



ایجاد لایه مرکب سطحی آهن/کاربید سیلیسیم به روش پوشش دهی قوسی تنگستن - گاز برای بهبود سختی و مقاومت به سایش قطعات موتور

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

^۱دانشکده مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد، نجف آباد، ایران، mazaheri2646@gmail.com

^۲گروه مهندسی مکانیک، بخش فنی و مهندسی، دانشگاه پیام نور، مرکز اصفهان، ایران، fazel@es.isfpu.ac.ir

*نویسنده مسئول، شماره تماس: ۰۹۱۳۳۳۰۲۶۴۶

اطلاعات مقاله

چکیده

تاریخچه مقاله:

دریافت: ۱۳ دی ۱۳۹۳

پذیرش: ۱۱ اسفند ۱۳۹۳

کلیدواژه‌ها:

جوشکاری قوسی تنگستن گاز

پوشش سخت سطحی

ترکیب فولاد/کاربید سیلیسیم

در موتورهای احتراق داخلی، با خروج گازهای بسیار گرم از موتور، درجه دود و نشیمنگاه گرمای شدیدی را تحمل می‌کنند. برای اجتناب از آسیب رسیدن به دریاچه، با توجه به اینکه بخش عمده‌ای از حرارت در هنگام تماس دریاچه با نشیمنگاه انتقال می‌یابد، تخمین ضریب انتقال حرارت تماسی و شناسایی کمیت‌های مؤثر بر مقدار آن، یکی از چالش‌های عمده در طراحی موتورهای احتراق داخلی است. در این مقاله، با استفاده از دماهای اندازه‌گیری شده در نقاط مشخصی از دریاچه دود و نشیمنگاه و با به‌کارگیری روش‌های برون‌یابی خطی و انتقال حرارت معکوس، ضریب انتقال حرارت تماسی تخمین زده می‌شود. همچنین، با شبیه‌سازی عددی مسأله به‌کمک نرم‌افزاری تجاری و با به‌کار بردن ضرایب تخمین زده‌شده به‌وسیله روش معکوس به‌عنوان ورودی نرم‌افزار، دما در محل دماجفت‌ها در حالت پایا استخراج و با دماهای اندازه‌گیری شده مقایسه شده است. خطاهای ناشی از حل عددی در مقایسه با دو روش دیگر بزرگتر است، ولی به‌طور کلی نتایج حاصل از آن دماهای اندازه‌گیری‌شده را پوشش می‌دهد و قابل قبول است.



تمامی حقوق برای انجمن علمی موتور ایران محفوظ است.

۱- مقدمه

عملیات سطحی بر روی فولادها می‌تواند مقاومت خوردگی، مقاومت سایشی یا رفتار خستگی آنها را بهبود دهد [۱]. یکی از روش‌های سخت‌کاری 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 زیرلایه و سهولت در ایجاد آن است. همین عوامل سبب گستردگی کاربرد آن برای پوشش‌دهی قطعات شده است [۲-۳].

یکی از روش‌های متداول بهبود رفتار سطحی، افزودن عناصر هم‌چون کرم، کربن، کبالت و مولیبدن یا ذرات سیلیسیم، TiC، WC و B₄C به مذاب ایجاد شده در سطح و تشکیل لایه‌ای با ضخامت قابل توجه بر روی سطح است [۴]. مقاومت حرارتی و سختی‌های پیشرفته باعث گردیده تا بتوان از این مواد در موتور و سایر اجزای متصل به انواع خودرو سبک و سنگین استفاده نمود. پوشش‌ها و اجزایی که کاملاً از مواد ی ساخته شده باشند تا به حال توسط صنایع خودروسازی معرفی گردیده‌اند. اجزا و قطعات فلزی دارای پوششی می‌توانند در محیط‌هایی با دمای گرم، مانند اجزای تحت اصطکاک یا موتور خودروها استفاده گردد. پوشش‌ها و اجزای کوچک ساخته شده از اولین اجزایی اند که در موتور به کار گرفته خواهند شد. هم‌چنین پوشش‌های سرامیکی در صنایع هوافضا که به روش‌های پاشش حرارتی اعمال می‌شوند، کاربرد دارند. پوشش‌های سرامیکی در سه بخش موتورهای هوایی، پیش‌رانه موشک و ارباه فرود هواپیما توسط روش‌های پاشش حرارتی اعمال می‌شوند. این پوشش‌ها شامل پوشش‌های اکسیدی مانند آلومینا، پوشش‌های سرمتی مانند کاربید تنگستن و پوشش‌های کامپوزیتی مانند AISi - HbN اند. پوشش‌های اکسیدی مانند پوشش‌های آلومینایی و کرومیایی و پوشش‌های کاربیدی مانند کاربید تنگستن بعنوان پوشش‌های مقاوم به سایش در بخش‌هایی از موتور هوایی مانند زبانه‌های پره پروانه و پره‌های استاتور مورد استفاده قرار می‌گیرند [۵].

از عمده کاربردهای عملیات سطحی می‌توان به صنایع برق، هسته‌ای، هوافضا [۶]، خودروسازی [۷]، مبدل‌های حرارتی، پیل‌های سوختی [۸] و صنایع پزشکی [۹] اشاره کرد. از مهمترین کاربردهای پوشش‌های سرامیکی می‌توان به نسل جدید موتور خودروها اشاره کرد. بدنه و اجزای موتور هم‌چون سمبه‌ها و تاج سمبه که حرارت زیادی را متحمل می‌شوند، می‌توانند با پوشش سرامیکی ساخته شوند. این کار امکان مقاومت بیشتر در برابر حرارت زیادتری را به اجزای موتور می‌بخشد. پوشش‌های سرامیکی در دمای زیاد هیچ تغییر شکل و تغییر ساختاری از خود نشان نمی‌دهند. اما رسانا نیستند و باید به همراه مکمل‌های فلزی بکار روند. در آینده، موتورهای سبک وزن (در

مقایسه با موتورهای چدنی سنگین) ممکن است ساخته شوند که در دمای گرم، بدون نیاز به مبدل حرارتی و با بازده سوخت بالا کار کنند. افزایش بازده سوخت این‌گونه‌ها نتیجه سبک شدن موتور خودرو و افزایش دمای احتراق است [۱۰].

محققان زیادی در زمینه ایجاد پوشش‌هایی فعالیت نموده‌اند. یوچی لین^۲ و در پژوهشی به بررسی ریزساختار و عملکرد سایشی لایه SiC پوشش داده شده بر روی فولاد کشته شده SKD61 با روش GTAW پرداخته‌اند. آنها گزارش داده‌اند که ذرات SiC در طی فرآیند GTAW تجزیه شده و حالت‌های شبه پایدار مانند Fe₃C و Fe₈Si₂ و هم‌چنین حالت 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 [۱۱].

سانر^۳ و همکاران در تحقیقی دیگر سطح فولاد زنگ‌نزن 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 مقدار پودر استفاده شده، ناحیه ذوب در زیرلایه را به حداقل رسانده و مقدار رقت را به حداقل کاهش داد. با این کار ساختار هیپووتکتیک سطحی به ساختار هایپرووتکتیک تبدیل خواهد شد. آنها پیشنهاد کردند که بیشینه سختی به دست آمده به حضور کاربیدهای M₇C₃ پراکنده در سطح فولاد مربوط است [۱۲].

در همین راستا یانگ^۴ و همکاران ذرات SiC را بر روی همبسته Ti-6Al-4V با فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن - گاز و با استفاده از سیم توگردی پوشش دادند. آنها مدعی اند که به این شیوه یک پیوند موادی خوب بین پوشش و زیرلایه را می‌توان به دست آورد که پوشش یکنواخت، متراکم و تقریباً عاری از نقص بوده و باعث افزایش قابل توجه سختی خواهد شد [۱۳]. اسمان^۵ و همکاران ذرات کاربید سیلیسیم 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 [۱۴].

فولاد ASTM A106 به دلیل پایداری در شرایط سرویس‌دهی دمای گرم، قابلیت کاربرد وسیعی دارد. اما مقاومت به سایش ضعیف، محدودیت بزرگی را برای کاربرد این فولاد ایجاد کرده است [۱۵-۱۶]. در این پژوهش تشکیل لایه‌ای ترکیبی حاوی ذرات SiC بر روی سطح فولاد A106 به منظور امر افزایش سختی و بهبود خواص سایشی این فولاد بررسی شده است. در این راستا، تأثیر تغییر درصد حجمی SiC و تغییر شدت جریان فرآیند بر ریزساختار، سختی و رفتار سایشی پوشش ایجاد شده مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته است.

² Yu-Chi Lni

³ Soner

⁴ Yong

⁵ Osman

¹ Hard facing

۲- مواد و روش آزمون

میلی‌متر کاهش پیدا کرد. ریزساختار پوشش به دست آمده با استفاده از ذره‌بین نوری و ذره‌بین نوری روشی (SEM) همراه با تحلیل نقطه‌ای بررسی شد. برای آماده کردن نمونه‌ها از محلول نایتال ۴ درصد (۹۶ میلی‌لیتر الکل + ۴ میلی‌لیتر اسید نیتریک یک مولار) استفاده شد. شکل سختی از سطح به طرف فلز پایه و در مقطع عرضی پوشش توسط میکروسختی سنجی و با فرو رونده ویکرز با بار اعمالی ۱۰۰ گرم در مدت زمان اعمال ۵ ثانیه مطابق با استاندارد ASTM E92 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، ۱۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰ متر توسط ترازوی GIBERTINIE 42 S-B با دقت ۰،۰۰۰۱ گرم اندازه‌گیری شد. آزمون‌های سایش به منظور تکرارپذیری 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. شکل ۲ نمونه‌های مورد استفاده در آزمون‌های مختلف را نشان می‌دهد.



شکل ۲: الف) نمونه‌های مانت شده استفاده شده در متالوگرافی و میکروسختی سنجی، ب) نمونه‌ها بعد از انجام آزمون سایش، ج) نمونه‌های استفاده شده برای بررسی سطوح سایش.

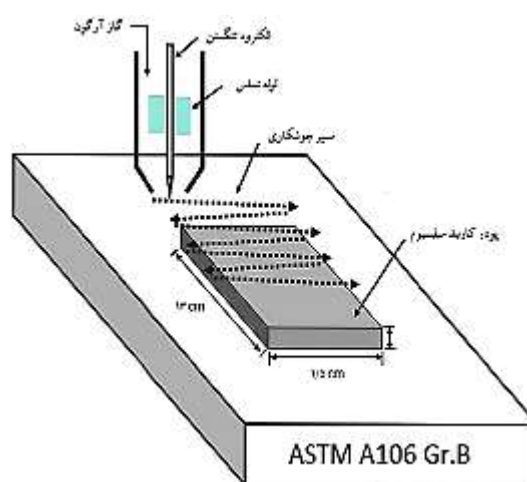
۳- نتایج و بحث

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

در این پژوهش از فولاد کربنی ASTM A106 Gr.B (معادل با فولاد St 45.8 مطابق با استاندارد DIN) با ابعاد ۸×۴۵×۱۵۰ میلی‌متر استفاده شد. در ابتدا قطعات تمیز شده و تا سنباده شماره ۳۲۰ سنباده زده شد تا آلودگی‌های سطحی آن برطرف گردد. سپس تحلیل عنصری و بررسی ریزساختار روی ماده اولیه انجام شد. برای ایجاد لایه سطحی از پودر SiC با ابعاد متوسط ذرات ۳ تا ۴ میکرومتر استفاده شد. ثابت‌سازی ذرات با آغشته نمودن آنها به اتانول و استفاده از شابلون حاوی حفره با ابعاد ۱۲×۱۳۰ 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 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.

جدول ۱: متغیرهای فرآیند رویه‌سازی به روش GTAW با نرخ دمش ۸ لیتر بر دقیقه آرگون و قطبیت DCEN

شماره نمونه	درصد حجمی ذرات	شدت جریان (A)	سرعت (mm/min)	حرارت ورودی (kJ/mm)
۱	۰	۰	۰	۰
۲	۴	۹۰	۳۲،۱۶	۲۰،۱۴
۳	۸	۹۰	۱۸،۲۸	۳۵،۴۴
۴	۱۲	۹۰	۱۶،۹۹	۳۸،۱۴
۵	۸	۱۱۰	۲۸،۴۴	۲۷،۸۴
۶	۸	۱۳۰	۲۹،۰۹	۳۲،۱۷

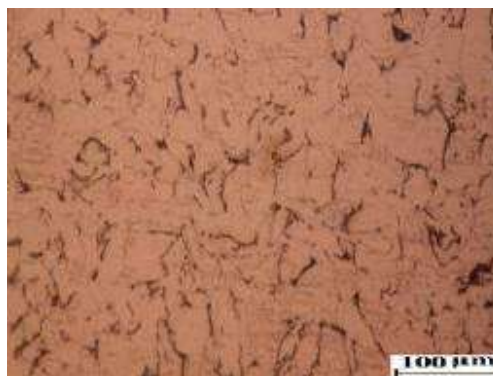


شکل ۱: تصویر نمادین از شیوه مورد استفاده در ایجاد پوشش

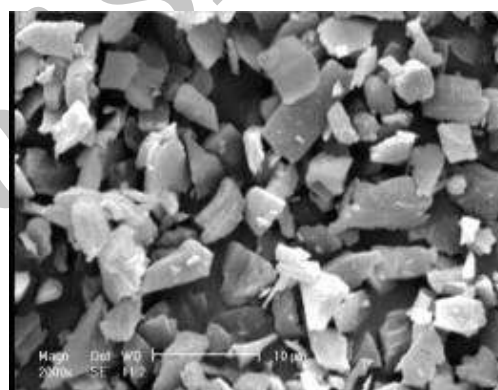
تصویر نمادین از روش مورد استفاده در شکل ۱ نشان داده شده است. ضخامت پوشش ایجاد شده در این مرحله بین ۳ تا ۴ میلی‌متر بوده و پس مسطح‌سازی توسط سنگ مغناطیسی ضخامت پوشش به ۲ تا ۳

۱-۳- بررسی‌های ریز ساختاری

شکل ۳ ریز ساختار فولاد پایه مورد استفاده را نشان می‌دهد. دیده می‌شود، این نمونه‌ها ساختاری فریت - پرلیتی با دانه‌های هم محور در محدوده ابعادی ۱۰ تا ۷۰ میکرون داشته‌اند. ابعاد ذرات تقویت‌کننده کاربیدی نیز با توجه به شکل ۴ تعیین گردید.



شکل ۳: تصویر ذره بین نوری ریز ساختار فولاد ASTM A106-Gr.B مورد استفاده



شکل ۴: تصویر SEM از ذرات پودر SiC مورد استفاده در پوشش‌سازی هم‌چنین در جدول ۲ ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده ارائه گردیده است که با تحلیل استاندارد فولاد ASTM A106 موجود در جدول ۳ مطابقت دارد. ملاحظه می‌گردد که ترکیب شیمیایی بخوبی با ساختار ذره‌بینی مشاهده شده در تصویر شکل ۳ تطابق دارد.

جدول ۲: ترکیب شیمیایی فولاد ASTM A106 Gr.B

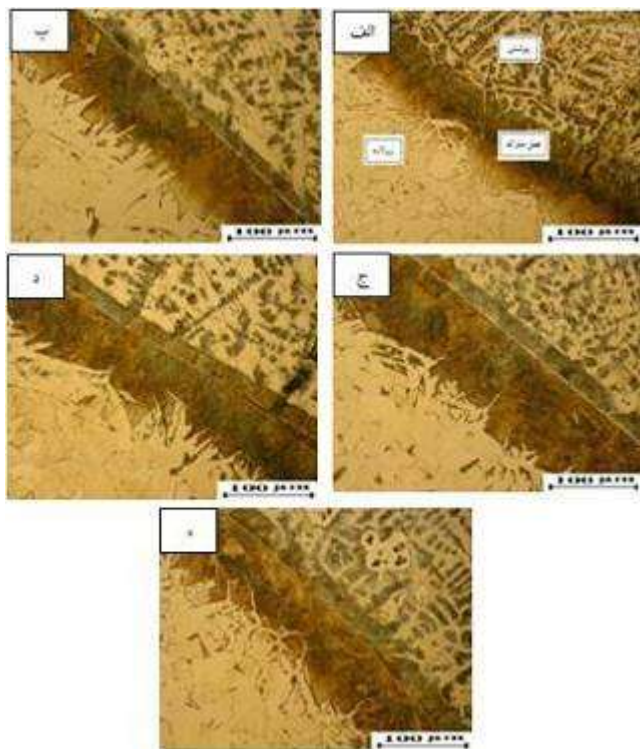
عنصر	C	Si	Mn
درصد	۰,۱۲	۰,۱۶	۰,۴۸
عنصر	P	S	Ni
درصد	۰,۰۰۶	۰,۰۰۵	۰,۱
عنصر	Al	Cu	Fe
درصد	۰,۰۳۱	۰,۱۱	بقیه

شکل ۵ سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده را در بزرگنمایی پایین نشان می‌دهند. تصاویر نشان داده شده در این شکل مشخص می‌کند که در تمامی نمونه‌ها، سطح و فصل مشترک زیرلایه و

پوشش خالی از ترک و حفره است. به عبارت دیگر با استفاده از این روش لایه ترکیبی متراکم، با کیفیت و با نفوذ کامل لایه پیش‌نشانی شده به زیرلایه فولادی به دست آمده است. نتایج گزارش شده از مطالعات سایر محققین نیز همین نتیجه را در پی داشته است [۱۷].

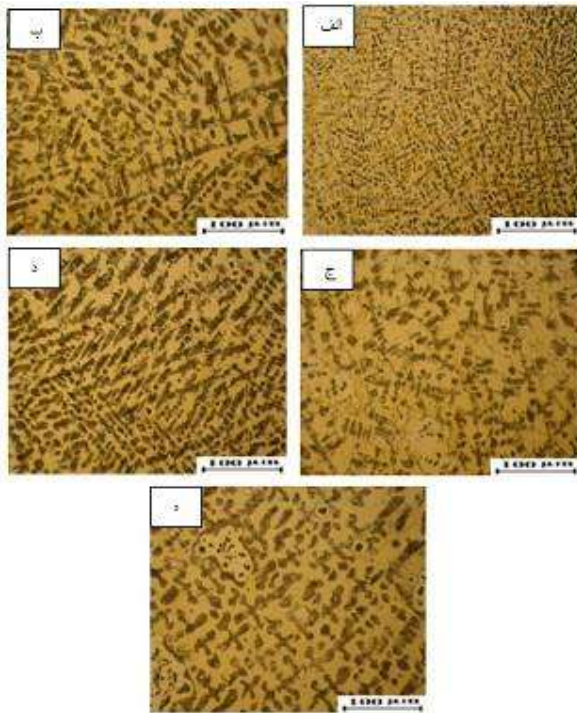
جدول ۳: تحلیل استاندارد فولاد ASTM A106 [۱۵]

Grade C	Grade B	Grade A	A106
۰,۳۵	۰,۳	۰,۲۵	C (حداکثر)
۱,۰۶ تا ۰,۲۹	۱,۰۶ تا ۰,۲۹	۰,۹۳ تا ۰,۲۷	Mn _{max}
۰,۰۳۵	۰,۰۳۵	۰,۰۳۵	P (حداکثر)
۰,۰۳۵	۰,۰۳۵	۰,۰۳۵	S (حداکثر)
۰,۱	۰,۱	۰,۱	Si (حداقل)
۰,۴	۰,۴	۰,۴	Cr (حداکثر)
۰,۴	۰,۴	۰,۴	Cu (حداکثر)
۰,۱۵	۰,۱۵	۰,۱۵	Mo (حداکثر)
۰,۴	۰,۴	۰,۴	Ni (حداکثر)
۰,۰۸	۰,۰۸	۰,۰۸	V (حداکثر)

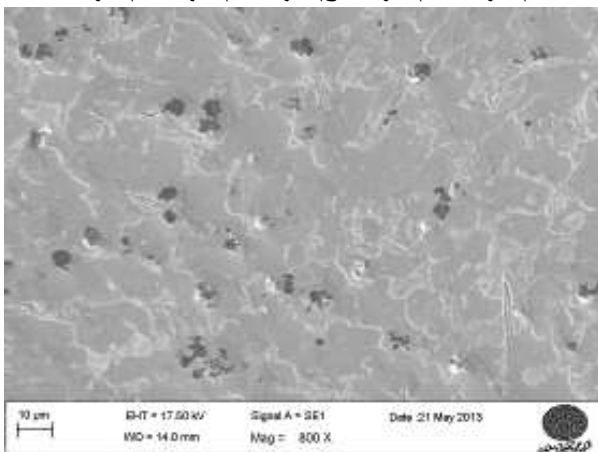


شکل ۵: سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده در بزرگنمایی کم، الف) نمونه ۲، ب) نمونه ۳، ج) نمونه ۴، د) نمونه ۵، ه) نمونه ۶ شکل ۶ تصویر نمادین از نحوه انجماد حوضچه جوش حین انجماد را نشان می‌دهد. آن‌گونه که در این تصویر مشاهده می‌گردد، ساختار انجمادی حوضچه جوش تابعی از نرخ سرد شدن مذاب و تفاوت دمایی بین المان مذاب تحت بررسی و مرز حوضچه است [۱۸].

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 تند مذاب و در



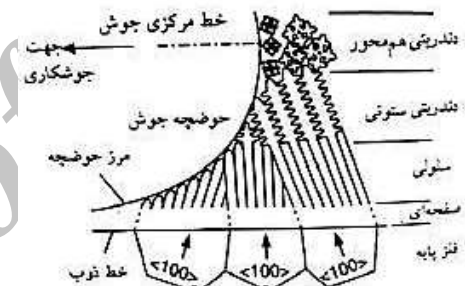
شکل ۷: ریزساختار پوشش سطحی نمونه‌های مختلف (الف نمونه ۲، ب نمونه ۳، ج نمونه ۴، د نمونه ۵، ه نمونه ۶)



شکل ۸: از ریز ساختار پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲

شکل ۹ ریز ساختار بخشی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲ را در بزرگنمایی قویتر نشان می‌دهد. در این تصویر دانه‌های فریت، کولونی‌های پرلیت و ذرات کاربید سیلیسیم بخوبی قابل تشخیص اند. 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 سیلیسیم و ورود کربن به مذاب دانست. از سوی دیگر، در اطراف ذرات کاربید سیلیسیم ناحیه‌ای از فریت مشاهده می‌شود که حین آماده سازی شیمیایی بیش از فریت زمینه خورده شده است. این به معنی فعال و ناپایدارتر بودن آنها در این ناحیه است. این پدیده می‌تواند به انحلال ذرات کاربید سیلیسیم در آهن اطراف و تشکیل فریتی حاوی سیلیسیم و کربن بالاتر از حد حلالیت تعادلی کربن در یک شعاع مشخص در اطراف ذرات باشد. همانگونه که دیده می‌شود این امر صحت پیش

نتیجه آن، رشد دندریتی حالت جامد در برای عکس انتقال حرارت انجام گردد. از سوی دیگر با توجه دمای مذاب در حوضچه (گرمتر از ۱۶۰۰ درجه سانتیگراد) ذرات کاربید سیلیسیم قابلیت انحلال در فولاد مذاب را دارند اما فرصت کافی برای این امر وجود ندارد. لذا تنها انحلال جزئی آنها با سازوکار ذوب ترکیبی پیپ و ساواژ [۱۸] در اینجا محتمل است. بر اساس این سازوکار با انحلال جزئی ذرات، ترکیب مذاب در فصل مشترک ذرات و فلز تغییر کرده است و سیلیسیم و کربن غنی خواهد شد. لذا دو رخداد مهم محتمل خواهد بود. 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 سیلیسیم و کربن به صورت فریت غنی از این عناصر به صورت دندریتی رشد کرده و ذرات کاربیدی را در بر بگیرد. بدین صورت پیش بینی می‌شود، پس از اتمام فرآیند ایجاد پوشش، ذرات کاربیدی اولیه که دارای شکل هندسی بوده‌اند، با سطح شناسی غیر مسطح و قرار گرفته در میان حالت فریت مشاهده گردند.



شکل ۶: تصویر نمادین از تغییرات حالت انجماد در سرتاسر منطقه

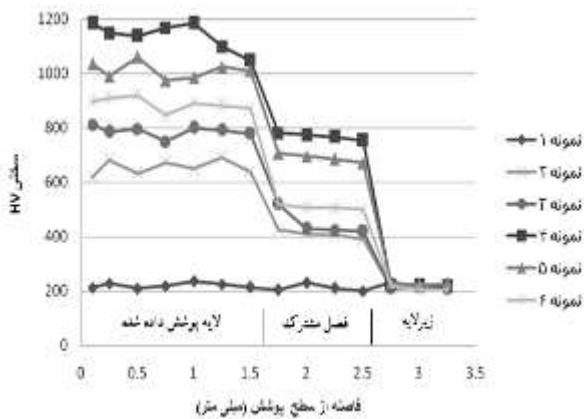
ذوب [۱۸]

شکل ۷ تصاویر ریزی از ریزساختار پوشش در بزرگنمایی قویتر را نشان می‌دهد. این تصاویر ساختار دندریتی پوشش که در نتیجه انجماد سریع مذاب سطحی در طی فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن - گاز را بوضوح نشان می‌دهد.

در خصوص تجزیه کاربید سیلیسیم و نقش آن در حصول چنین ساختار دندریتی سایر محققین نیز به آن اشاره داشته‌اند [۱۹]. بررسی‌های دقیق‌تر نشان داد، بر اساس پیش بینی، ذرات کاربید سیلیسیم وارد شده به لایه سطحی در میان شاخه‌های دندریتی قرار گرفته‌اند. تصویر ارائه شده در شکل ۸ حضور مقدار قابل توجه از ذرات کاربید سیلیسیم در ساختار پوشش را بوضوح نشان می‌دهد. هم‌چنین دیده می‌شود، این ذرات که قبل از استفاده، سطحی کاملاً مسطح داشته‌اند (شکل ۴) پس از طی فرآیند و قرارگیری در لایه سطحی دارای سطحی غیر یکنواخت و ناصاف شده‌اند. این امر در تصویر ارائه شده در شکل ۸ بخوبی مشاهده می‌شود. این نکته نیز پیش‌بینی متصل به سازوکار انحلال ذرات و ذوب ترکیبی پیپ و ساواژ را بخوبی تایید می‌نماید. از طرف دیگر، در برخی از ذرات کاهش محسوس ابعادی مشاهده می‌گردد. ناصافی سطح ذرات و کاهش ابعاد می‌تواند به دلیل انحلال بخشی از کاربید سیلیسیم در آهن باشد.

۳-۲- نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی

نتایج حاصل از ریز سختی پوشش‌های ایجاد شده در طی این پژوهش در شکل ۱۱ ارائه شده است. همان گونه که دیده می‌شود، پوشش‌های ترکیبی تشکیل شده بر سطح به دلیل حضور حالت تقویت کننده کاربید سیلیسیم، ورود کربن اضافی به سطح و در نتیجه افزایش میزات پرلیت و نیز دانه‌های ریز ایجاد شده تحت شرایط انجمادی سریع جوشکاری، از سختی بزرگی (در محدوده HV ۱۲۰۰-۶۵۰) برخوردار اند. این شرایط می‌تواند مقاومت قوی در برابر سایش را در پی داشته باشد.



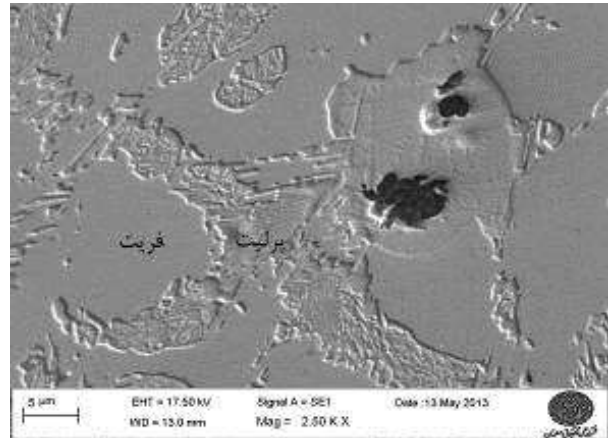
شکل ۱۱: شکل سختی سطح مقطع عرضی نمونه‌های پوشش داده شده

نمودارهای متصل به شکل 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 ۳ و ۶ و نیز افزایش سختی نمونه ۶ نسبت به نمونه ۳ گردیده است. در این رابطه محققین دیگر [۲۱] نیز نتایج مشابهی را ارائه نموده‌اند.

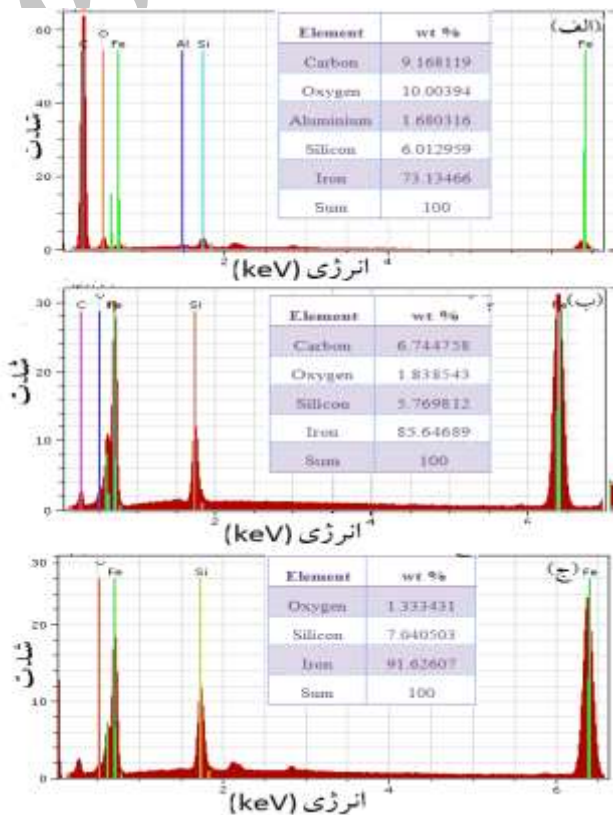
۳-۳- رفتار سایشی

شکل ۱۲ نمودار کاهش وزن برحسب 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-G2.B که توسط محققین دیگر نیز گزارش شده است [۲۲] دور از انتظار است.

بینی اولیه در این خصوص را تایید می‌نماید. نتایج تحلیل EDS از این ناحیه که در شکل ۱۰ ارائه شده است، نشان می‌دهد که این مناطق از کربن و سیلیسیم غنی اند. این امر توسط سایر محققان نیز گزارش شده است [۲۰]. انحلال سریع سطحی ذرات حین فرآیند، موجب ناصافی سطح ذرات کاربید سیلیسیم شده و پیوندهای میکرو مکانیکی این ذرات با زمینه را تقویت نموده است. در حقیقت این پدیده نقش مهمی در ایجاد یک ماده مرکب سطحی و عدم جدایش ذرات حین فرآیند علیرغم تفاوت در چگالی این دو ماده داشته است.



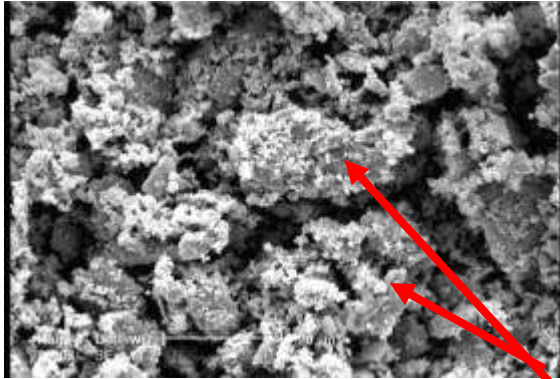
شکل ۹: ریزساختار پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲



شکل ۱۰: نتایج تحلیل EDS بخش‌هایی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲: الف) ذرات کاربید، ب) فیریت اطراف ذرات ج) سمانتیت اطراف ذرات

¹ Energy dispersive spectrometer

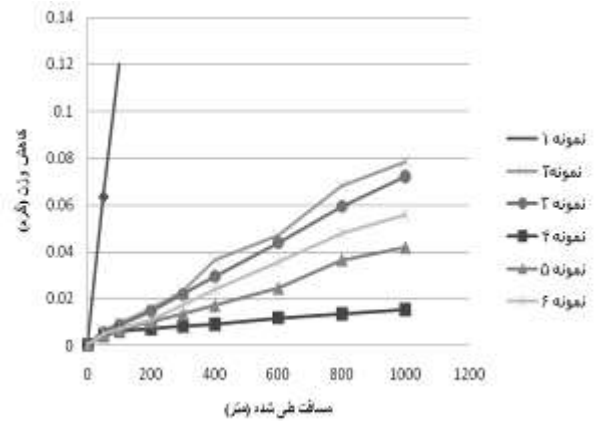
همچنین در بخش‌هایی از این سطح سایش، آثار اکسایش سطحی و ایجاد ذرات بسیار ریز اکسیدی مشاهده می‌شود. شکل ۱۴ تصویر ذره‌بین نوری روشی ذرات سایشی حاصل از آزمون انجام شده بر این نمونه را نشان می‌دهد.



ذرات اکسیدی

شکل ۱۴: تصویر ذره بین برقی روشی از ذرات حاصل از سایش نمونه ۱ تصویر ارائه شده در شکل ۱۴ حضور هم‌زمان ذرات سایشی ورقه‌ای شکل به همراه ذرات بسیار ریز اکسیدی را نشان می‌دهد. این امر تأیید کننده سازوکارهای سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی به شکل هم‌زمان برای این نمونه است. معمولاً نمی‌توان به نشانه یا مشخصه تصویری خاصی برای سازوکار سایش اکسیداسیون در تصاویر SE^۱، اشاره نمود اما در تصاویر BSE^۲، رخداد سازوکار اکسیداسیون به صورت حضور حالت سیاهرنگی در لبه‌ها قابل مشاهده است که در صورت درست بودن احتمال سازوکار اکسیداسیون، انجام تحلیل نیز حضور عناصر یکی از سطوح، به علاوه مقادیر قابل توجهی اکسیژن را تأیید می‌نماید. چنین پدیده‌ای در تحقیقات سایر محققان [۲۳] نیز قبلاً گزارش شده است. شکل ۱۵ تصویر ذره بین برقی روشی از سطح سایش نمونه شماره ۲ پس از انجام آزمون سایش را نشان می‌دهد.

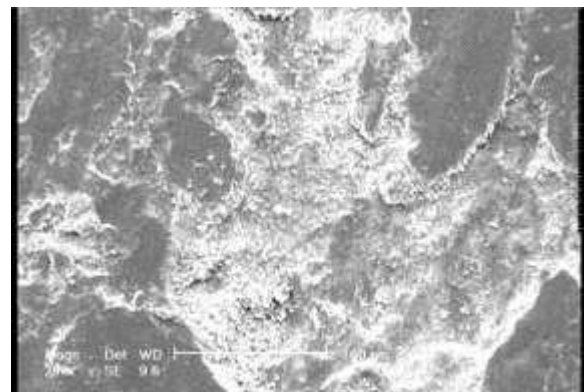
دقت در تصویر ۱۵ آثار خراشیدگی و کندگی بر روی سطح را بوضوح نشان نمی‌دهد. این امر می‌تواند دلیلی بر آن باشد که با ورود مقدار کم از ذرات کاربرد سیلیسیم (۴ درصد)، علیرغم افزایش در سختی ماده و وجود ذرات سخت در پوشش، سایش ناشی از خروج ذرات کاربردی از سطح و قرار گیری در فصل مشترک، سازوکار غالب سایش در این نمونه نبوده است. بنابراین دیده می‌شود، همچنان جدا شدن ورقه‌های سطحی و اکسایش عامل سایش در این نمونه است. خصوصاً آن‌که تصویر به دست آمده از الکترون‌های پس پراکنده شده بوضوح حضور مناطق با چگالی کمتر از فولاد را مشخص نموده است. این امر می‌تواند دلیلی بر وجود اکسیدهای سطحی در مناطق مورد



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، مقدار مقاومت در برابر سایش افزایش یافته است. آن‌گونه که 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 علیرغم برخورداری از مقدار یکسان از ذرات تقویت کننده کاربردی در پوشش، مقاومت در برابر سایش متفاوتی را از خود نشان داده‌اند. اما دیده می‌شود با افزایش مقدار ذرات سخت کاربردی 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، خصوصاً در مسافت‌های طولانی 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 تصویر ذره‌بین نوری روشی 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 سازوکار سایش ورقه‌ای دلالت داشته باشد.

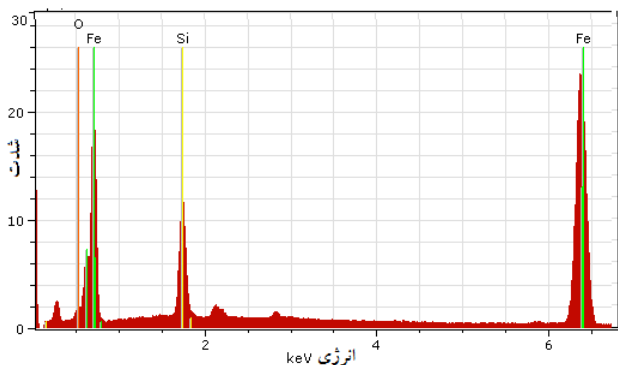


شکل ۱۳: تصویر ذره‌بین نوری روشی از سطح سایش نمونه ۱

1 Secondary electrons

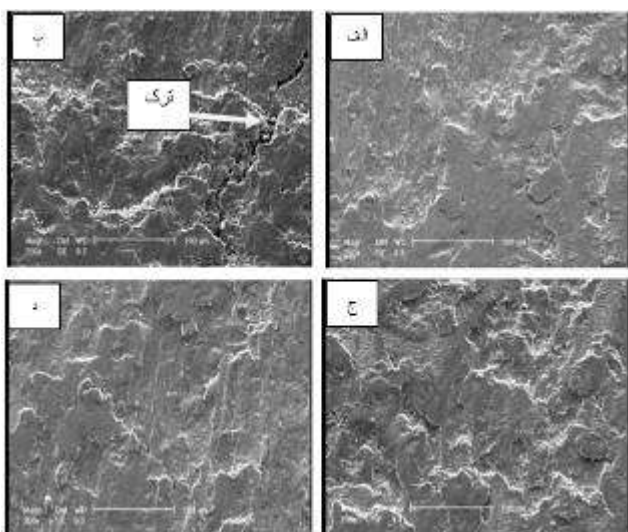
2 Back scattered electrons

بررسی‌های ریز ساختاری و کیفیت سطحی نمونه تأیید می‌نماید که ذرات کاربیدی به شکل قابل ملاحظه‌ای با زمینه در پیوند بوده‌اند. این امر به گونه‌ای بوده است که خروج این ذرات از درون زمینه سخت بوده و ذرات خارج شده از زمینه خود به صورت عامل تشدید کننده سایش عمل نموده‌اند.



شکل ۱۷: نتیجه تحلیل EDS ذرات ریز موجود در ذرات سایشی حاصل از آزمون سایش بر نمونه شماره ۲

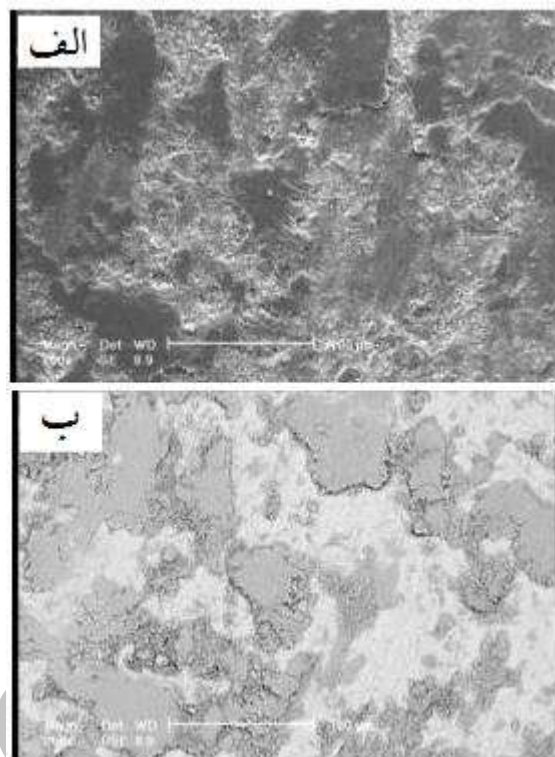
در ادامه سطوح سایش متصل به سایر نمونه‌ها بررسی گردید. شکل ۱۸ تصاویر ذره بین برقی حاصل از سطح سایش نمونه‌های گروه ۳، ۴، ۵ و ۶ را نشان می‌دهد.



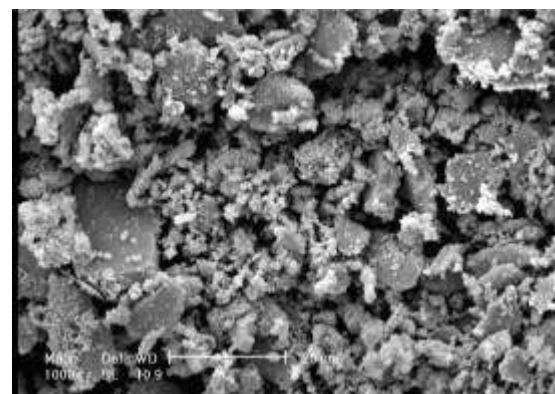
شکل ۱۸: تصاویر ذره بین برقی روبشی از سطح سایش نمونه‌ها (الف) نمونه ۳، (ب) نمونه ۴، (ج) نمونه ۵، (د) نمونه ۶

تصاویر "ب" و "ج" به نمونه‌های با سختی قوی 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 سازوکار سایش ورقه‌ای احتمالاً به همراه سایش چسبان و خراشان رخ داده است. خصوصاً آن‌که در میان ذرات سطحی حاصل از سایش این نمونه‌ها ذرات کاربید سیلیسیم مشاهده شدند. در شکل ۱۹ نتیجه تحلیل عنصری ذرات کاربیدی موجود در محصولات سایش ارائه شده است.

همچنین در شکل ۱۶ تصویر به دست آمده از ذرات سایشی متصل به همین نمونه‌ها نشان داده شده است.



شکل ۱۵: تصویر ذره بین برقی روبشی از سطح سایش نمونه شماره ۲، (الف) تصویر بدست آمده از الکترون‌های ثانویه، (ب) همان تصویر با استفاده از الکترون‌های پس پراکنده شده



شکل ۱۶: تصویر ذره بین برقی روبشی از ذرات حاصل از سایش نمونه ۲ بررسی این تصویر حاکی از آن است که همچنان ذرات اکسیدی و ورقه‌های فلزی، تشکیل دهندگان محصولات سایش اند. برای اطمینان بیشتر ذرات ریز حاصل از سایش با استفاده از سیستم EDS ذره‌بین نوری روبشی تحلیل گردیده و نتیجه آن در شکل ۱۷ ارائه شده است.

نتیجه تحلیل عنصری این ذرات سایشی نشان می‌دهد آنها از ترکیب اکسیژن و آهن تشکیل شده‌اند. که تأیید کننده رخداد هم‌زمان سازوکارهای سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی است. در این رابطه،

ساینده گردد. با توجه به نتایج حاصل، این فرآیند عمر مفید قطعات فولادی در معرض سایش را افزایش داده و هزینه‌های سرویس را خواهد کاست. خصوصاً هزینه‌هایی که به اتلاف زمان در تعویض قطعات یا مشکلات ناشی از خروج ذرات تقویت کننده از سطح مرتبط اند.

۴- نتیجه گیری

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

- ۱) با استفاده از شیوه ذوب سطحی توسط قوس تنگستن-گاز، دستیابی به پوشش و فصل مشترک زیر لایه و پوشش خالی از ترک و حفره قابل دستیابی بود.
- ۲) پوشش ایجاد شده ساختاری دندرتی و ریز دانه همراه با تقویت کننده‌های کاربید سیلیسیم در نواحی بین دندرتی داشت.
- ۳) دامنه سختی پوشش ایجاد شده بر حسب شرایط ایجاد، در محدوده ۶۵۰ تا ۱۲۰۰ ویکرز قرار داشت.
- ۴) افزایش مقدار تقویت کننده کاربید سیلیسیم (۴ تا ۱۲ درصد) و کاهش حرارت ورودی منجر به افزایش سختی پوشش شد.
- ۵) رفتار سایشی پوشش‌ها با افزایش مقدار تقویت کننده (۴ تا ۱۲ درصد) و کاهش حرارت ورودی فرآیند ساخت بهبود یافت.
- ۶) سازوکار سایش در نمونه بدون پوشش از نوع ورقه‌ای و اکسایش سطحی و در نمونه‌های پوشش داده شده ترکیبی از سازوکارهای ورقه‌ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان بود.
- ۷) با طراحی و ساخت قطعات موتور از جنس پوشش ذکر شده در تحقیق می‌توان سختی و مقاومت به سایش را افزایش داد و در نتیجه بازده بهتری را از موتور به دست آورد.

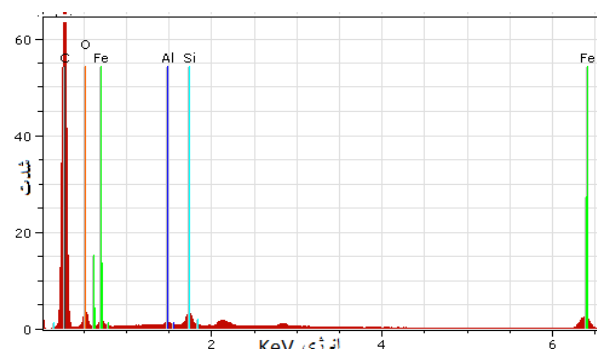
تشکر و قدردانی

نویسندگان این مقاله بر خود لازم می‌دانند از همکاری مسئولین آزمایشگاه‌های دانشکده مهندسی مواد دانشگاه آزاد نجف‌آباد و دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان به خصوص آقایان عربیان و مؤیدی، به سبب همکاری‌هایشان، تشکر نمایند.

مراجع

- [1] S. Buytoz, M. M. Yildirim, H. Eren, Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc synthesized Fe-Cr-C coating on AISI 4340, Materials Letters, Vol. 59, pp. 607-614, 2005
- [2] V. Udhayabanu, K. R. Ravi, Synthesis of in-situ NiAl-Al₂O₃ nanocomposite by reactive milling and subsequent heat treatment, Intermetallics, Vol. 18, pp. 353-358, 2010
- [3] F. Madadi, F. Ashrafizadeh, 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

وجود ریز ترک‌ها در سطح نمونه (شکل ۱۸ ب) می‌تواند نتیجه کار سختی سطحی باشد. این ترک‌ها در صورتی که 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 قوی پوشش باشد. زیرا تنها به این دلیل است که پس از تحمل مسافت طولانی سایشی، این پدیده (ایجاد ترک‌های ناشی از کارسختی) در مراحل اولیه خود قرار دارد.



شکل ۱۹: نتیجه تحلیل EDS ذرات کاربیدی موجود در ذرات سایشی

حاصل از آزمون سایش بر نمونه شماره ۴

از سوی دیگر دقت در تصاویر "الف" و "د" شکل ۱۸ نشان می‌دهد، در سطح سایش علاوه بر وجود آثار رخداد سازوکارهای سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی، شیارهای ناشی از خراش سطحی نیز وجود دارد. اما مقدار این خراش‌ها چندان زیاد نیست. لذا به نظر می‌رسد سازوکار غالب سایش در تمامی نمونه‌ها ترکیبی از سایش ورقه‌ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان باشد. در همین راستا سایر محققان نیز وجود این سازوکار را تأیید کرده‌اند [۲۴]. آنچه در این مورد اهمیت دارد آن است که علیرغم وجود ذرات سختی درون زمینه‌ای نسبتاً نرم از فولاد کم کربن، سازوکار سایش خراشان سازوکار 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 حاوی مقدار فریت نسبتاً زیاد می‌تواند عامل چسبندگی موضعی سطح نمونه‌ها به سطوح در تماس و رخداد سایش چسبان باشد.

با عنایت به آنچه تا کنون ذکر گردید، می‌توان نتیجه گرفت، تغییر در مقدار جریان مورد استفاده و سرعت پیشروی می‌تواند کنترل کننده مقدار انحلال ذرات در حوضچه مذاب، نحوه اختلاط آنها با زمینه و در نتیجه مقدار چسبندگی آنها به زمینه باشد. از سوی دیگر مقدار ذرات وارد شده به زمینه و کیفیت و سازوکار 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. لذا استفاده از قوس تنگستن-گاز برای ایجاد لایه سطحی حاوی ذرات کاربید سیلیسیم علاوه بر سرعت و سهولت بخشی به فرآیند، می‌تواند موجب ایجاد شرایط دسترسی به پوشش مناسب و مقاوم در برابر عوامل

inert gas (TIG), *Surface & Coatings Technology*, Vol. 206, pp. 1423- 1429, 2011

[15] ASTM A-106. Standard specification for seamless carbon steel pipe for high temperature service. USA: ASTM International, 2011

[16] S. S. M. Tavares, 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

[17] J. Lippold, D. Kotecki, *Welding metallurgy and weld ability of stanless stells*, John Wiley & Sons, New York, 2007

[18] K. Sindo, *Welding Metallurgy*, 1987.

[19] S. Buytoz, Microstructural properties of SiC based hardfacing on low alloy steel *Surface & Coatings Technology*, Vol. 200, pp. 3734-3742, 2006

[20] M. F. Buchely, J. C. Gutierrez, The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys, *Wear*, Vol. 259, pp. 52-61, 2005

[21] 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

[22] R. Yang, Z. Liu, Study of in-situ synthesis TiCp/Ti composite coating on alloy Ti6Al4V by TIG cladding, Vol. 36, pp. 349-354, 2012

[23] Y. C. Lin, "lucidating the microstiucture and wear behavior of tungsten carbide, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 210, pp. 219-225, 2010

[24] K. Amini, A. Akhbarizadeh, 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*, Vol. 45, pp. 316-322, 2013

[4] Y. C. Chen, Reinforcements affect mechanical properties and wear haviors of WC clad layer by gas tungsten arc welding, *Materials and Design*, Vol. 45, pp. 6-14, 2013

[5] S. A. Sarhangi, The introduction of ceramic coatings for use in the aerospace industry by thermal spraying methods, *Tenth National Conference on Surface Engineering*, Isfahan, 2006

[6] M. M. Schwartz, *Ceramic joining*, ASM International, pp. 20-98, 1990

[7] R.M. Do Nascimento, A.E. Martinelli, A. J. A. Buschineli, Review article: Recent advances in metal-ceramic brazing, *Ceramica*, pp. 178-198, 2003

[8] I.E. Rejmanis, *Ceramic joining*, The American Society, pp. 10-17, 1988

[9] C.A. Lewinsohn, M. Singh, R. Loehman, *Advances in joining of ceramics*, American Ceramic Society, pp. 77-90, 2003

[10] K. Saganuma, *Joining non-oxide ceramics*, American Ceramic Society, pp. 523-531, 1998

[11] 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

[12] S. Buytoz, 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

[13] Y. C. Lin, Microstructure and tribological performance of Ti-6Al-4V cladding with SiC powder, *Surface & Coatings Technology*, Vol. 205, pp. 5400-5405, 2011

[14] O. Nuri Celik, M. Ulutun, Effects of graphite content on the microstructure and wear properties of an AISI 8620 steel surface modified by tungsten