

# ورود ذرات کاربید سیلیسیوم در زمینه‌ای از فولاد ASTM A106 به روش جوشکاری قوس تنگستن-گاز و مطالعه رفتار سایشی کامپوزیت سطحی حاصل

حسین مظاهری و علیرضا اعلائی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی

واحد نجف‌آباد

محمود فاضل

بخش فنی و مهندسی، گروه مهندسی مکانیک

دانشگاه پیام نور

( دریافت مقاله : ۹۳/۱۰/۱۰ - پذیرش مقاله : ۹۳/۱۱/۰۷ )

## چکیده

در این پژوهش مکانیزم ایجاد پوشش کامپوزیتی حاوی ذرات کاربید سیلیسیوم بر سطح فولاد ASTM A106-Gr.B با به کارگیری فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن - گاز بررسی شد. بدین منظور ذرات کاربید سیلیسیوم 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 ساختاری دندریتی دارد که ذرات تقویت کننده کاربید سیلیسیوم در مناطق بین دندریتی و در میان فاز فریت اشباع از کربن و سیلیسیوم قرار گرفته است. این توزیع ذرات باعث بهبود سختی و رفتار سایشی پوشش مذکور شد. 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 سیلیسیوم 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 سیلیسیوم.

## Study on Insertation of SiC into ASTM A106 Steel Surface Using Tungsten Inert Gas (TIG) Arc Welding Process and Wear Properties of This Composite layer

H. Mazaheri and A. Aalaei

Department of Materials Engineering, Islamic Azad University, Najafabad Branch

M. Fazel

Department of Mechanic Engineering, Payame Noor University

(Received 31 December 2014, accepted 27 January 2015)

### Abstract

In this research work, mechanism of SiC insertation into ASTM A106-Gr B steel surface and composite layer formation studied. This layers formed using the tungsten inert gas (TIG) arc welding process. Therefore, silicon carbide particles with different volume percentages were applied on the steel surface by changing the current density, melting and mixing process. Composite layer microstructures studied using optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS) spot analysis. The results showed that surface layers have the dendritic structure with silicon carbides particles into ferrite phase. Micro hardness tests results showed increasing of surface hardness about 650 to 1200 VHN compare to uncoated samples about 200 VHN. Studing of composite layers wear behavior showed significant improvements with added silicon carbide reinforcement. The dominant wear mechanism of uncoated samples were delamination wear and surface oxidation. But, results showed that coated samples had a mixture of delamination wear, surface oxidation and adhesive wear.

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

**E-mail of corresponding author:** mazaheri2646@gmail.com.

## مقدمه

عملیات سطحی بر روی فولادها می‌تواند مقاومت خوردگی، مقاومت سایشی یا رفتار خستگی آنها را بهبود دهد [۱]. یکی از روش‌های سخت کاری سطحی<sup>۴</sup> 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 B<sub>۴</sub>C به مذاب ایجاد شده در سطح و تشکیل لایه‌ای با ضخامت قابل توجه بر روی سطح است [۴]. به عنوان مثال یوچی لین<sup>۲</sup> و همکارانش در پژوهشی به بررسی ریزساختار و عملکرد سایشی لایه SiC پوشش داده شده بر روی فولاد کشته شده‌ی SKD61 با روش GTAW<sup>۳</sup> پرداخته‌اند. آن‌ها گزارش داده‌اند که ذرات SiC در طی فرآیند GTAW تجزیه شده و فازهای شبه پایدار مانند Fe<sub>۳</sub>C و Fe<sub>۸</sub>Si<sub>۲</sub> و همچنین فاز پایدار گرافیت در سیستم سه تایی Fe-Si-C به وجود آمده‌اند. این محققین مدعی شده‌اند که همین رخدادهای منجر به افزایش سختی و مقاومت به سایش لایه سطحی شده است [۵].

بایتوز<sup>۴</sup> 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 هیپوئوتکتیک سطحی به ساختار هایپروئوتکتیک تبدیل خواهد شد. آنها پیشنهاد کردند که بیشینه سختی به دست آمده به حضور کاربیدهای M<sub>۷</sub>C<sub>۳</sub> پراکنده در سطح فولاد مربوط باشد [۶]. در همین رابطه لین<sup>۵</sup> و همکاران ذرات SiC را بر روی آلیاژ Ti-6Al-4V 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].

عثمان نوری<sup>۶</sup> 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 سرویس‌دهی 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 تحقیق

در این پژوهش از فولاد کربنی ASTM A106 Gr.B (معادل با فولاد St 45.8 مطابق با استاندارد DIN) با ابعاد

<sup>۵</sup> Lin

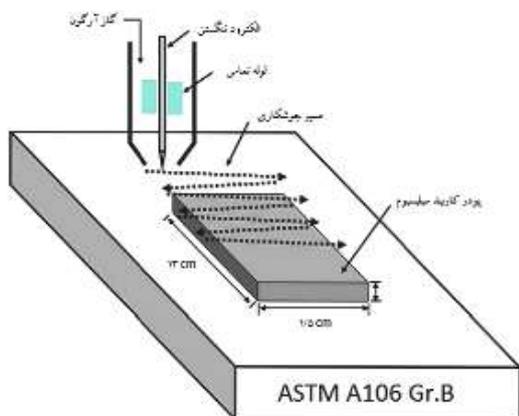
<sup>۶</sup> Osman Nuri

<sup>۱</sup> Hard facing

<sup>۲</sup> Yu-Chi Lin

<sup>۳</sup> Gas tungsten arc welding

<sup>۴</sup> Buytoz



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

مرحله به ۲ الی ۳ میلی‌متر کاهش پیدا کرد. بررسی ریز ساختاری پوشش به دست آمده با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) همراه با آنالیز نقطه‌ای 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 ویکرز با بار اعمالی ۱۰۰ گرم در مدت زمان اعمال ۵ ثانیه به دست آمد. بررسی‌های سایشی نیز توسط دستگاه سایش رفت و برگشتی، با استفاده از پین‌هایی از جنس فولاد بلبرینگ ۵۲۱۰۰ و با بار ۱۵۰ N انجام شد. جرم از دست داده شده در فواصل ۵۰، ۵۰، ۱۰۰، ۱۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰ متر توسط ترازوی GIBERTINIE 42 S-B با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم اندازه‌گیری شد.

### نتایج و بحث

#### 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

۸×۴۵×۱۵۰ میلی‌متر استفاده شد. در ابتدا قطعات تمیز شده و تا سنباذه شماره ۳۲۰ سنباذه زنی 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 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. راندمان حرارتی در جوشکاری قوسی تنگستن - گاز ۰/۴۸ در نظر گرفته شد [۱۱].

جدول ۱. پارمترهای فرآیند رویه سازی 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)	مقدار 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

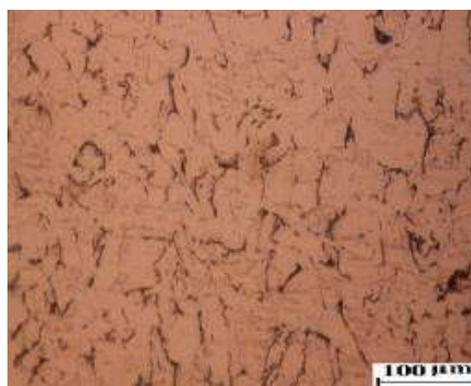
سرعت جوشکاری (۰/۴۸\*ولتاژ\*شدت جریان) = حرارت ورودی

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

جدول ۲. ترکیب شیمیایی فولاد ASTM A106 Gr.B

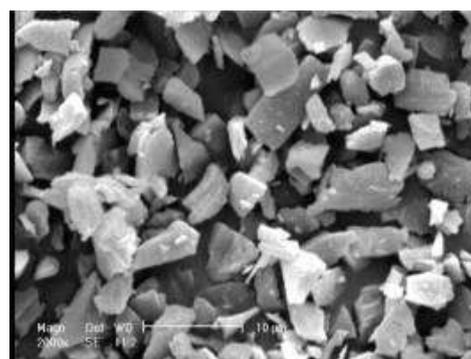
عنصر	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Fe
درصد	۰/۱۲	۰/۱۶	۰/۴۸	۰/۰۰۶	۰/۰۰۵	۰/۰۹۸	۰/۰۳	۰/۱۰	۰/۰۳۱	۰/۱۱	بقیه

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.



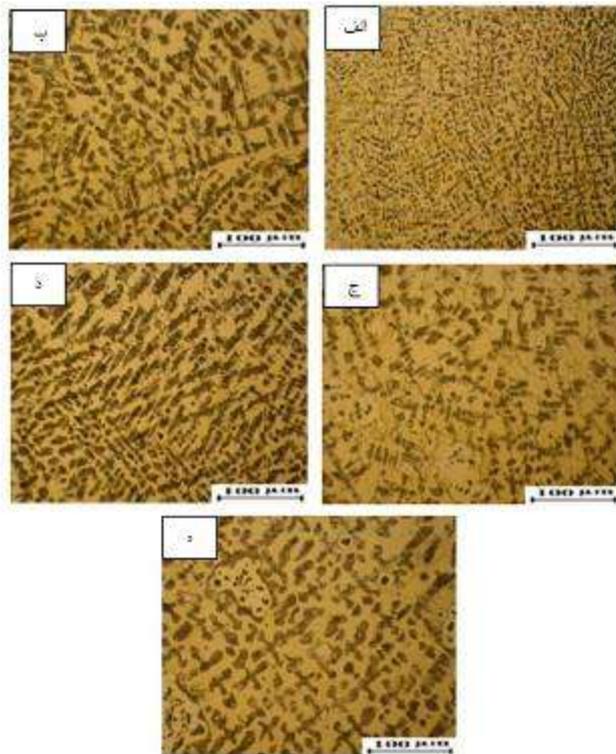
شکل ۲. ریز ساختار فولاد ASTM A106-Gr.B مورد استفاده.

است. به عبارت 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. نتایج گزارش شده از مطالعات سایر محققین نیز همین نتیجه را در پی داشته است [۱۲]. 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 است [۱۳]. 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 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 [۱۳] در اینجا محتمل است. بر اساس این مکانیزم می‌توان گفت، 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. 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 پیش‌بینی می‌شود، پس از اتمام فرآیند



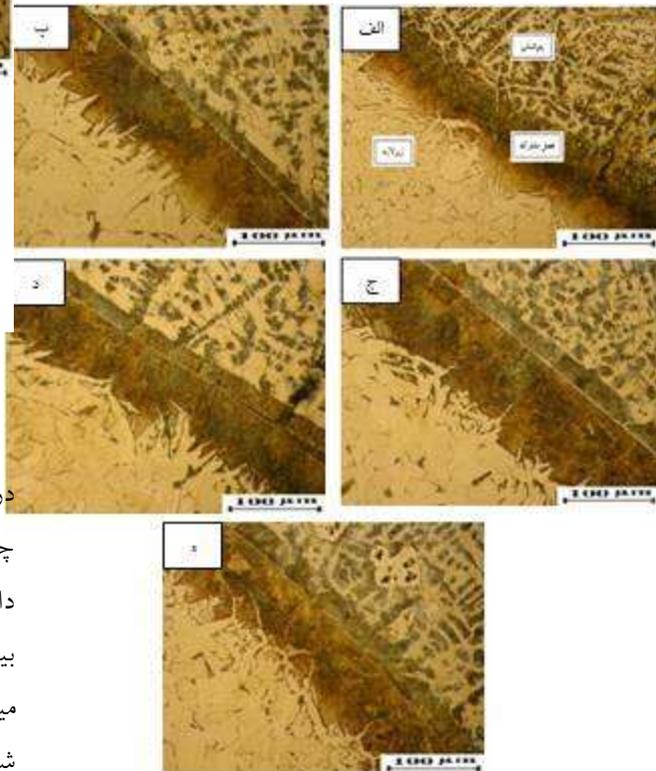
شکل ۳. تصویر میکروسکوپی الکترونی از ذرات پودر SiC مورد استفاده در پوشش‌سازی.

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

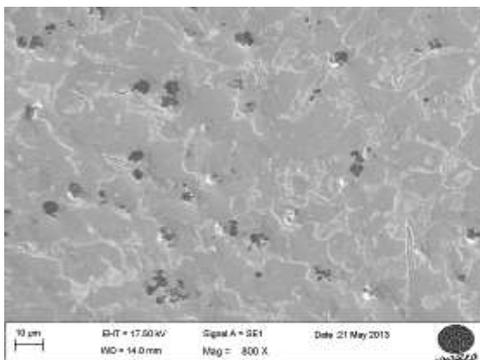


شکل ۶. ریزساختار پوشش سطحی نمونه‌های مختلف (الف نمونه ۲، ب نمونه ۳، ج نمونه ۴، د نمونه ۵، ه نمونه ۶)

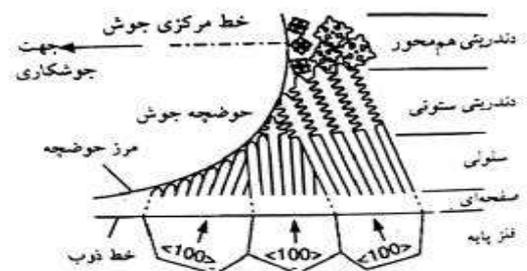
در خصوص تجزیه کاربید سیلیسیوم و نقش آن در حصول چنین ساختار دندریتی سایر محققین نیز به آن اشاره داشته‌اند [۱۴]. بررسی‌های دقیق‌تر نشان داد، بر اساس پیش بینی، ذرات کاربید سیلیسیوم وارد شده به لایه سطحی در میان شاخه‌های دندریتی قرار گرفته‌اند. تصویر ارایه شده در شکل ۷ حضور مقدار قابل توجه از ذرات کاربید سیلیسیوم در ساختار پوشش را به وضوح نشان می‌دهد.



شکل ۴. سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده در بزرگنمایی کم، (الف نمونه ۲، ب نمونه ۳، ج نمونه ۴، د نمونه ۵، ه نمونه ۶)

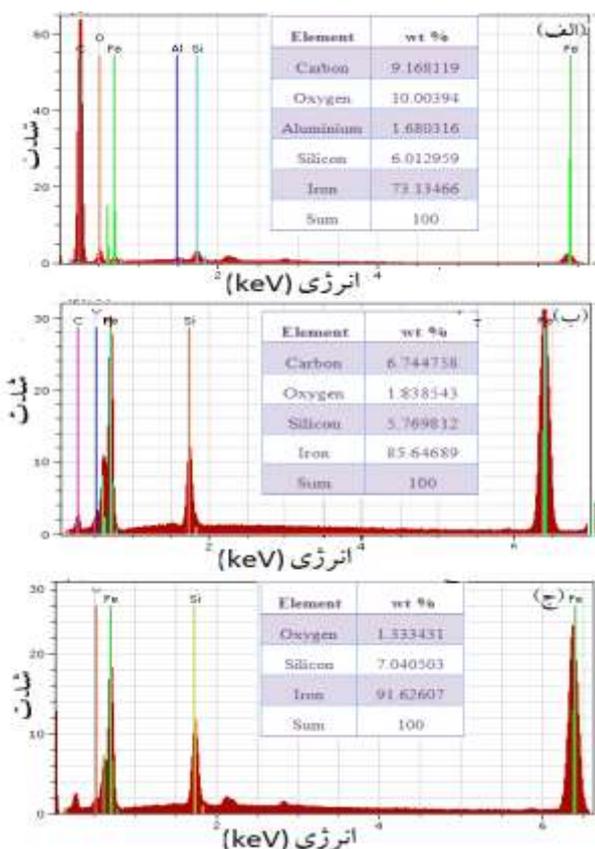


شکل ۷. تصویر میکروسکوپی الکترونی ریز ساختار پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲.



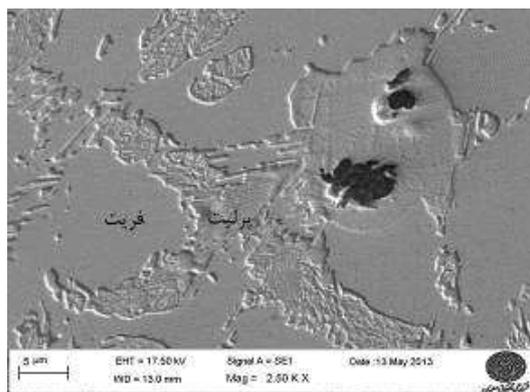
شکل ۵. تصویر نمادین از تغییرات حالت انجماد در سرتاسر منطقه ذوب [۱۳].

فريتی حاوی سيليسیوم و کربن بالاتر از حد حلالیت تعادلی کربن در یک شعاع مشخص در اطراف ذرات باشد. همانگونه که دیده می شود این امر صحت پیش بینی اولیه در این خصوص را تایید می نماید. نتایج آنالیز EDS از این ناحیه که در شکل ۹ ارایه شده است، نشان می دهد که این مناطق از کربن و سيليسیوم غنی هستند. این امر توسط سایر محققان نیز گزارش شده است [۱۴]. انحلال سریع سطحی ذرات حین فرآیند، موجب ناصافی سطح ذرات کاربید سيليسیوم شده و پیوندهای میکرو مکانیکی این ذرات بازمنه را تقویت نموده است. در حقیقت این پدیده نقش مهمی در ایجاد یک کامپوزیت سطحی و عدم جدایش ذرات حین فرآیند باوجود تفاوت در چگالی این دو ماده داشته است.



شکل ۹. نتایج آنالیز EDS بخش‌هایی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲: الف) ذرات کاربید، ب) فريت اطراف ذرات ج) سماتیت اطراف ذرات.

همچنین دیده می شود، 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 ارایه شده در شکل ۷ به خوبی مشاهده می شود. این نکته نیز پیش بینی مربوط به مکانیزم انحلال ذرات و ذوب ترکیبی پیپ و ساواژ را به خوبی تایید می نماید. از طرف دیگر، در برخی از ذرات کاهش محسوس ابعادی مشاهده می گردد. ناصافی سطح ذرات و کاهش ابعاد می تواند به دلیل انحلال بخشی از کاربید سيليسیوم در آهن باشد. شکل ۸ ریز ساختار بخشی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲ را در بزرگنمایی بالاتر نشان می دهد.

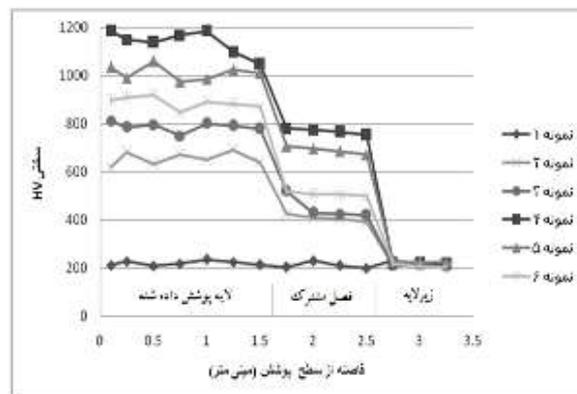


شکل ۸. ریزساختار پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲.

در این تصویر دانه‌های فريت، کولونی‌های پرليت و ذرات کاربید سيليسیوم به خوبی قابل تشخیص هستند. دیده می شود، با وجود مقدار کربن کم فولاد مورد استفاده، مقدار پرليت تشکیل شده در پوشش بیش از مقدار مورد انتظار است. حضور این پدیده را می توان به انحلال بخشی از ذرات کاربید سيليسیوم و ورود کربن به مذاب دانست. از سوی دیگر، در اطراف ذرات کاربید سيليسیوم ناحیه‌ای از فريت مشاهده می شود که حین اچ شیمیایی بیش از فريت زمینه خورده شده است. این به معنی فعال و ناپایداریتر بودن اتم‌ها در این ناحیه است. این پدیده می تواند به انحلال ذرات کاربید سيليسیوم در آهن اطراف و تشکیل

### نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی

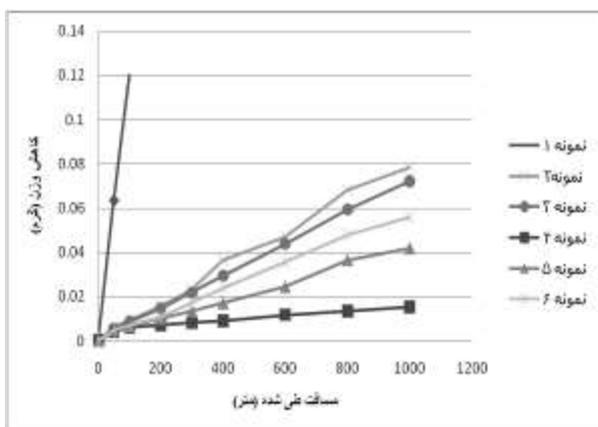
نتایج حاصل از ریز سختی پوشش‌های ایجاد شده در طی این پژوهش در شکل ۱۰ ارائه شده است. همان گونه که دیده می‌شود، پوشش‌های کامپوزیتی تشکیل شده بر سطح به دلیل حضور فاز تقویت کننده کاربید سیلیسیوم، ورود کربن اضافی به سطح و در نتیجه افزایش میزات پرلیت و نیز دانه‌های ریز ایجاد شده تحت شرایط انجمادی سریع جوشکاری،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



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

### رفتار تریبولوژیکی

بررسی رفتار سایشی نمونه‌های پوشش‌دهی شده نتایج جالبی را به همراه داشت. شکل ۱۱ 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 که توسط محققین دیگر نیز گزارش شده است [۱۶] دور از انتظار نیست.

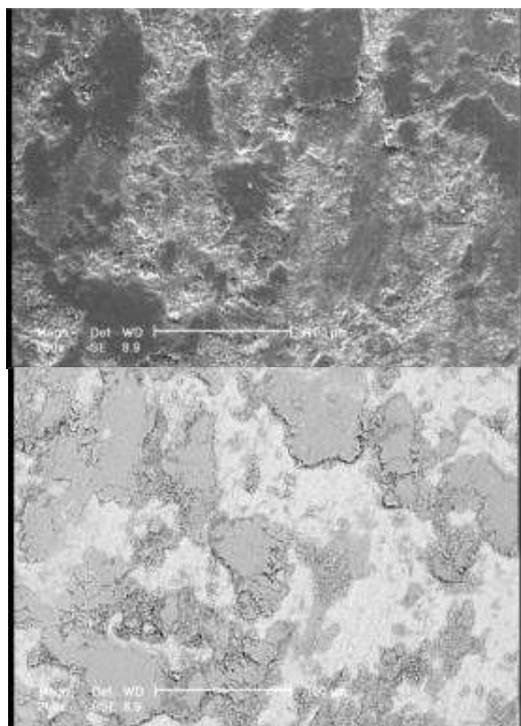


شکل ۱۱. نمودار کاهش وزن برحسب مسافت طی شده برای نمونه‌های قرار گرفته تحت آزمون سایش.

این در حالی است که در سایر نمونه‌ها و با افزایش سختی، میزان مقاومت در برابر سایش افزایش یافته است. آن گونه 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، 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 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، بخصوص در مسافت‌های بالا تأیید کننده این مطلب است که حضور مقدار قابل ملاحظه‌ای از

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. در این رابطه محققین دیگر [۱۵] نیز نتایج مشابهی را ارائه نموده‌اند.

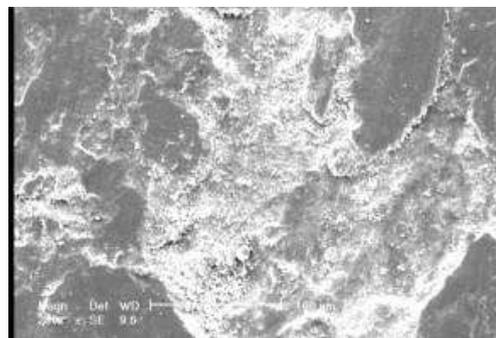
تصویر ارایه شده در شکل ۱۳ حضور هم‌زمان ذرات سایشی ورقه‌ای شکل به همراه ذرات بسیار ریز اکسیدی را نشان می‌دهد. این امر تأیید کننده مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی به شکل هم‌زمان برای این نمونه می‌باشد. معمولاً نمی‌توان به نشانه یا مشخصه تصویری خاصی برای مکانیزم سایش اکسیداسیون در تصاویر SE<sup>۱</sup>، اشاره نمود اما در تصاویر BSE<sup>۲</sup>، 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 علاوه مقادیر قابل توجهی اکسیژن را تأیید می‌نماید. چنین پدیده‌ای در تحقیقات سایر محققان [۱۷] نیز قبلاً گزارش شده است. شکل ۱۴ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه شماره ۲ پس از انجام آزمون سایش را نشان می‌دهد.



شکل ۱۴. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه شماره ۲، تصویر بالا تصویر بدست آمده از الکترون‌های ثانویه و تصویر پایین همان تصویر با استفاده از الکترون‌های پس پراکنده شده.

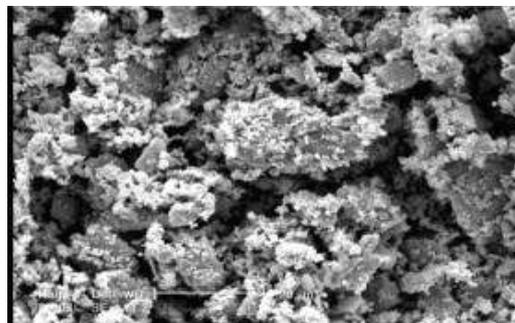
ذرات سخت در لایه سطحی و ایجاد شرایط بهینه فرآیند می‌تواند موجب افزایش متناسب سختی و مقاومت سایشی گردد.

شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپی 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.



شکل ۱۲. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه ۱.

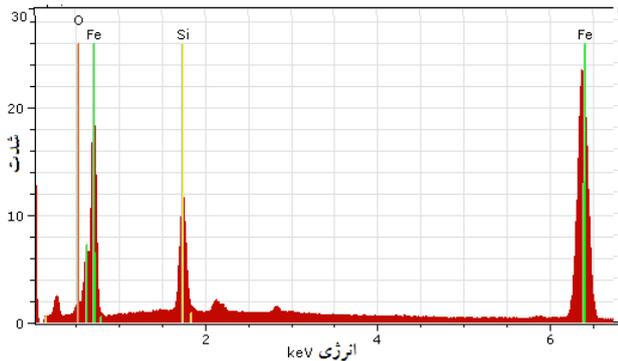
همچنین در بخش‌هایی از این سطح سایش، آثار اکسایش سطحی و ایجاد ذرات بسیار ریز اکسیدی مشاهده می‌شود. شکل ۱۳ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ذرات سایشی حاصل از آزمون انجام شده بر این نمونه را نشان می‌دهد.



شکل ۱۳. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ذرات حاصل از سایش نمونه ۱.

<sup>1</sup> Secondary electrons

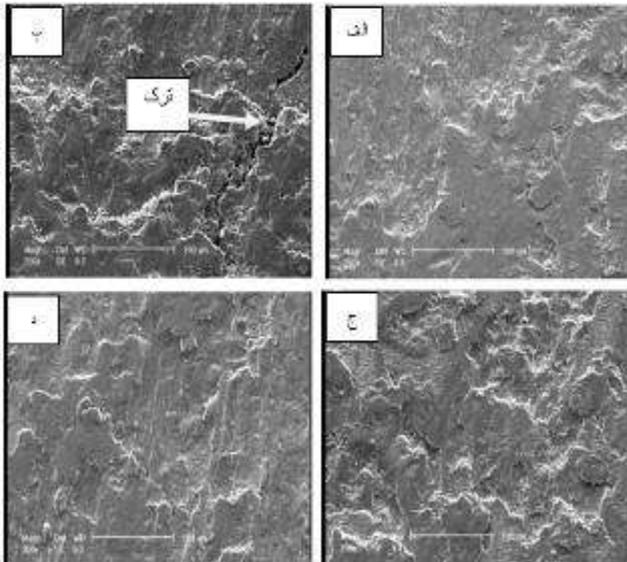
<sup>2</sup> Back scattered electrons



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

سطحی است. در این رابطه، 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 ننموده‌اند.

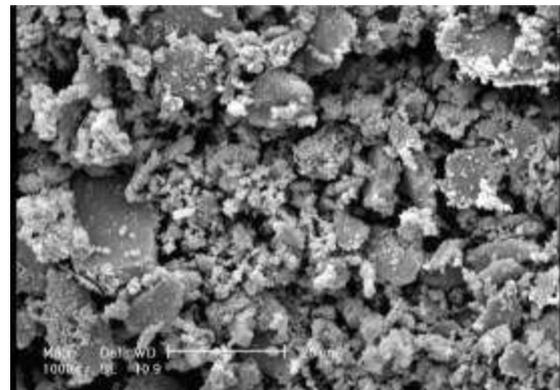
شکل ۱۷ تصاویر میکروسکوپی الکترونی حاصل از سطح سایش نمونه‌های گروه ۳، ۴، ۵ و ۶ را نشان می‌دهد.



شکل ۱۷. تصاویر میکروسکوپی الکترونی 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 بالا مربوط است. آن‌گونه که در این تصاویر قابل مشاهده است، در

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 ماده و وجود ذرات سخت در پوشش، سایش ناشی از خروج ذرات کاربیدی از سطح و قرارگیری در فصل مشترک، مکانیزم غالب سایش در این نمونه نبوده است. بنابراین دیده می‌شود، همچنان جدا شدن ورقه‌های سطحی و اکسایش عامل سایش در این نمونه است. بخصوص آن‌که تصویر به دست آمده از الکترون‌های پس پراکنده شده به وضوح حضور مناطق با چگالی کمتر از فولاد را مشخص نموده است. این امر می‌تواند دلیلی بر وجود اکسیدهای سطحی در مناطق مورد بررسی باشد [۱۸]. همچنین در شکل ۱۵ تصویر به دست آمده از ذرات سایشی مربوط به همین نمونه‌ها نشان داده شده است.



شکل ۱۵. تصویر میکروسکوپی الکترونی 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 هستند. برای اطمینان بیشتر ذرات ریز حاصل از سایش با استفاده از سیستم EDS میکروسکوپ الکترونی روبشی آنالیز گردیده و نتیجه آن در شکل ۱۶ ارائه شده است.

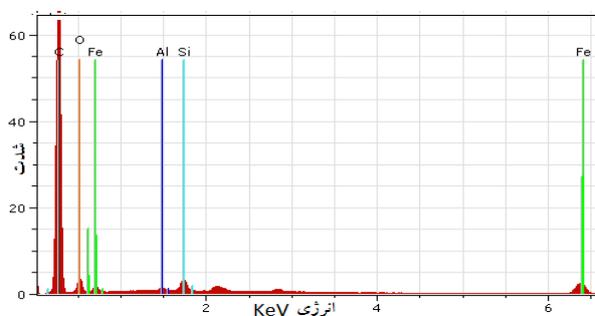
نتیجه آنالیز عنصری این ذرات سایشی نشان می‌دهد آنها از ترکیب اکسیژن و آهن تشکیل شده‌اند که تأیید کننده رخداد هم‌زمان مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش

آنچه در این مورد اهمیت دارد آن است که با وجود حضور ذرات سخت سرامیکی درون زمینه‌ای نسبتاً نرم از فولاد کم کربن، مکانیزم سایش خراشان مکانیزم غالب سایش 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 سایش چسبان باشد.

با عنایت به آنچه تا کنون ذکر گردید، می‌توان نتیجه گرفت، تغییر در پارامترهای فرآیند، چون 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 تریبولژیکی از جمله رفتار سایشی خواهد بود، لذا استفاده از قوس تنگستن-گاز برای ایجاد لایه سطحی حاوی ذرات کاربرد سیلیسیم علاوه بر سرعت و سهولت بخشی به فرآیند، می‌تواند موجب ایجاد شرایط دسترسی به پوشش مناسب و مقاوم در برابر عوامل 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. بخصوص هزینه‌هایی که به اتلاف زمان در تعویض قطعات یا مشکلات ناشی از خروج ذرات تقویت‌کننده از سطح مرتبط هستند.

سطح سایش آثار کننده شدن لایه‌های سطحی توام با ترک خوردگی در سطح وجود دارد. این بدان معنی است که همچنان مکانیزم سایش ورقه‌ای شاید به همراه سایش چسبان و خراشان رخ داده است. بخصوص آن‌که در میان ذرات سطحی حاصل از سایش این نمونه‌ها ذرات کاربرد سیلیسیوم مشاهده شدند. در شکل ۱۸ نتیجه آنالیز عنصری ذرات کاربردی موجود در محصولات سایش ارایه شده است.

وجود ریز ترک‌ها در سطح نمونه (شکل ۱۷ 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 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.



شکل ۱۸. نتیجه آنالیز EDS ذرات کاربردی موجود در ذرات سایشی

حاصل از آزمون سایش بر نمونه شماره ۴.

از سوی دیگر دقت در تصاویر "الف" و "د" شکل ۱۷ نشان می‌دهد، در سطح سایش علاوه بر وجود آثار رخداد مکانیزم‌های سایش ورقه‌ای و اکسایش سطحی، شیارهای ناشی از خراش سطحی نیز وجود دارد. اما میزان این خراش‌ها چندان زیاد نیست، لذا به نظر می‌رسد مکانیزم غالب سایش در تمامی نمونه‌ها ترکیبی از سایش ورقه‌ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان باشد. در همین رابطه سایر محققان نیز وجود این مکانیزم را تأیید کرده‌اند [۱۹].

- synthesized Fe-Cr-C coating on AISI 4340*, *Materials Letters*, 59(2005) 607-614.
2. V. Udhayabanu, 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*, 18(2010) 353-358.
  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*, 510(2012) 71-77.
  4. Y. C. Chen, *Reinforcements affect mechanical properties and wear haviors of WC clad layer by gas tungsten arc welding*, *Materials and Design*, 45(2013) 6-14.
  5. 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*, 47(2013) 828-835.
  6. S. Buytoz, M. Ulutan, *In situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI 304 stainless steel by TIG surface alloying*, *Surface & Coatings Technology*, 200(2006) 3698-3704.
  7. Y. Lin, *Microstructure and tribological performance of Ti-6Al-4V cladding with SiC powder*, *Surface & Coatings Technology*, 205(2011) 5400-5405.
  8. O. Nuri Celik, M. Ulutun, *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. S. S. M. Tavares, J., M. Pardal, *Failure of ASTM A-106 Gr.B tube by creep and erosive wear*, *Engineering Failure Analyses*, 26(2012) 337-343.
  11. M. B. Nasiri, *Investigation o the influence of various welding parameters on the arc thermal efficiency of the GTAW process by calorimetric method*, *Journal of Mechanical Science and*

## نتیجه‌گیری

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

- (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 دندردیتی و ریز دانه همراه با تقویت کننده‌های کاربید سیلیسیوم در نواحی بین دندردیتی 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.

## 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 مویدی، به سبب همکاری‌هایشان، تشکر نمایند.

## مراجع

1. S. Buytoz, M. M. Yildirim, H. Eren, *Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc*

- Technology, 28 (2014) 3255-3261.
12. J. Lippold, D. Kotecki, *Welding metalurgy and weld ability of stanless stell*s, John Wiley & Sons, New York, 2007.
  13. K. Sindo, *Welding Metallurgy*, 1987
  14. S. Buytoz, *Microstructural properties of SiC based hardfacing on low alloy steel*, Surface & Coatings Technology, 200(2006) 3734-3742.
  15. M. F. Buchely, J. C. Gutierrez, *The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys*, Wear, 259(2005) 52-61.
  16. J. Majumdar, *Studies on compositionally graded silicon carbide dispersed composite surface on mild steel developed by laser surface cladding*, 203(2008) 505-512.
  17. R. Yang, Z. Liu, *Study of in-situ synthesis TiCp/Ti composite coating on alloy Ti6Al4V by TIG cladding*, 36(2012) 349-354.
  18. Y. C. Lin, *Elucidating the microstiucture and wear behavior of tungsten carbide*, Journal of Materials Processing Technology, 210(2010) 219-225.
  19. 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, 45( 2013) 316-322.