

## ریز ساختار، سختی و مقاومت به سایش لایه سخت حاوی ذرات کاربید سیلیسیوم روی فولاد

### ASTM A106 ایجاد شده به روش جوشکاری GTAW

حسین مظاهری<sup>۱\*</sup>، علیرضا اعلائی<sup>۲</sup> و محمود فاضل<sup>۳</sup>

#### چکیده

در این پژوهش امکان ایجاد لایه کامپوزیتی حاوی ذرات کاربید سیلیسیوم بر روی فولاد ASTM A106 با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن- گاز مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور ذرات کاربید سیلیسیوم با درصد حجمی مشخص، روی سطح فولاد مورد نظر به صورت پیش نشست قرار داده شد و در ادامه عملیات ذوب سطحی با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن- گاز انجام گرفت. مطالعه ریز ساختار پوشش ایجاد شده به وسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) همراه با آنالیز نقطه‌ای و بررسی‌های فاز شناسی توسط پراش پرتو ایکس (XRD) انجام گرفت. نتایج نشان داد که پوشش حاصله ساختار دندریتی همراه با تقویت کننده کاربید سیلیسیوم را دارا است. افزایش سختی سطحی و بهبود رفتار سایشی پوشش ایجاد شده به تشکیل این ساختار مربوط گردید. ارزیابی خواص مکانیکی لایه‌های سطحی نیز به وسیله آزمون‌های ریز سختی سنجی و سایش به صورت رفت و برگشتی صورت پذیرفت. مشاهده شد که به واسطه حضور فاز SiC در لایه‌های سطحی، سختی پوشش‌های ایجاد شده بین ۶۵۰ تا ۱۲۰۰ ویکرز به نسبت مقدار ذرات وارد شده در نوسان است که نسبت به نمونه بدون پوشش با سختی حدود ۲۰۰ ویکرز افزایش بالایی را نشان داد. یافته‌های آزمون‌های سایش نیز نشان داد که مقاومت به سایش پوشش‌های ایجاد شده در مقایسه با نمونه بدون پوشش به مقدار قابل توجهی بهبود یافته است.

**واژه‌های کلیدی:** جوشکاری قوسی تنگستن- گاز، سختی، مقاومت به سایش، کامپوزیت فولاد/کاربید سیلیسیوم.

۱- کارشناسی ارشد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف‌آباد، گروه مواد، نجف‌آباد، ایران.

۲- استادیار دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف‌آباد، گروه مواد، نجف‌آباد، ایران.

۳- استادیار دانشگاه پیام نور، بخش فنی و مهندسی، گروه مهندسی مکانیک، اصفهان، ایران.

\* نویسنده مسئول مقاله: Mazaheri2646@gmail.com

## پیشگفتار

سایش یکی از پدیده‌های تخریب سطحی قطعات صنعتی و سازه‌ها می‌باشد که ممکن است گاهی منجر به شکست فاجعه آمیز در آن‌ها گردد. بیش‌تر روش‌های مهندسی سطح را می‌توان جهت پوشش‌دهی مواد گوناگون به کار برد. روش‌هایی مانند کربوره کردن، نیترووره کردن، رسوب فیزیکی بخار<sup>۱</sup> (PVD) و رسوب شیمیایی بخار<sup>۲</sup> (CVD) که برای بدست آوردن یک سطح سخت و مقاوم به سایش بکار می‌روند. یکی از روش‌های افزایش سختی و مقاومت به سایش فولاد، ذوب و آلیاژ سازی سطح آن به وسیله منبع با چگالی بالای انرژی مانند پرتو لیزر، پرتو الکترونی و یا قوس جوشکاری<sup>۳</sup> TIG است [۱-۲].

در سال‌های اخیر آلیاژ سازی سطحی یا ایجاد لایه مرکب سطحی با استفاده از فرآیندهایی نظیر جوشکاری قوسی تنگستن- گاز مورد توجه قرار گرفته است. برای مثال سانر<sup>۴</sup> و همکاران سطح فولاد زنگ نزن AISI 304 را با پودر SiC به روش جوشکاری قوسی تنگستن- گاز پوشش دادند. نتایج بدست آمده به وسیله آن‌ها نشان داد که می‌توان با ترکیب ثابت پودر اولیه و فقط با کاهش حرارت ورودی و افزایش مقدار پودر استفاده شده، ناحیه ذوب در زیر لایه را به کم‌ترین حد رساند و مقدار رقت را کمینه کرد. با این کار ساختار هیپوئوتکتیک سطحی به ساختار هایپریوتکتیک در سطح تبدیل خواهد شد. این رخداد منجر به افزایش سختی و مقاومت به سایش خواهد شد. بیشینه سختی بدست آمده در سطح به وسیله این پژوهشگران به حضور کاربیدهای  $M_7C_3$  پراکنده در سطح فولاد نسبت داده شده است [۳]. اسمان<sup>۵</sup> و همکاران نیز در پژوهشی دیگر، ذرات SiC را با روش جوشکاری قوسی تنگستن- گاز در لایه سطحی فولاد AISI 8620 وارد کردند. نتایج بدست آمده از این مطالعه نشان داد ساختار تازه شکل گرفته در سطح فولاد می‌تواند مقاومت به سایش و سختی سطح را بهبود بخشد [۴]. در همین رابطه یانگ<sup>۶</sup> 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 بدست آورد که پوشش یکنواخت، متراکم و تقریباً عاری از نقص بوده و باعث افزایش قابل توجه سختی خواهد شد [۵].

ویژگی‌های انحصاری روش GTAW عبارتند از: ضخامت زیاد پوشش، نرخ رسوب گذاری بالا، چسبندگی خوب پوشش به زیرلایه به دلیل برقراری پیوندهای متالورژیکی و همچنین، سهولت مراحل تولید که سبب گستردگی کاربرد آن برای پوشش‌دهی قطعات شده است. این روش نسبتاً ارزان بوده و در اغلب کارگاههای جوشکاری در دسترس است [۶]. در این روش عناصر آلیاژی هم‌چون کرم، کربن، کبالت و مولیبدن یا ذرات سخت سرامیکی نظیر SiC،  $B_4C$ ، WC و  $Al_2O_3$  به حوضچه مذاب افزوده می‌شوند، تا لایه‌های سطحی آلیاژی و یا کامپوزیتی سخت ایجاد کنند [۷]. فولاد مقاوم به حرارت ASTM A106 Gr.B در صنایع نفت، پتروشیمی و شیمیایی به دلیل پایداری در شرایط سرویس‌دهی با دمای بالا، دارای کاربرد بسیار وسیعی است، ولی سختی و مقاومت به سایش ضعیف، محدودیت‌هایی را برای این فولاد ایجاد کرده است [۸-۹]. در این پژوهش از روش جوشکاری GTAW به منظور رویه سختی و ایجاد لایه کامپوزیتی حاوی ذرات SiC روی سطح فولاد ASTM A106 Gr.B استفاده گردید و تاثیر تغییر درصد حجمی SiC و تغییر شدت جریان جوشکاری بر ساختار، سختی و رفتار سایشی پوشش مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت.

## روش پژوهش

در این پژوهش از فولاد ASTM A106 Gr.B (معادل با فولاد St 45.8 بر اساس استاندارد DIN) با ابعاد  $۱۵۰ \times ۴۵ \times ۸$  میلی‌متر به عنوان زیر لایه استفاده شد. پیش از جوشکاری این قطعات تا سنباده گرید ۳۲۰ سنباده زده شده و سپس به وسیله الکل و استن تمیز شد تا آلودگی‌های سطحی آن برطرف شود. اسپکتروگرافی نشر نوری انجام شده روی این نمونه در جدول ۱ و ریز ساختار

<sup>1</sup>- Physical vapour deposition

<sup>2</sup>- Chemical vapour deposition

<sup>3</sup>- Tungsten inert gas welding

<sup>4</sup>- Soner

<sup>5</sup>- Osman

هشت درصد حجمی SiC پوشش داده شده‌اند، شدت جریان تغییر و برابر با ۱۱۰ آمپر برای نمونه ۵ و ۱۳۰ آمپر برای نمونه ۶ در نظر گرفته شده است. چگونگی محاسبه درصد حجمی SiC در جدول ۲ شرح داده شده است.

بمنظور چسباندن پودر یاد شده روی نمونه‌های فولادی، پودر با مقدار کمی الکل به عنوان چسب آغشته و روی سطح نمونه‌ها با ابعاد  $13 \times 1.2 \times 0.6$  میلی‌متر با استفاده از شابلون‌های مقوایی اعمال گردید. سپس نمونه‌ها به مدت یک ساعت در هوای آزاد قرار گرفته و خشک شدند. به منظور تامین انرژی ذوب سطحی از یک دستگاه جوش با

میکروسکوپی آن شامل فریت و پرلیت در شکل ۱ ارایه شده است.

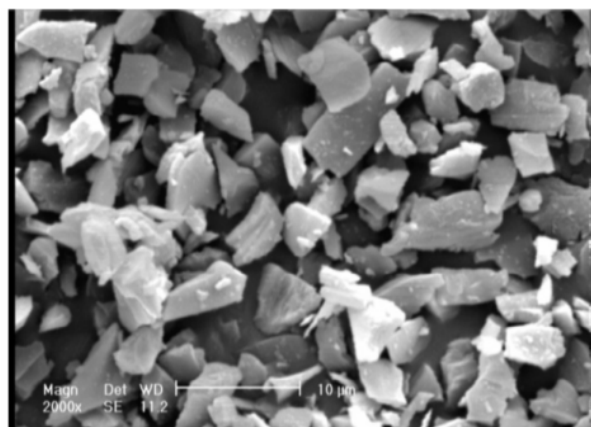
هم‌چنین، برای رویه کاری از پودر کاربید سیلیسیوم با میانگین اندازه ذرات ۳ تا ۴ میکرومتر و خلوص ۹۹٪ بر اساس با شکل ۲ استفاده شد. نمونه ۱ به عنوان نمونه خام و بدون انجام عملیات پوشش‌دهی در نظر گرفته شد. نمونه ۲ با چهار درصد حجمی SiC، نمونه ۳ با هشت درصد حجمی SiC، نمونه ۴ با دوازده درصد حجمی SiC و نمونه ۵ و ۶ نیز با هشت درصد حجمی SiC پوشش داده شدند. در نمونه‌های ۲، ۳ و ۴، درصد حجمی SiC تغییر کرده و شدت جریان ثابت و برابر با ۹۰ آمپر در نظر گرفته شد. هم‌چنین، در نمونه‌های ۵ و ۶ نیز که مانند نمونه ۳ با

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد ASTM A106-Gr.B

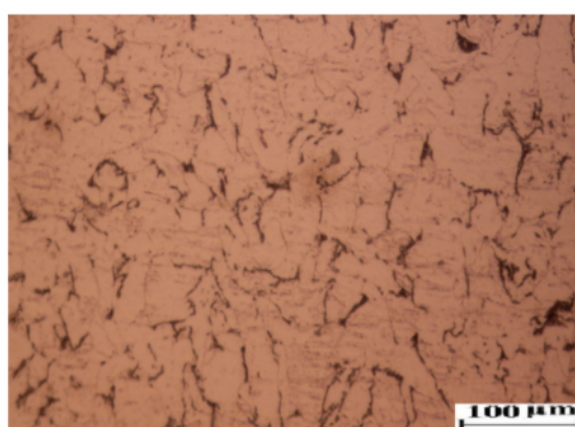
عنصر	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	Sn	Fe
درصد	۰/۱۲	۰/۱۶	۰/۴۸	۰/۰۰۶	۰/۰۰۵	۰/۰۹۸	۰/۰۳	۰/۱۰	۰/۰۳۱	۰/۱۱	۰/۰۱	۰/۰۰۳	۰/۰۱۲	بقیه

جدول ۲- محاسبه درصد حجمی گوناگون SiC

شماره نمونه	درصد حجمی SiC	روش محاسبه
۱	-	-
۲	۴	$\rho=m/v, m=\rho \times v, m_2=(3.21 \text{ g/cm}^3) \times (13\text{cm} \times 1.2\text{cm} \times 0.6\text{cm}) \times 0.04=1.2\text{g}$
۳	۸	$\rho=m/v, m=\rho \times v, m_3=(3.21 \text{ g/cm}^3) \times (13\text{cm} \times 1.2\text{cm} \times 0.6\text{cm}) \times 0.08=2.4\text{g}$
۴	۱۲	$\rho=m/v, m=\rho \times v, m_4=(3.21 \text{ g/cm}^3) \times (13\text{cm} \times 1.2\text{cm} \times 0.6\text{cm}) \times 0.12=3.6\text{g}$
۵	۸	$\rho=m/v, m=\rho \times v, m_5=(3.21 \text{ g/cm}^3) \times (13\text{cm} \times 1.2\text{cm} \times 0.6\text{cm}) \times 0.08=2.4\text{g}$
۶	۸	$\rho=m/v, m=\rho \times v, m_6=(3.21 \text{ g/cm}^3) \times (13\text{cm} \times 1.2\text{cm} \times 0.6\text{cm}) \times 0.08=2.4\text{g}$



شکل ۲- تصویر SEM پودر SiC



شکل ۱- ریزساختار فولاد ASTM A106-Gr.B

۱۵۰ نیوتن انجام گرفت که پس از طی مسافت‌های ۵۰، ۵۰، ۱۰۰، ۱۰۰، ۱۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰ متر (بر اساس استاندارد آزمون سایش) کاهش وزن نمونه‌ها به وسیله ترازوی GIBERTINIE 42 S-B با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم اندازه گیری شد.

## نتایج و بحث

### بررسی ریز ساختار

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 بیان دیگر، با استفاده از این روش لایه کامپوزیتی متراکم، با کیفیت و با نفوذ کامل لایه پیش نشانی شده به زیر لایه فولادی بدست آمده است. نتایج گزارش شده از مطالعات سایر پژوهشگران نیز همین نتیجه را در پی داشته است [۱۰]. هم‌چنین، شکل ۵ تصاویر میکروسکوپی از ریز ساختار پوشش در بزرگنمایی بالاتر را نشان می‌دهد. بررسی این تصاویر مشخص می‌کند که پوشش ایجاد شده ساختار دندریتی 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. بنابراین 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 دندریتی است. آن‌گونه که سایر پژوهشگران نیز به آن اشاره داشته‌اند [۱۱]. بررسی‌های دقیق‌تر نشان داد، ذرات کاربید سیلیسیوم وارد شده به لایه سطحی در میان شاخه‌های دندریتی قرار گرفته‌اند. تصویر ارایه شده در شکل ۶ حضور مقدار قابل توجه از ذرات کاربید سیلیسیوم در ساختار پوشش را به وضوح نشان می‌دهد. هم‌چنین، دیده می‌شود، این ذرات که پیش از استفاده، سطحی کاملاً مسطح

قوس تنگستن (GTAW) استفاده شد. گاز محافظ از نوع آرگون خالص با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد بود. اندازه قطر الکتروود تنگستن مورد استفاده ۲/۴ میلی‌متر و شکل نوک الکتروود مخروطی با نسبت ۳ به ۱ بود. عملیات ذوب سطحی با استفاده از جوشکاری قوسی تنگستن - گاز در شرایط گوناگون بر اساس جدول ۳ در یک پاس انجام شد. مقدار جریان گاز محافظ خروجی از مشعل ۸ لیتر بر دقیقه و نوع جریان DCEN<sup>۱</sup> انتخاب گردید. شماتیک روش مورد استفاده در شکل ۳ نشان داده شده است.

بمنظور بررسی متالورژیکی با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری، نمونه‌های پوشش داده شده از مقطع عرضی بریده شدند و پس از قرار گیری در مانت مورد سنباده‌زنی تا کاغذ سنباده ۲۵۰۰ و پولیش تا زیر ۱ میکرون قرار گرفتند. محلول اچ مورد استفاده نایتال ۴ درصد (۹۶ میلی‌لیتر الکل + ۴ میلی‌لیتر اسید نیتریک مولار) انتخاب گردید. جهت شناسایی فازهای ایجاد شده طی فرآیند پوشش‌دهی، از پراش پرتو ایکس به وسیله دستگاه تفرق اشعه ایکس (Philips X-pert) روی سطح قطعه استفاده شد. بدین منظور، زاویه پراش از ۱۰ تا ۱۰۰ و نرخ روبش ۰/۰۷ درجه بر دقیقه انتخاب شد. آند لامپ پرتوی ایکس مورد استفاده از جنس مس بوده و طول موج پرتوی ایکس تولیدی ۱/۵۴۲ آنگستروم می‌باشد. نیمرخ سختی از سطح به سمت فلز پایه و در مقطع عرضی پوشش ایجاد شده به وسیله ریز سختی سنجی و با فرورونده ویکرز با بار اعمالی ۱۰۰ گرم در مدت زمان اعمال ۵ ثانیه بدست آمد. در انتها نیز برای بررسی رفتار سایشی نمونه‌های پوشش داده شده و مقایسه آن‌ها با نمونه بدون پوشش، آزمون سایش خشک به صورت رفت و برگشت بر اساس استاندارد ASTM G 133-95 در دمای محیط انجام گرفت. پین مورد استفاده در این آزمون از جنس فولاد بلبرینگ DIN ۵۲۱۰۰ با سختی حدود ۶۴ راکول سی، ارتفاع ۵۰ میلی‌متر و شعاع عرقچین ۵ میلی‌متر بود که در یک مسیر رفت و برگشتی به طول ۸ سانتی‌متر و با سرعتی معادل ۰/۱۴ متر بر ثانیه بر روی نمونه سایش حرکت می‌کرد. آزمون سایش زیر بار ثابت

<sup>1</sup>-Direct current electrode negative

مشاهده می‌گردد. ناصافی سطح ذرات و کاهش ابعاد می‌تواند به دلیل انحلال بخشی از کاربید سیلیسیوم در آهن باشد. شکل ۷ ریز ساختار بخشی از پوشش ایجاد شده روی نمونه ۲ را در بزرگ‌نمایی بالاتر نشان می‌دهد.

داشته‌اند (شکل ۳) پس از طی فرآیند و قرار گیری در لایه سطحی دارای سطحی نایکنواخت و ناصاف شده‌اند. این امر در تصویر ارایه شده در شکل ۶ به خوبی مشاهده می‌شود.

همچنین، در برخی از ذرات کاهش محسوس ابعادی

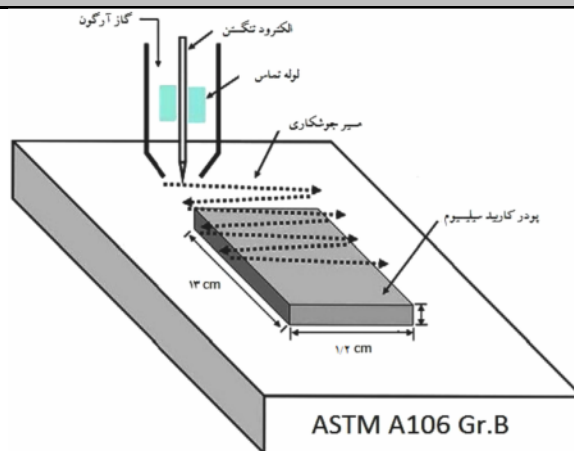
جدول ۳- پارمترهای فرآیند رویه‌سختی به روش GTAW.

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)

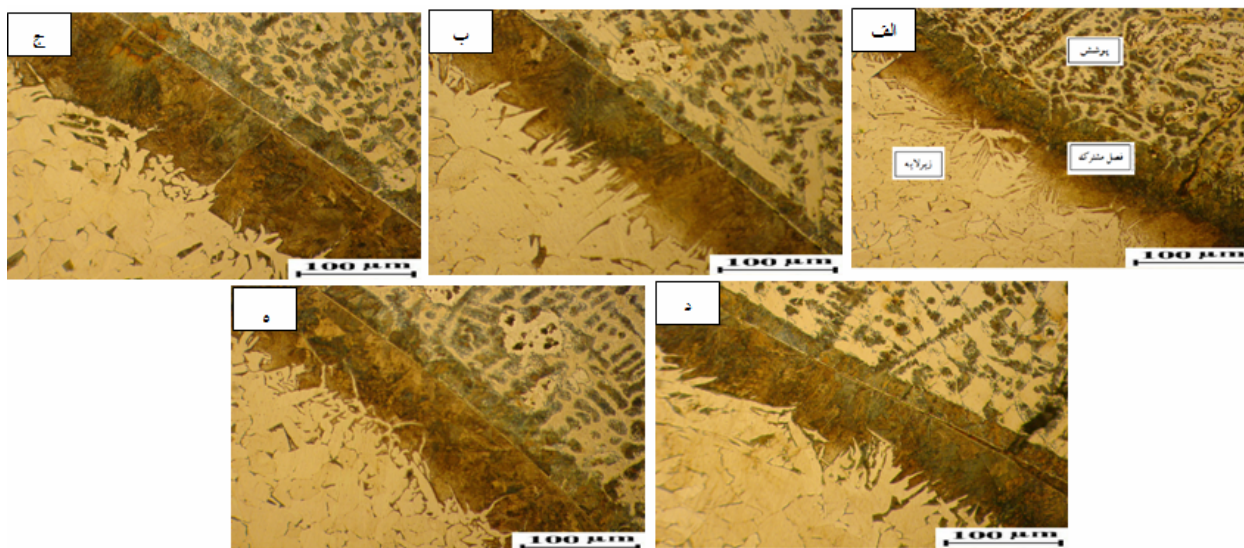
سرعت جوشکاری (۴۸/۰\*ولتاژ\*شدت جریان)=حرارت ورودی [۴].

در نمونه‌های ۲، ۳ و ۴ به دلیل ثابت بودن شدت جریان و افزایش درصد حجمی SiC و در نتیجه کاهش سرعت جوشکاری، مقدار حرارت ورودی افزایش یافته است، اما در نمونه‌های ۵ و ۶ که همانند نمونه ۳ با هشت درصد حجمی SiC پوشش داده شده‌اند، افزایش شدت جریان و از سوی دیگر، افزایش سرعت جوشکاری، باعث تغییر حرارت ورودی به این سه نمونه (نمونه‌های ۳، ۵ و ۶) شده است.

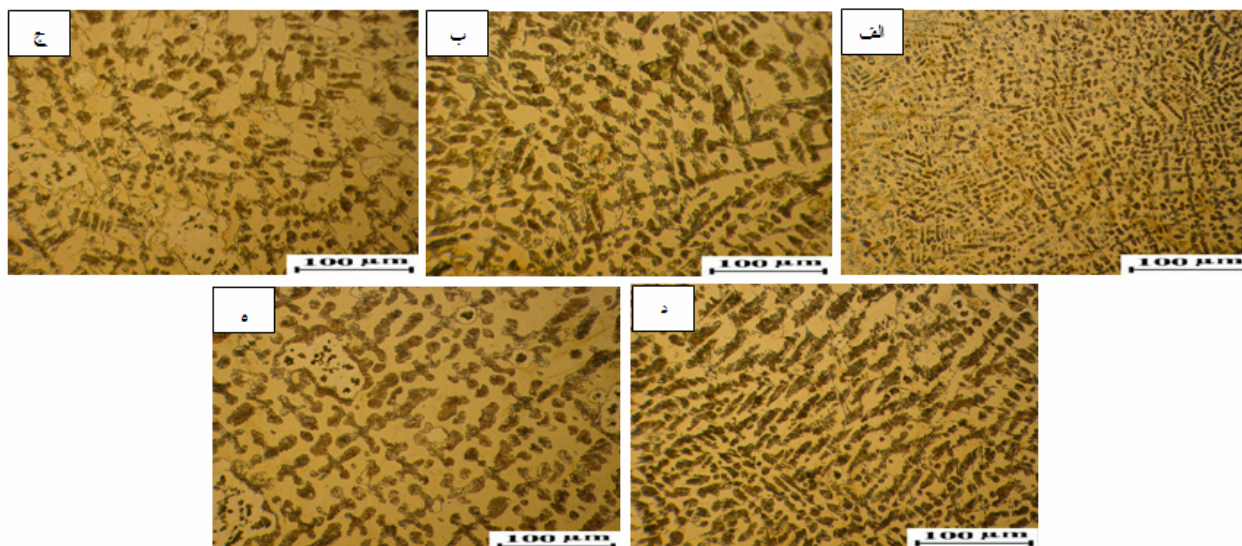


شکل ۷- شماتیک روش مورد استفاده.

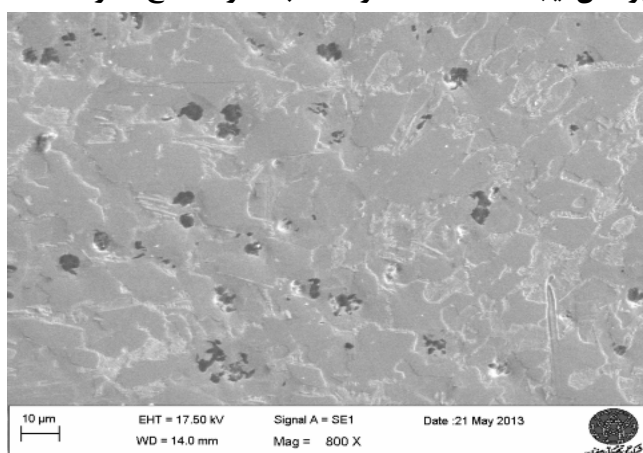




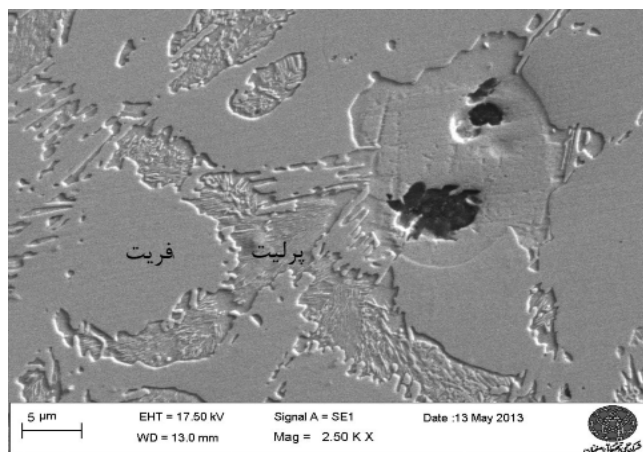
شکل ۴- مقطع جانبی نمونه‌های پوشش داده شده در بزرگنمایی کم نشان‌دهنده پوشش یکنواخت و بدون ترک (الف) نمونه ۲، (ب) نمونه ۳، (ج) نمونه ۴، (د) نمونه ۵، (ه) نمونه ۶.



شکل ۵- ریز ساختار پوشش ایجاد شده (الف) نمونه ۲، (ب) نمونه ۳، (ج) نمونه ۴، (د) نمونه ۵، (ه) نمونه ۶.



شکل ۶- از ریز ساختار پوشش ایجاد شده روی نمونه ۲.



شکل ۷- ریزساختار پوشش ایجاد شده روی نمونه ۲.

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 مقدار پرلیت و نیز دانه‌های ریز ایجاد شده تحت شرایط انجمادی سریع جوشکاری، از سختی بالایی (در محدوده HV ۶۵۰-۱۲۰۰) برخوردار هستند. این شرایط می‌تواند مقاومت بالا در برابر سایش را در پی داشته باشد.

نمودارهای مربوط به نیمرخ 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 مورد عملیات سطحی قرار گرفته‌اند (بر اساس جدول ۳)، 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. در این رابطه پژوهشگران دیگر [۱۴] نیز نتایج مشابهی را ارائه کرده‌اند.

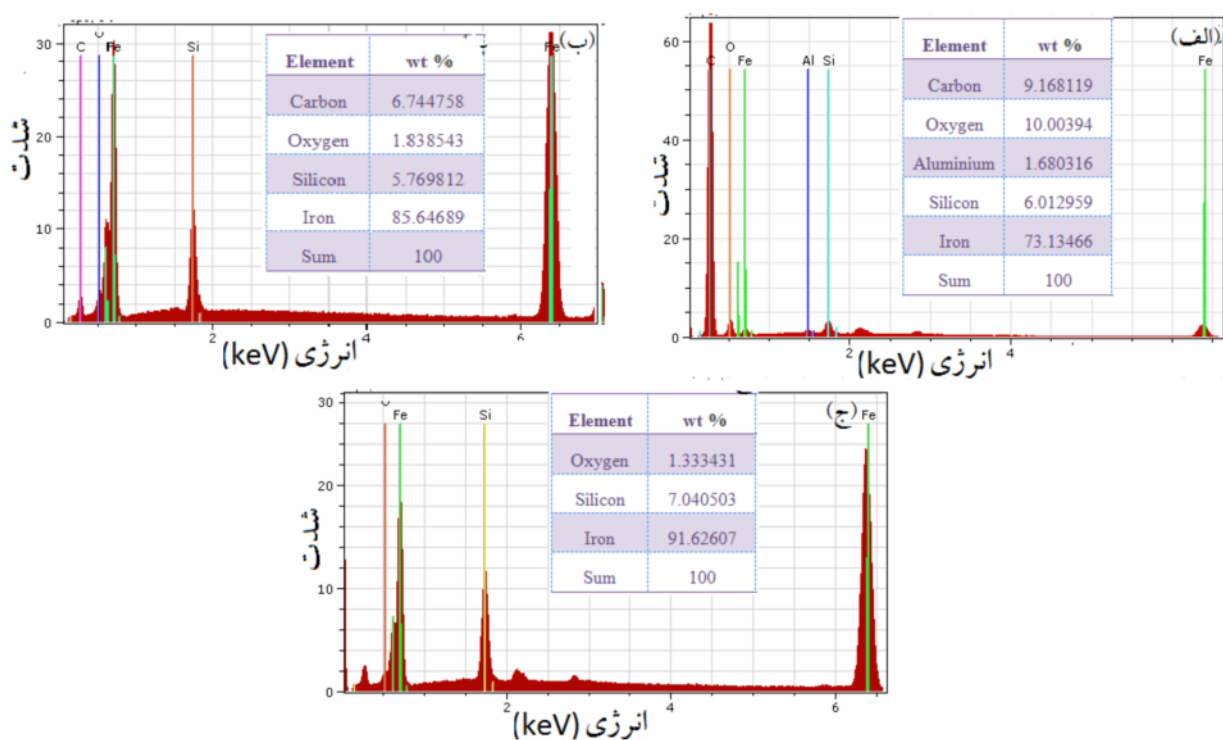
#### نتایج بررسی تفرق اشعه ایکس

در این بخش به بررسی فازهای تشکیل شده، پرداخته شده است. شکل ۱۰ الگوی پراش پرتو ایکس نمونه ۴ را نشان می‌دهد. به گونه ای که در این تصویر مشخص است، فازهای  $Fe_2O_3$  و  $SiC$  فازهای اصلی تشکیل دهنده پوشش هستند.

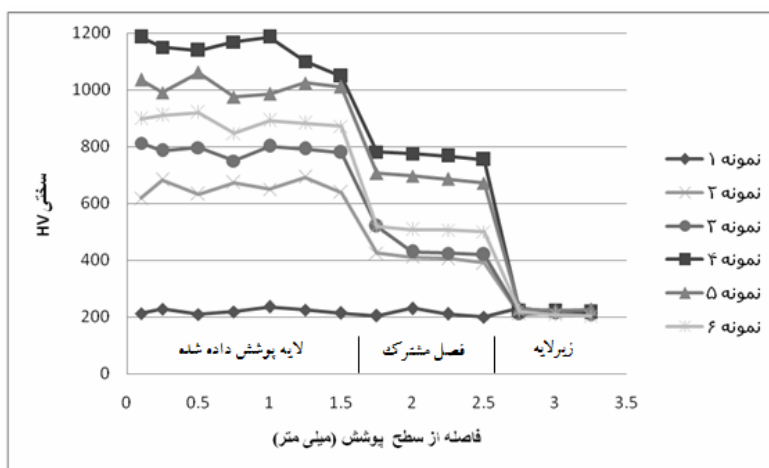
در این تصویر دانه‌های فریت، کولونی‌های پرلیت و ذرات کاربید سیلیسیوم به خوبی قابل تشخیص هستند. دیده می‌شود، با وجود مقدار کربن کم فولاد مورد استفاده، مقدار پرلیت تشکیل شده در پوشش بیش از مقدار مورد انتظار است. حضور این پدیده را می‌توان به انحلال بخشی از ذرات کاربید سیلیسیوم و ورود کربن به مذاب دانست. 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 ۸ ارائه شده است، نشان می‌دهد که این مناطق از کربن و سیلیسیوم غنی هستند. این امر به وسیله سایر پژوهشگران نیز گزارش شده است [۱۳]. 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 نقشی مهم در ایجاد یک کامپوزیت سطحی و عدم جدایش ذرات حین فرآیند با وجود تفاوت در چگالی این دو ماده داشته است.

#### نتایج بدست آمده از آزمون سختی سنجی

نتایج بدست آمده از ریز سختی پوشش‌های ایجاد شده در طی این پژوهش در شکل ۹ ارائه شده است. همان

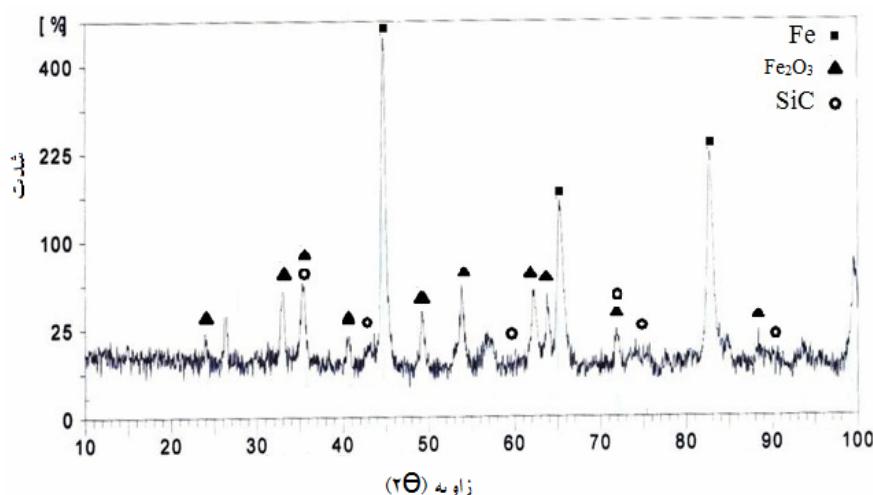


شکل ۸- نتایج آنالیز EDS بخش‌هایی از پوشش ایجاد شده روی نمونه ۲: (الف) ذرات کاربید، (ب) فریت اطراف ذرات (ج) سمانتیت اطراف ذرات.



شکل ۹- سختی سطح مقطع عرضی نمونه‌های پوشش داده شده.





شکل ۱۰- الگوی پراش پرتو ایکس از نمونه ۴.

نمودارهای کاهش وزن بر حسب مسافت سایش نشان می‌دهند، آن‌چه در مقدار مقاومت به سایش نمونه‌ها اهمیت داشته است، مقدار مطلق سختی بوده است. به گونه‌ای که نمونه‌های شماره ۳، ۵ و ۶ با وجود 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 مقدار ذرات سخت کاربیدی و افزایش قابل ملاحظه در سهم این ذرات از سختی کلی پوشش، مقدار مقاومت به سایش به مقدار زیاد تقویت شده است. فاصله نتایج حاصل، بویژه 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 ۱۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ناشی 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 روی سطح تشکیل شده و در آستانه جدا شدن بوده‌اند. این امر می‌تواند بر رخداد مکانیزم سایش ورقه‌ای دلالت داشته باشد. همچنین، در بخش‌هایی از این سطح سایش، آثار اکسایش سطحی و ایجاد ذرات بسیار ریز اکسیدی مشاهده می‌شود. شکل ۱۳ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ذرات سایشی ناشی از آزمون انجام شده بر این نمونه را نشان می‌دهد.

مشاهده می‌شود که فاز SiC در لایه آلیاژ شده به مقدار بسیار کمی وجود دارد، که این موضوع به دلیل تجزیه پودر SiC در اثر دمای بالای قوس است. با توجه به مطالعات پیشین انجام شده، احتمال حضور فازهایی مانند  $Fe_3Si$ ،  $Fe_5Si_2$ ،  $FeSi$  و کاربیدهای  $M_7C_3$  در ساختار وجود دارد، ولی از آن‌جایی که 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 [۱۵]. در خصوص حضور اکسید آهن نیز باید دانست که در هر صورت در حین فرآیند، آهن مذاب با هوا در تماس بوده و به مقدار قابل توجه ذرات اکسید آهن احتمال تشکیل داشته است [۱۳].

#### رفتار تریبولوژیکی

بررسی رفتار سایشی نمونه‌های پوشش‌دهی شده نتایج جالبی را به همراه داشت. شکل ۱۱ نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت طی شده برای نمونه‌های آزمون سایش را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با افزایش مسافت طی شده مقدار 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 که به وسیله پژوهشگران دیگر نیز گزارش شده است [۱۵] دور از انتظار نمی‌باشد. این در حالی است که در سایر نمونه‌ها و با افزایش سختی، مقدار مقاومت در برابر سایش افزایش یافته است. آن‌گونه که

شکل ۱۶ ارایه شده است. نتیجه آنالیز عنصری این ذرات سایشی نشان می‌دهد آن‌ها از ترکیب اکسیژن و آهن تشکیل شده‌اند که خود تأیید کننده رخداد هم‌زمان مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی می‌باشد.

در این رابطه، بررسی‌های ریز ساختاری این نمونه‌ها و کیفیت سطحی حاصل برای ذرات کاربید سیلیسیوم در حین فرآیند که پیش‌تر به آن پرداخته شد، تأیید می‌کند که ذرات کاربیدی به شکل قابل ملاحظه‌ای با زمینه در پیوند بوده‌اند. این امر به گونه‌ای بوده است که خروج آن‌ها از سطح سخت و تأثیر گذاری مؤثر بر مکانیزم سایش رخ نداده است.

در ادامه سطوح سایش مربوط به سایر نمونه‌ها بررسی گردید. شکل ۱۷ 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، آثار کنده شدن لایه‌های سطحی توأم با ترک خوردگی در سطح وجود دارد.

این بدان معنی است که هم‌چنان مکانیزم سایش ورقه‌ای به احتمال زیاد، به همراه سایش چسبان و خراشان رخ داده است. بویژه آن‌که در میان ذرات سطحی ناشی از سایش این نمونه‌ها ذرات کاربید سیلیسیوم مشاهده شدند. در شکل ۱۸ نتیجه آنالیز عنصری ذرات سایشی ناشی از این نمونه‌ها نشان داده شده است. البته، وجود این ریز ترک‌ها می‌تواند نتیجه کار سختی سطحی نیز باشد.

این ترک‌ها اگر در مراحل اولیه سایش 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 سایشی، این پدیده (ایجاد ترک‌های ناشی از کارسختی) در مراحل اولیه خود قرار دارد.

از سوی دیگر، دقت در تصاویر "الف" و "د" شکل ۱۷ نشان می‌دهد، در سطح سایش افزون بر وجود آثار رخداد مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی، شیارهای ناشی از خراش سطحی نیز وجود دارد، اما مقدار این خراش‌ها چندان زیاد نیست.

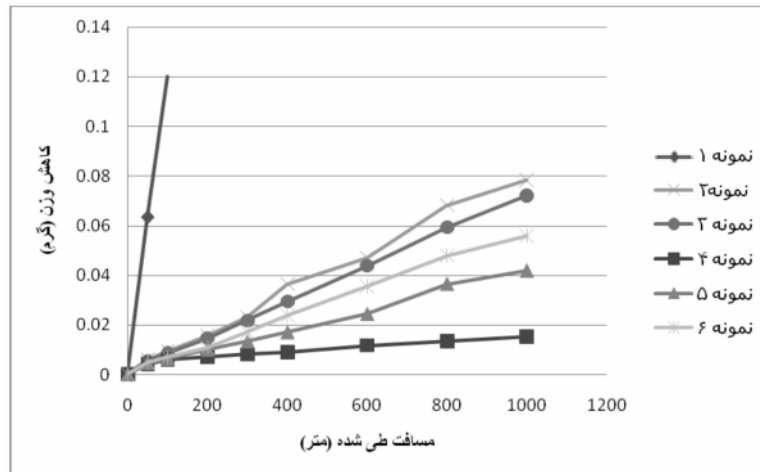
تصویر ارایه شده در شکل ۱۳ حضور هم‌زمان ذرات سایشی ورقه‌ای شکل به همراه ذرات بسیار ریز اکسیدی را نشان می‌دهد. این امر تأیید کننده مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی به شکل هم‌زمان برای این نمونه می‌باشد. معمولاً نمی‌توان به نشانه یا مشخصه تصویری خاصی برای مکانیزم سایش اکسیداسیون در تصاویر<sup>۱</sup> SE، اشاره نمود، اما در تصاویر<sup>۲</sup> BSE، رخداد مکانیزم اکسیداسیون به صورت حضور فاز سیاه‌رنگی در لبه‌ها قابل مشاهده است که در صورت درست بودن احتمال مکانیزم اکسیداسیون، انجام آنالیز نیز حضور عناصر یکی از سطوح، به افزون بر مقادیر قابل توجهی اکسیژن را تأیید می‌کند. چنین پدیده‌ای در پژوهش‌های سایر پژوهشگران [۱۶] نیز پیش‌تر گزارش شده است. در ادامه نتایج ناشی از آزمون‌های انجام شده بر نمونه‌های پوشش داده شده تحلیل خواهد شد.

شکل ۱۴ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه شماره ۲ پس از انجام آزمون سایش را نشان می‌دهد. دقت در تصویر ۱۴ آثار خراشیدگی و کندگی بر روی سطح را به وضوح نشان نمی‌دهد.

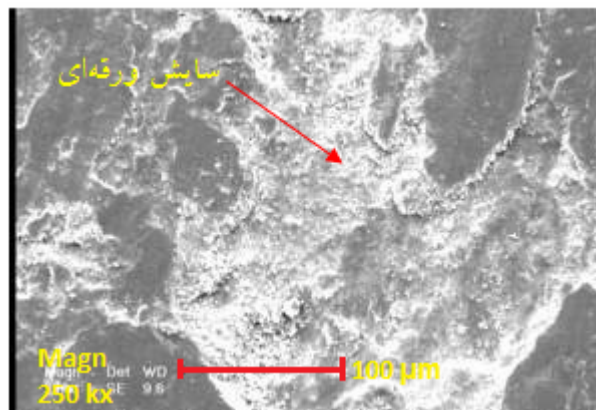
این امر می‌تواند دلیلی بر آن باشد که با ورود مقدار کم از ذرات کاربید سیلیسیوم (۴ درصد)، با وجود افزایش در سختی سطح و وجود ذرات سخت در پوشش، سایش خراشان مکانیزم غالب سایش این نمونه نبوده است. دیده می‌شود، هم‌چنان جدا شدن ورقه‌های سطحی و اکسایش عامل سایش در این نمونه بوده است. بویژه آن‌که تصویر بدست آمده از الکترون‌های پس پراکنده شده به روشنی حضور مناطق با چگالی کم‌تر از فولاد را مشخص کرده است. این امر می‌تواند دلیلی بر وجود اکسیدهای سطحی در مناطق مورد بررسی باشد. هم‌چنین، در شکل ۱۵ تصویر بدست آمده از ذرات سایشی مربوط به همین نمونه، نشان داده شده است. بررسی این تصویر حاکی از آن است که هم‌چنان ذرات اکسیدی و ورقه‌های فلزی، تشکیل دهندگان محصولات سایش هستند. برای اطمینان بیش‌تر ذرات ریز ناشی از سایش با استفاده از سیستم EDS میکروسکوپ الکترونی روبشی آنالیز گردیده و نتیجه آن در

<sup>1</sup> - Secondary electrons

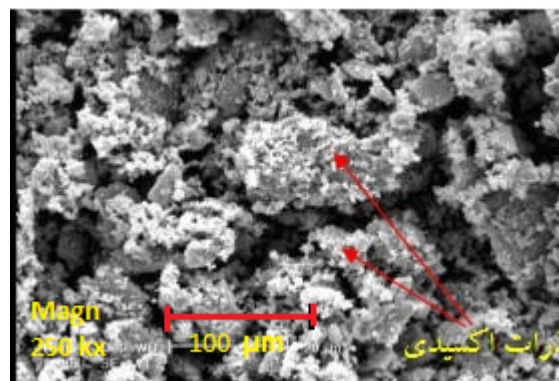
<sup>2</sup> - Back scattered electrons



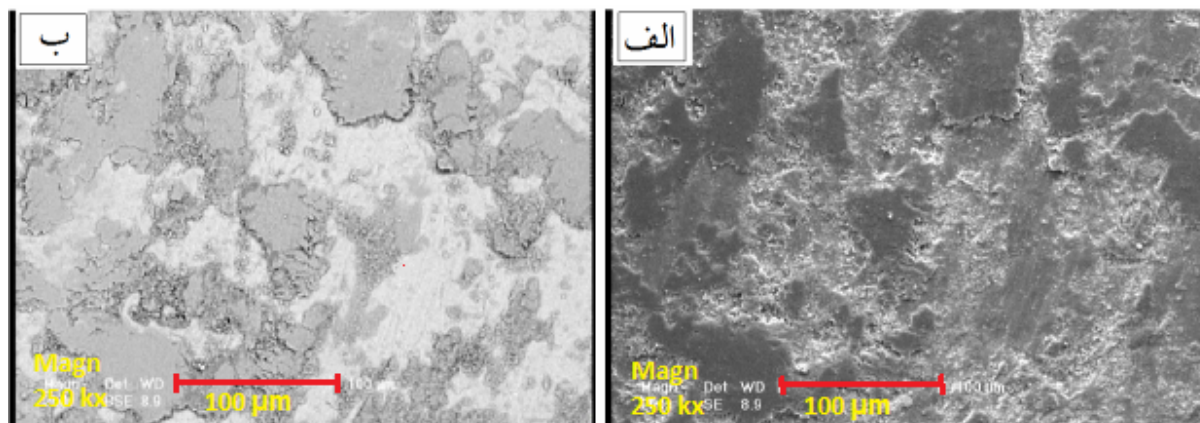
شکل ۱۱- نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت طی شده برای نمونه‌های آزمون سایش.



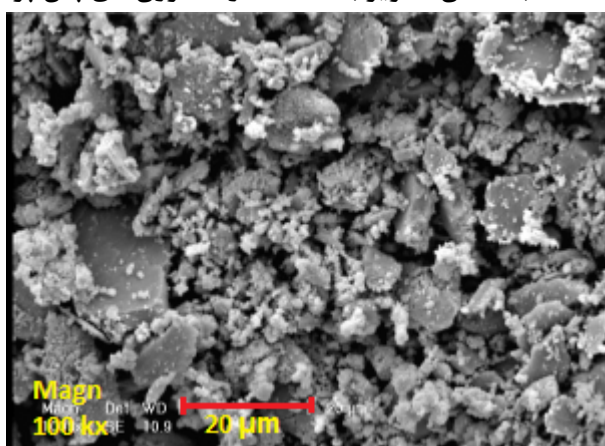
شکل ۱۲- تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح سایش نمونه ۱.



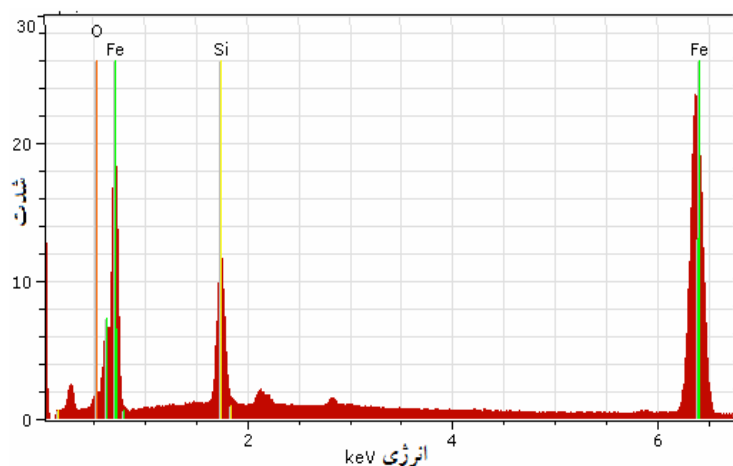
شکل ۱۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی از ذرات بدست آمده از سایش نمونه ۱.



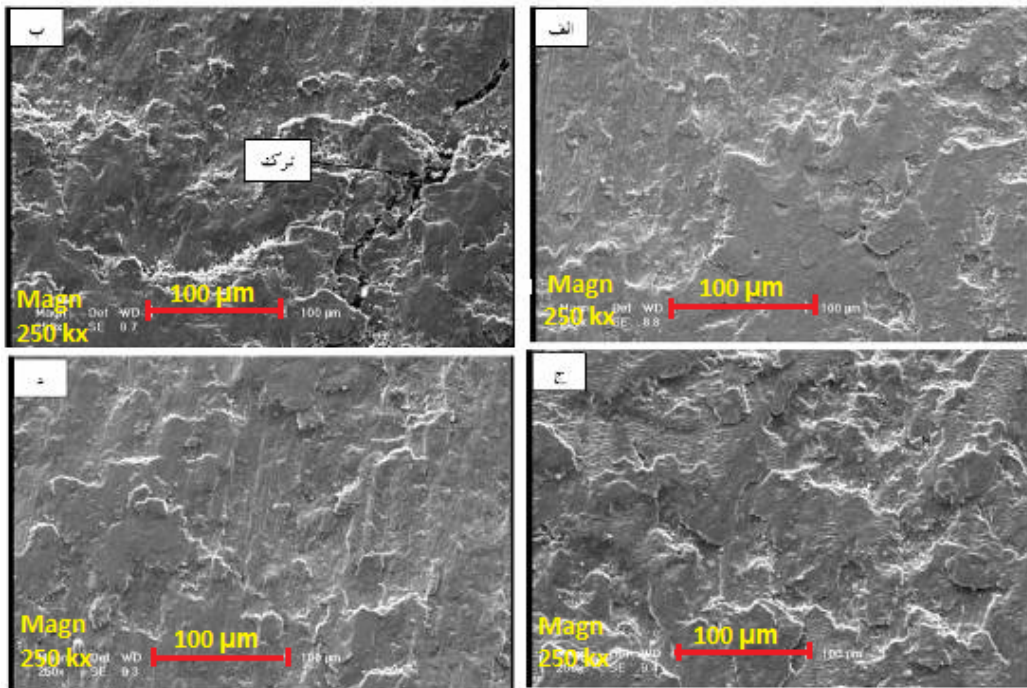
شکل ۱۴- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه شماره ۲، الف) تصویر بدست آمده از الکترون‌های ثانویه (SE)، ب) همان تصویر با استفاده از الکترون‌های پس پراکنده شده (BSE).



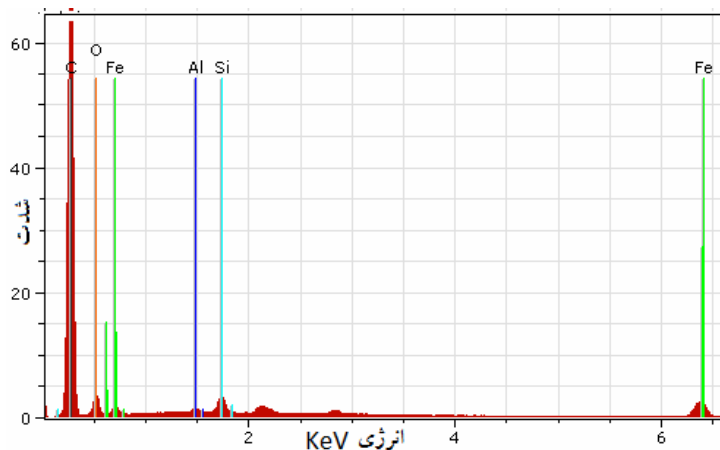
شکل ۱۵- تصویر میکروسکوپ الکترونی از ذرات حاصل از سایش نمونه ۲.



شکل ۱۶- نتیجه آنالیز EDS ذرات ریز موجود در ذرات سایشی بدست آمده از آزمون سایش بر نمونه شماره ۲.



شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح سایش (الف) نمونه ۳، (ب) نمونه ۴، (ج) نمونه ۵، (د) نمونه ۶.



شکل ۱۸- نتیجه آنالیز EDS ذرات کاربیدی موجود در ذرات سایشی ناشی از آزمون سایش بر نمونه شماره ۴.

حاوی مقدار فریت نسبتاً بالا می‌تواند عامل چسبندگی موضعی سطح نمونه‌ها به سطوح در تماس و رخداد سایش چسبان باشد.

با توجه به آنچه تا کنون ذکر گردید، می‌توان نتیجه گرفت، تغییر در پارامترهای فرآیند هم‌چون مقدار جریان مورد استفاده و سرعت پیشروی می‌تواند کنترل‌کننده حرارت ورودی باشد. نتایج نشان داد تغییر در حرارت ورودی مستقیماً بر مقدار انحلال ذرات در حوضچه مذاب، چگونگی اختلاط آن‌ها با زمینه و در نتیجه مقدار چسبندگی آن‌ها به زمینه موثر است. از سوی دیگر، مقدار

لذا، به نظر می‌رسد مکانیزم غالب سایش در تمامی نمونه‌ها، ترکیبی از سایش ورقه‌ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان باشد. در همین رابطه سایر پژوهشگران نیز وجود این مکانیزم را تأیید کرده‌اند [۱۷]. آنچه در این مورد اهمیت دارد آن است که با وجود ذرات سخت سرامیکی درون زمینه‌ای نسبتاً نرم از فولاد کم کربن، مکانیزم سایش خراشان مکانیزم غالب سایش نبوده است. در این رابطه می‌توان، مقدار 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

۴) افزایش مقدار تقویت‌کننده کاربید سیلیسیوم و کاهش حرارت ورودی منجر به افزایش سختی پوشش شد.  
 ۵) رفتار سایشی پوشش‌ها با افزایش مقدار تقویت‌کننده 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 مکانیسم‌های ورقه‌ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان بود.

### سپاس و قدردانی

نویسندگان این مقاله بر خود لازم می‌دانند از همکاری مسئولان آزمایشگاه‌های دانشکده مهندسی مواد دانشگاه آزاد نجف‌آباد و دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان بویژه آقایان مهندس عربیان و مهندس مویدی، به سبب همکاری‌هایشان، سپاسگزاری کنند.

ذرات وارد شده به زمینه و کیفیت و مکانیزم اتصال زمینه به ذرات که تحت کنترل انحلال سطحی ذرات در زمینه است، کنترل کننده خواص مکانیکی و تریبولوژیکی از جمله رفتار سایشی خواهد بود.

### نتیجه‌گیری

در این پژوهش لایه کامپوزیتی با درصدهای حجمی گوناگون SiC با روش GTAW روی سطح فولاد ASTM A106-Gr.B تولید شده و خصوصیات ریز ساختاری و خواص سایشی آن بررسی شد. نتایج بدست آمده از این پژوهش را می‌توان در موردهای زیر خلاصه کرد:

- ۱) با استفاده از این شیوه، دستیابی به 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 تقویت‌کننده‌های 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.

### References

- 1- F. Molleda and J. Molleda, "A study of the Solid-Liquid Interface in Cobalt Base Alloy (Satellite) Coatings Deposited by Fusion Welding (TIG)", *Materials Characterization*, Vol. 57, pp. 227-231, 2006.
- 2- F. Madadi, F. Ashrafizadeh and M. Shamanian, "Optimization of pulsed TIG Cladding Process of Stellite Alloy on Carbon Steel Using RSM", *Journal of Alloy and Compounds*, Vol. 510, pp. 71-77, 2012.
- 3- S. Buytoz and M. Ulutan, "In Situ Synthesis of SiC Reinforced MMC Surface on AISI 304 Stainless Steel by TIG Surface alloying", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 200, pp. 3698-3704, 2006.
- 4- O. Nuri Celik, M. Ulutun and S. Buytoz, "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*, Vol. 206, pp. 1423- 1429, 2011.
- 5- Y. C. Lin, "Microstructure and tribological Performance of Ti-6Al-4V cladding with SiC Powder", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 205, pp. 5400-5405, 2011.
- 6- V. Udhayabanu and K. R. Ravi, "Synthesis of in-situ NiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanocomposite by Reactive Milling and Subsequent heat Treatment", *Intermetallics*, Vol. 18, pp. 353-358, 2010.
- 7- Y. C. Lin, H. M. Chen, "Analysis of Microstructure and Wear Performance of SiC Clad Layer on SKD61 Die Steel After Gas Tungsten Arc Welding", *Materials and Design*, Vol. 47, pp. 828-835, 2013.
- 8- ASTM A-106. Standard Specification for Seamless Carbon Steel Pipe for High Temperature Service. USA: ASTM International, 2011.
- 9- S. S. M. Tavares and J. M. Pardal, "Failure of ASTM A-106 Gr.B Tube by Creep and Erosive Wear", *Engineering Failure Analyses*, Vol. 26, pp. 337-343, 2012.



- 10- J. Lippold and D. Kotecki, "Welding Metallurgy and Weld Ability of Stainless Steels", John Wiley & Sons, New York, 2007.
- 11- S. Buytoz, "Micro Structural Properties of SiC Based Hard Facing on low Alloy steel" *Surface & Coatings Technology*, Vol. 200, pp. 3734-3742, 2006.
- 12- J. Majumdar, "Studies on Compositionally Graded Silicon Carbide Dispersed Composite Surface on Mild Steel Developed by Laser Surface Cladding", Vol. 203, pp. 505-512, 2008.
- 13- M. F. Buchely and J. C. Gutierrez, "The Effect of Microstructure on Abrasive Wear of Hard Facing Alloys", *Wear*, Vol. 259, pp. 52-61, 2005.
- 14- J. Majumdar, "Studies on Compositionally Graded Silicon Carbide Dispersed Composite Surface on Mild Steel Developed by Laser Surface Cladding", Vol. 203, pp. 505-512, 2008.
- 15- R. Yang and Z. Liu, "Study of in-situ Synthesis TiCp/Ti Composite Coating on Alloy Ti6Al4V by TIG Cladding", Vol. 36, pp. 349-354, 2012.
- 16- Y. C. Lin, "Elucidating the Microstructure and Wear Behavior of Tungsten Carbide", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 210, pp. 219-225, 2010.
- 17- Y. C. Lin, "Elucidating the Microstructure and Wear Behavior of tungsten Carbide", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 210, pp. 219-225, 2010.
- 18- K. Amini and A. Akhbarizadeh "Investigating the Effect of the Quench Environment on the Final Microstructure and Wear Behavior of 1.2080 tool steel after Deep Cryogenic Heat Treatment", *Materials and Design*, Vol. 45, pp. 316-322, 2013.

