هایی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲ (۴ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر): (الف) ذرات کاربید، (ب) فریت اطراف ذرات (ج) سمانتیت اطراف ذرات.

است. شکل ۱۱ الگوی پراش پرتو ایکس نمونه ۴ را نشان می‌دهد. به طوری‌که در این تصویر مشخص است، فازهای Fe, Fe₂O₃ و SiC فازهای اصلی تشکیل دهنده پوشش هستند. مشاهده می‌شود که فاز SiC در لایه آلیاژ شده به میزان بسیار کمی وجود دارد، که این موضوع به دلیل تجزیه پودر SiC در اثر دمای بالای قوس است. با توجه به مطالعات قبلی انجام شده احتمال حضور فازهایی مانند Fe₃Si, Fe₅Si₂, FeSi و کاربیدهای M₇C₃ در ساختار وجود دارد، ولی از آنجایی‌که روش پراش پرتو ایکس توانایی آشکار سازی فازهای با مقدار کمتر از ۵ درصد را ندارد، وجود این فازها با استفاده از این روش آنالیز قابل ردیابی نیست. در خصوص حضور اکسید آهن نیز باید دانست که در هر صورت در حین فرآیند، آهن مذاب با هوا در تماس بوده و به میزان قابل توجه ذرات اکسید آهن احتمال تشکیل داشته است [۱۶].



شکل ۱۰: پروفیل سختی سطح مقطع عرضی نمونه‌های پوشش داده شده.

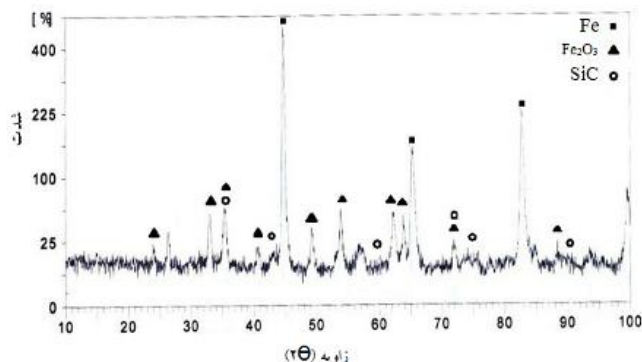
نتایج بررسی تفرق اشعه ایکس در این قسمت به بررسی فازهای تشکیل شده، پرداخته شده

۵ و ۶ علیرغم برخورداری از مقدار یکسان از ذرات تقویت کننده کاربیدی در پوشش، مقاومت در برابر سایش متفاوتی را از خود نشان داده‌اند. اما دیده می‌شود با افزایش میزان ذرات سخت کاربیدی و افزایش قابل ملاحظه در سهم این ذرات از سختی کلی پوشش، میزان مقاومت به سایش به مقدار زیاد تقویت شده است. فاصله نتایج حاصل، خصوصاً در مسافت‌های بالا تأیید کننده این مطلب است که حضور مقدار قابل ملاحظه‌ای از ذرات سخت در لایه سطحی و ایجاد شرایط بهینه فرآیند می‌تواند موجب افزایش متناسب سختی و مقاومت سایشی گردد. شکل (۱۳) نمودار ضریب اصطکاک مربوط به یکی از نمونه‌های پوشش داده شده (نمونه شماره ۲) پس از آزمون سایش را نشان می‌دهد. با توجه به نمودارهای سایش نمونه‌های پوشش داده شده، ضریب اصطکاک تعیین شده در جدول (۳) ارائه شده است. ضریب اصطکاک پایین پوشش‌ها دلالت بر این موضوع دارد که پوشش‌های ایجاد شده دارای مقاومت به سایش عالی می‌باشند [۱۸].

جدول ۳: ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش.

شماره نمونه	نمونه ۲	نمونه ۳	نمونه ۴	نمونه ۵	نمونه ۶
ضریب اصطکاک (μ)	۰/۱۶	۰/۱۵	۰/۱۷	۰/۱۹	۰/۲۱
	$\pm 0/05$	$\pm 0/05$	$\pm 0/05$	$\pm 0/05$	$\pm 0/05$

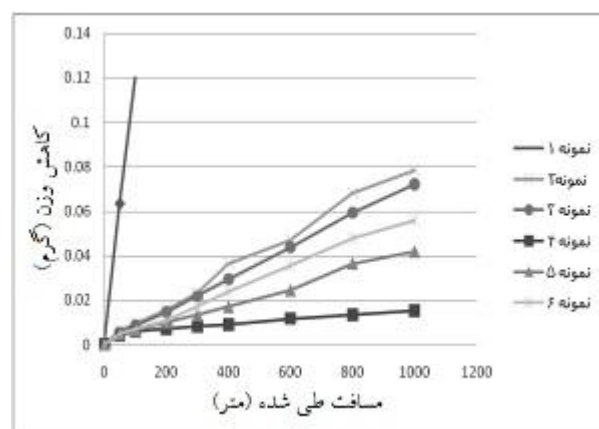
شکل (۱۴) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی حاصل از سطح سایش نمونه شماره ۱ را پس از انجام آزمون سایش نشان می‌دهد. به نظر می‌رسد که بخشی از سطح به شکل لایه‌ای از آن جدا شده و بخشی دیگر به صورت ورقه‌هایی بر روی سطح تشکیل شده و در آستانه جدا شدن بوده‌اند. این امر می‌تواند بر رخداد مکانیزم سایش ورقه‌ای دلالت داشته باشد. در سایش ورقه‌ای سطح ماده به صورت لایه لایه‌ای تصور می‌شود که بر اثر فرآیند سایش در تریبوسیستم همانند جداسازی پوسته پوسته‌ای پیاز از سطح جدا می‌شود. بر طبق طئوری ورقه‌ای شدن، تغییر شکل پلاستیکی برشی، جوانه‌زنی ترک و اشاعه آن در عمق کوتاهی از سطح پدید آمده که نهایتاً به جدا سازی ورقه‌ای ذرات سایش می‌انجامد.



شکل ۱۱: الگوی پراش پرتو ایکس از نمونه ۴ (۱۲ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر).

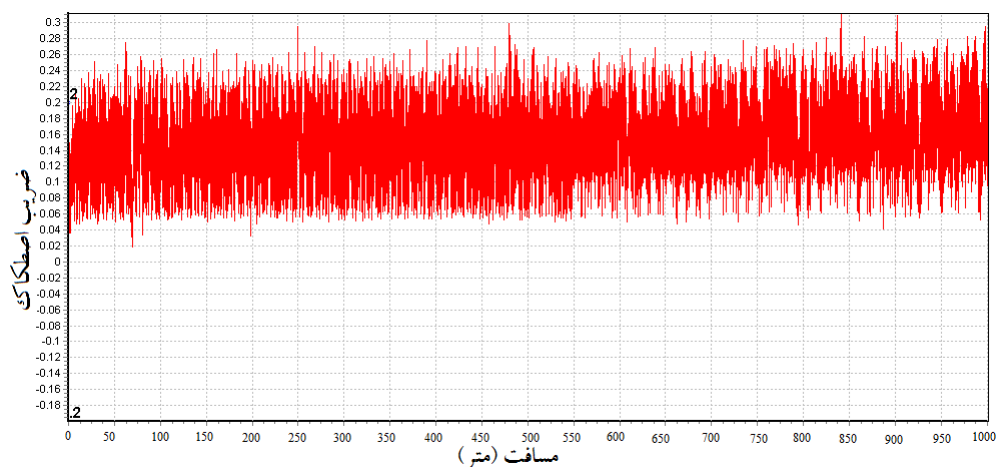
رفتار تریبولوژیکی

بررسی رفتار سایشی نمونه‌های پوشش‌دهی شده نتایج جالبی را به همراه داشت. شکل (۱۲) نمودار کاهش وزن برحسب مسافت طی شده برای نمونه‌های آزمون سایش را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با افزایش مسافت طی شده میزان جرم از دست داده شده نمونه ۱ به شکل پیوسته و بدون نشان دادن رفتار کند شونده، افزایش می‌یابد. این نتایج با توجه به رفتار سایشی ضعیف فولاد ASTM A106-Gr.B دور از انتظار نمی‌باشد [۱۷].

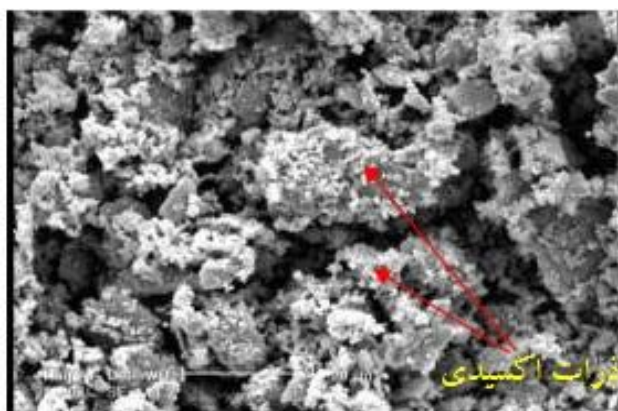


شکل ۱۲: نمودار کاهش وزن برحسب مسافت طی شده برای نمونه‌های قرار گرفته تحت آزمون سایش.

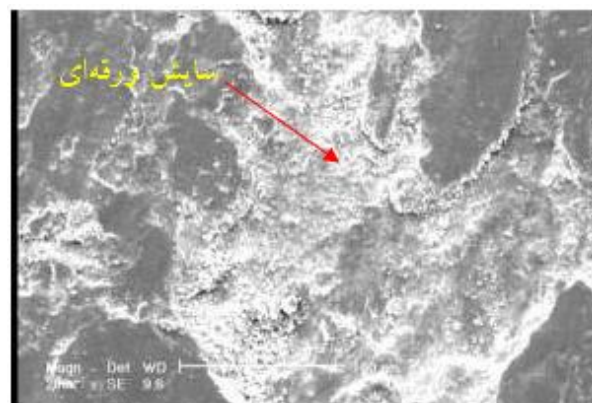
این در حالی است که در سایر نمونه‌ها و با افزایش سختی، میزان مقاومت در برابر سایش افزایش یافته است. آن‌گونه که نمودارهای کاهش وزن بر حسب مسافت سایش نشان می‌دهند، آنچه در میزان مقاومت به سایش نمونه‌ها اهمیت داشته است، مقدار مطلق سختی بوده است. به گونه‌ای که نمونه‌های شماره ۳،



شکل ۱۳: نمودار ضریب اصطکاک نمونه شماره ۲ (۴ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر).



شکل ۱۵: تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ذرات حاصل از سایش نمونه ۱ (نمونه بدون پوشش).



شکل ۱۴: تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه ۱ (نمونه بدون پوشش).

میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه شماره ۲ پس از انجام آزمون سایش را نشان می‌دهد. دقت در تصویر (۱۶) آثار خراشیدگی و کندگی بر روی سطح را به وضوح نشان نمی‌دهد. این امر می‌تواند دلیلی بر آن باشد که با ورود مقدار کم از ذرات کاربید سیلیسیوم (۴ درصد)، علیرغم افزایش در سختی سطح و وجود ذرات سخت در پوشش، سایش خراشان مکانیزم غالب سایش این نمونه نبوده است. یکی دیگر از عمومی‌ترین مکانیزم‌های سایش، مکانیزم چسبان است که در آن موادی بر روی سطوح در حال سایش، می‌چسبند. به طور مثال، بخشی از پین، ساییده شده و بر روی دیسک، فشرده شده و به آن می‌چسبند. مکانیزم چسبان، ندرتاً به تنهایی اتفاق می‌افتد، مگر در

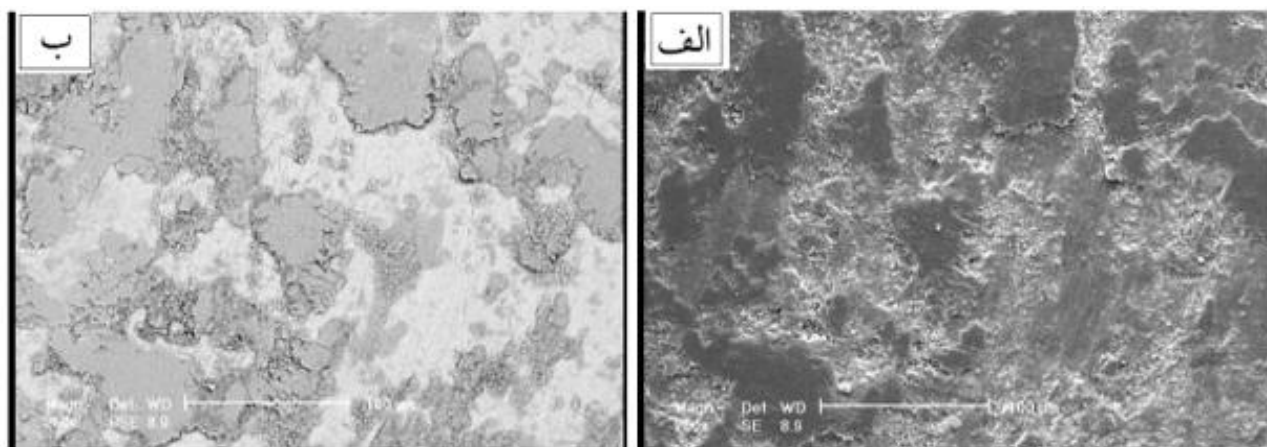
شکل (۱۵) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ذرات سایش را نشان می‌دهد که به صورت ورقه‌ای دارای لبه‌های کنگره‌ای بوده و تأیید کننده مکانیزم غالب سایش ورقه‌ای برای این نمونه می‌باشد. تصویر ارائه شده در شکل (۱۵) حضور هم‌زمان ذرات سایشی ورقه‌ای شکل به همراه ذرات بسیار ریز را نشان می‌دهد. این احتمال وجود دارد که وجود خرده‌های سایشی ریز دلالت بر سایش اکسیداسیون داشته باشد. این امر تأیید کننده مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی به شکل هم‌زمان برای این نمونه می‌باشد [۱۹].

در ادامه نتایج حاصل از آزمون‌های انجام شده بر نمونه‌های پوشش داده شده تحلیل خواهد شد. شکل (۱۶) تصویر

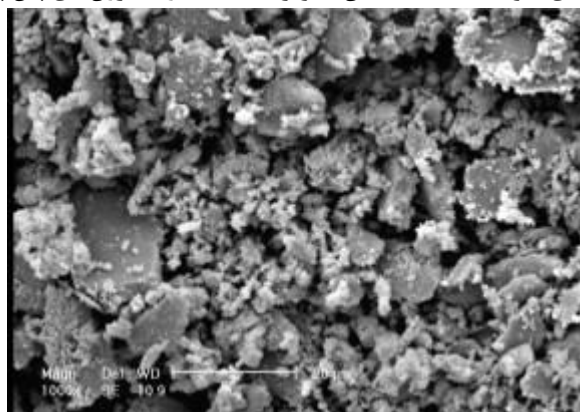
SE، اشاره نمود اما در تصاویر BSE، رخداد مکانیزم اکسیداسیون به صورت حضور فاز سیاه‌رنگی در لبه‌ها قابل مشاهده است که در صورت درست بودن احتمال مکانیزم اکسیداسیون، انجام آنالیز به صورت نقطه‌ای، حضور عناصر یکی از سطوح، به علاوه مقادیر قابل توجهی اکسیژن را تأیید می‌نماید. همچنین در شکل (۱۷) تصویر به دست آمده از ذرات ساییشی مربوط به همین نمونه‌ها نشان داده شده است.

این احتمال وجود دارد که خرده‌های ساییشی ریز دلالت بر ساییش اکسیداسیون داشته باشد. برای اطمینان بیشتر ذرات ریز حاصل از ساییش با استفاده از سیستم EDS میکروسکوپ الکترونی آنالیز گردید و نتیجه آن در شکل (۱۸) ارائه شده است.

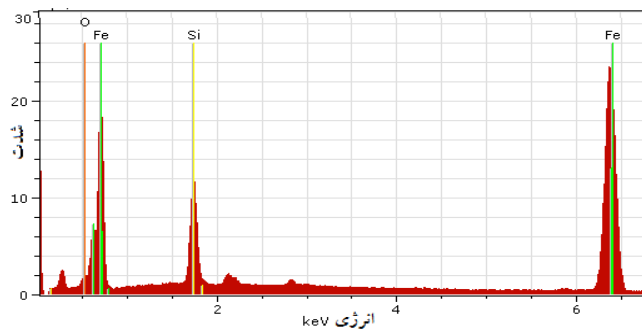
مواردی که یک سطح بسیار سخت، در برابر یک سطح با مقاومت ساییشی بسیار پایین، قرار گیرد. در این شرایط، عموماً مشخصه واضحی در تصاویر SE به تنهایی، قابل جستجو نیست و شاید، فقط آثاری از فشرده شدن و لهیدگی، بر روی سطح، قابل مشاهده باشد. در تصویر ۱۶- ب (BSE) حضور دو فاز، مشهود است که احتمال رخداد مکانیزم ساییش چسبان وجود دارد. به دلیل ایجاد سطوح تمیز در حین ساییش، خصوصاً در نمونه‌های فلزی، امکان واکنش‌دهی سطوح مذکور با اتمسفر و مواد در تماس، به شدت افزایش می‌یابد. عمومی‌ترین واکنشی که در شرایط مذکور رخ می‌دهد، اکسیداسیون است. معمولاً نمی‌توان به نشانه یا مشخصه تصویری خاصی برای مکانیزم ساییش اکسیداسیون در تصاویر



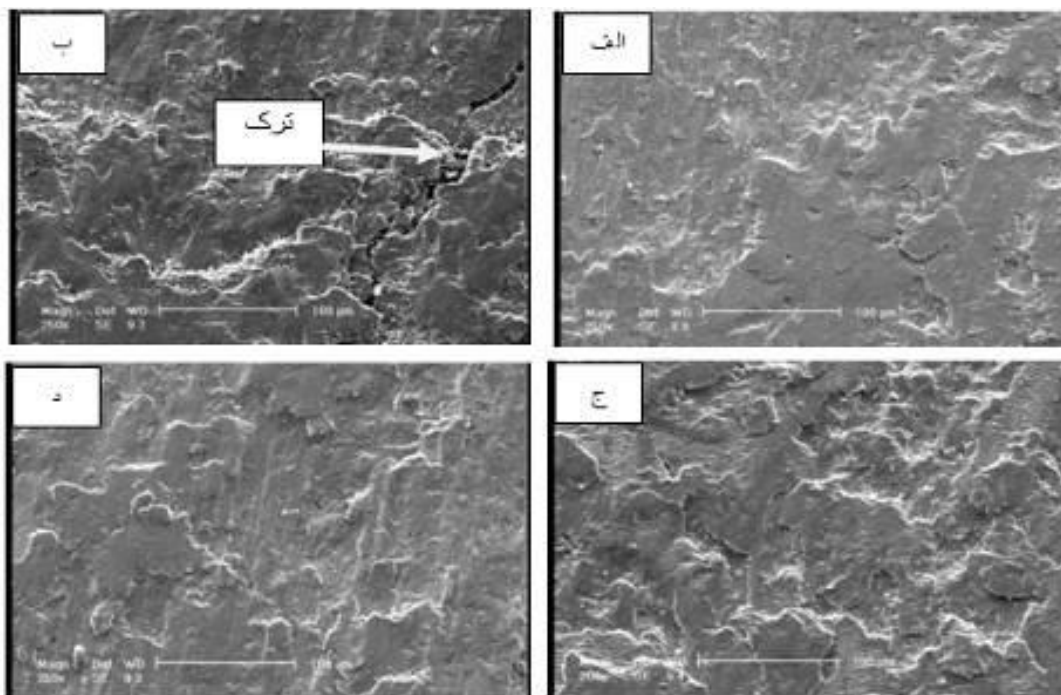
شکل ۱۶: تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح ساییش نمونه شماره ۲ (۴ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر)، تصویر به دست آمده از الکترون‌های ثانویه (SE)، (ب) همان تصویر با استفاده از الکترون‌های پس پراکنده شده (BSE).



شکل ۱۷: تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ذرات حاصل از ساییش نمونه ۲ (۴ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر).



شکل ۱۸: نتیجه آنالیز EDS ذرات ریز موجود در ذرات سایشی حاصل از آزمون سایش بر نمونه شماره ۲ (۴ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر).



شکل ۱۹: تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ها، الف) نمونه ۲ (۸ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر)، ب) نمونه ۴ (۱۲ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر)، ج) نمونه ۵ (۸ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۱۱۰ آمپر)، د) نمونه ۶ (۸ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۱۳۰ آمپر).

است که خروج آن از سطح، سخت و تأثیر گذاری مؤثر بر مکانیزم سایش رخ نداده است. در ادامه سطوح سایش مربوط به سایر نمونه‌ها بررسی گردید. شکل (۱۹) تصاویر میکروسکوپی الکترونی حاصل از سطح سایش نمونه‌های گروه ۳، ۴، ۵ و ۶ را نشان می‌دهد.

تصاویر "ب" و "ج" به نمونه‌های با سختی بالا مربوط است. آن‌گونه که در این تصاویر قابل مشاهده است، در سطح سایش

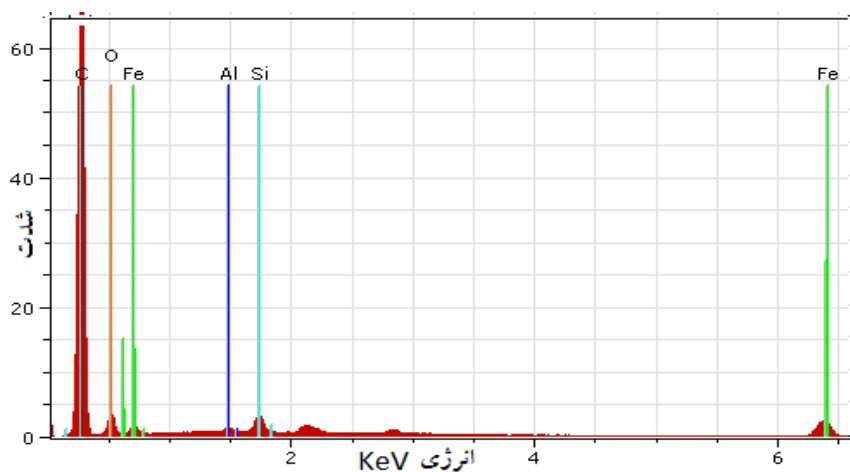
نتیجه آنالیز عنصری این ذرات سایشی نشان می‌دهد آنها از ترکیب اکسیژن و آهن تشکیل شده‌اند که خود تأیید کننده رخداد همزمان مکانیزم‌های سایش چسبان و اکسایش سطحی می‌باشد. در این رابطه، بررسی‌های ریز ساختاری این نمونه‌ها و کیفیت سطحی حاصل برای ذرات کاربید سیلیسیوم در حین فرآیند، که قبلاً به آن پرداخته شد، تأیید می‌نماید که ذرات کاربیدی به شکل قابل ملاحظه‌ای با زمینه در پیوند بوده‌اند. این امر به گونه‌ای بوده

سطحی نیز وجود دارد. اما میزان این خراش‌ها چندان زیاد نیست. لذا به نظر می‌رسد مکانیزم غالب ساییش در تمامی نمونه‌ها چسبان بوده و اکسایش سطحی و ساییش ورقه‌ای نیز رخ داده است. در همین رابطه سایر محققان نیز وجود این مکانیزم را تأیید کرده‌اند [۲۰]. آنچه در این مورد اهمیت دارد آن است که علیرغم وجود ذرات سخت سرامیکی درون زمینه‌ای نسبتاً نرم از فولاد کم کربن، مکانیزم ساییش خراشان مکانیزم غالب ساییش نبوده است. در این رابطه می‌توان، میزان نسبتاً پایین ذرات سخت وارد شده به زمینه و اتصال مناسب بین زمینه و ذرات را عامل این پدیده قلمداد نمود. از سوی دیگر وجود زمینه‌ای نرم حاوی مقدار فریت نسبتاً بالا می‌تواند عامل چسبندگی موضعی سطح نمونه‌ها به سطوح در تماس و رخداد ساییش چسبان باشد.

با عنایت به آنچه تا کنون ذکر گردید، می‌توان نتیجه گرفت، تغییر در پارامترهای فرآیند همچون میزان جریان مورد استفاده و سرعت پیشروی می‌تواند کنترل‌کننده حرارت ورودی باشد. نتایج نشان داد تغییر در حرارت ورودی مستقیماً بر میزان انحلال ذرات در حوضچه مذاب، نحوه اختلاط آنها با زمینه و در نتیجه میزان چسبندگی آنها به زمینه موثر است. از سوی دیگر میزان ذرات وارد شده به زمینه و کیفیت و مکانیزم اتصال زمینه به ذرات که تحت کنترل انحلال سطحی ذرات در زمینه است، کنترل‌کننده خواص مکانیکی و تریبولوژیکی از جمله رفتار ساییشی خواهد بود.

آثار کنده شدن لایه‌های سطحی توام با ترک خوردگی در سطح وجود دارد. سطحی که در معرض ساییش چسبان قرار گرفته است دارای سطحی با ظاهر لایه‌ای و دارای حفره است. تغییر رنگ سطح از دیگر نشانه‌های وقوع این نوع ساییش است. با توجه به مسیر ساییش دیده می‌شود که در سطح ساییش، مناطقی ایجاد شده که تغییر شکل پلاستیکی در آن رخ داده و در نتیجه این تغییر شکل پلاستیکی، ایجاد اتصالات موضعی در نواحی تماس و از هم گسیختگی این اتصالات در ادامه لغزش است. از این رو می‌توان نتیجه گرفت مکانیزم غالب در ساییش، مکانیزم ساییش چسبان بوده و احتمالاً ساییش ورقه‌ای و خراشان نیز رخ داده است. در شکل (۲۰) نتیجه آنالیز عنصری ذرات ساییشی حاصل از این نمونه‌ها نشان داده شده است. البته وجود این ریز ترک‌ها می‌تواند نتیجه کار سختی سطحی نیز باشد. این ترک‌ها در صورتی که در مراحل اولیه ساییش مشاهده شوند، می‌توانند در مراحل بعدی با کاهش شدید جرم همراه شوند. مشاهده ترک‌ها پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر البته می‌تواند نشان دهنده مقاومت بالای پوشش باشد. زیرا تنها به این دلیل است که پس از تحمل مسافت بالای ساییشی، این پدیده (ایجاد ترک‌های ناشی از کارسختی) در مراحل اولیه خود قرار دارد.

از سوی دیگر دقت در تصاویر "الف" و "د" شکل (۱۹) نشان می‌دهد، در سطح ساییش علاوه بر وجود آثار رخداد مکانیزم‌های ساییش ورقه‌ای و اکسایش سطحی، شیارهای ناشی از خراش



شکل ۲۰: نتیجه آنالیز EDS ذرات کاربیدی موجود در ذرات ساییشی حاصل از آزمون ساییش بر نمونه شماره ۴ (۱۲ درصد حجمی SiC و شدت جریان ۹۰ آمپر).

نتیجه‌گیری

اهم نتایج حاصل از این پژوهش به صورت زیر خلاصه می‌گردد:

- ۱) با استفاده از این شیوه، پوشش و فصل مشترک زیر لایه و پوشش، خالی از ترک و حفره قابل دستیابی بود.
- ۲) پوشش ایجاد شده دارای ساختاری دندریتی و ریز دانه همراه با تقویت کننده‌های کاربید سیلیسیوم در نواحی بین دندریتی بود.
- ۳) دامنه سختی پوشش ایجاد شده بر حسب شرایط ایجاد، در محدوده ۶۵۰ تا ۱۲۰۰ ویکرز قرار داشت.
- ۴) افزایش میزان تقویت کننده کاربید سیلیسیوم و کاهش حرارت ورودی منجر به افزایش سختی پوشش شد.
- ۵) رفتار سایشی پوشش‌ها با افزایش میزان تقویت کننده و کاهش حرارت ورودی بهبود یافت.
- ۶) مکانیسم سایش در نمونه بدون پوشش از نوع ورقه‌ای و اکسایش سطحی و در نمونه‌های پوشش داده شده ترکیبی از مکانیزم‌های ورقه‌ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان بود.

منابع و مراجع

- [7] Lin Y C, "Microstructure and tribological performance of Ti-6Al-4V cladding with SiC powder", Surface & Coatings Technology, 205, 2011, 5400-5405.
- [8] Nuri Celik O, Ulutun M, "Effects of graphite content on the microstructure and wear properties of an AISI 8620 steel surface modified by tungsten inert gas (TIG)", Surface & Coatings Technology, 206, 2011, 1423-1429.
- [9] ASTM A-106. "Standard specification for seamless carbon steel pipe for high temperature service", USA: ASTM International, 2011.
- [10] Tavares S S M, Pardal J, "Failure of ASTM A-106 Gr.B tube by creep and erosive wear", Engineering Failure Analyses, 26, 2012, 337-343.
- [11] Lippold J, Kotecki D, "Welding metalurgy and weld ability of stainless stells", John Wiley & Sons, New York, 2007.
- [12] K. Sindo, Welding Metallurgy, (1987).
- [13] Buytoz S, "Microstructural properties of SiC based hardfacing on low alloy steel", Surface & Coatings Technology, 200, 2006, 3734-3742.
- [14] Buchely M F, Gutierrez J C, "The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys", Wear, 259, 2005, 52-61.
- [15] Majumdar J, "Studies on compositionally graded silicon carbide dispersed composite surface on mild steel developed by laser surface cladding", 203, 2008, 505-512.
- [16] Yang, R., Liu, Z., "Study of in-situ synthesis TiCp/Ti composite coating on alloy Ti6Al4V by TIG cladding", Procedia Engineering, 36, 2013, 349-354.
- [17] Yang R, Liu Z, "Study of in-situ synthesis TiCp/Ti composite coating on alloy Ti6Al4V by TIG cladding", 36, 2012, 349-354.
- [18] Soner B, Mustafa U, Dry sliding wear behavior of TIG welding clad WC composite coatings, Applied Surface Science, 252, 1313-1323, 2005.
- [19] Lin Y C, "Elucidating the microstructure and wear behavior of tungsten carbide", Journal of Materials Processing Technology, 210, 2010, 219-225.
- [20] Amini K, Akhbarizadeh A, "Investigating the effect of the quench environment on the final microstructure and wear behavior of 1.2080 tool steel after deepcryogenic heat treatment", Materials and design, 45, 2013, 316-322.
- [1] Buytoz S, Yildirim M M, Eren H, "Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc synthesized Fe-Cr-C coating on AISI 4340", Materials Letters, 59, 2005, 607-614.
- [2] Udhayabanu V, Ravi K R, "Synthesis of in-situ NiAl-Al₂O₃ nanocomposite by reactive milling and subsequent heat treatment", Intermetallics, 18, 2010, 353-358.
- [3] Madadi F, Ashrafizadeh F, Shamanian M, "Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM", Journal of Alloy and Compounds, 510, 2012, 71-77.
- [4] Chen Y C, "Reinforcements affect mechanical properties and wear haviors of WC clad layer by gas tungsten arc welding", Materials and Design, 45, 2013, 6-14.
- [5] Lin Y C, Chen H M, "Analysis of microstructure and wear performance of SiC clad layer on SKD61 die steel after gas tungsten arc welding", Materials and Design, 47, 2013, 828-835.
- [6] Buytoz S, Ulutan M, "In situ synthesis of SiC reinforced