

## تأثیر افزودن سیلیسیوم بر ریزساختار و خواص تریبولوژیکی روکش‌های Fe-Al تولید شده توسط فرایند GTAW

عباس رستمی<sup>۱</sup>، مهدی رفیعی<sup>\*</sup>

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۱۰/۱۰، ش.ص: ۱۶۲-۱۴۹، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۰۹/۰۵)

### چکیده

در این پژوهش به ارزیابی ریزساختار و رفتار تریبولوژیکی فولاد کربنی CK45 پوشش داده شده با آلیاژهای Fe-Al و Fe-Al-Si با استفاده از فرایند GTAW پرداخته شد. جهت بررسی ریزساختارهای تشکیل شده از میکروسکوپ نوری و همچنین جهت تعیین فازهای موجود روی سطح روکش‌ها از آزمون پراش اشعه ایکس (XRD) استفاده شد. جهت ارزیابی رفتار سایشی روکش‌های ایجاد شده از آزمون سایش پین روی دیسک در دو دمای محیط و ۵۰۰ درجه سانتیگراد استفاده شد و در ادامه سطوح سایش جهت تعیین مکانیزم غالب سایش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفتند. نتایج نشان داد که ریزساختار فلز جوش نمونه Fe-Al-Si به صورت دندریتی و در برخی نقاط به صورت شبکه‌ای رشد کرده است، در صورتی که در نمونه Fe-Al به صورت تیغه‌ای رشد کرده است. در فلز جوش نمونه سه‌تایی Fe-Al-Si به واسطه حضور Si به عنوان یک عنصر آلیاژی، وسعت منطقه انجماد سلولی و صفحه‌ای کم‌تر بود و جای خود را به منطقه انجماد دندریتی هم محور داده بود. الگوی پراش پرتو ایکس روکش‌ها نشان داد که در روکش دو تایی فاز غالب Fe<sub>3</sub>Al و در روکش سه‌تایی فاز غالب (Fe,Si)<sub>3</sub>Al می‌باشد. همچنین نمونه Fe-Al-Si نسبت به نمونه Fe-Al دارای سختی و مقاومت به سایش بهتری بود و با افزودن سیلیسیوم به سطح رفتار سایشی روکش به دلیل اصلاح ریزساختار و تشکیل ترکیب بین فلزی کمپلکس (Fe,Si)<sub>3</sub>Al بهبود یافت. تصاویر سطح سایش نشان داد، مکانیزم غالب سایش در پین‌های هر دو روکش در دمای محیط سایش چسبان می‌باشد. در دمای ۵۰۰°C سطح سایش پین سیستم دو تایی Fe-Al بیانگر سایش خراشان خیش ریز و سیستم سه‌تایی Fe-Al-Si بیانگر هر دو مکانیزم چسبان و خراشان بود.

واژه‌های کلیدی: روکش کاری، Fe<sub>3</sub>Al، (Fe,Si)<sub>3</sub>Al، GTAW، سایش، ریزساختار.

<sup>۱</sup>-مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

\*- نویسنده مسئول مقاله: [m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir](mailto:m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir)

## پیشگفتار

پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که با اضافه کردن نیوبیوم به آلیاژ سخت کاری سطحی خواص سایشی در تنش‌های بالا و پایین بهبود می‌یابد که ناشی از حضور کاربیدهای اولیه و پراکندگی نیوبیوم در زمینه آستنیتی به همراه کاربید کروم است. لی و همکارانش [۱۶] در پژوهشی، روکش کاری پودرهای ترکیبی  $Fe_3Al-B_4C-TiN$  روی زیرلایه‌ی آلیاژ TA2 به روش لیزر را مورد بررسی قرار دادند. این محققین ترکیبات بین فلزی  $Fe-Ti$ ،  $Ti-Al$ ،  $TiC$ ،  $TiC_0.3N_0.7$  و  $Ti-B$  و  $Fe_3Al$  را روی سطح مشاهده کردند. همچنین مشاهده کردند که نانوبلورهای  $TiB_2$  که از طریق واکنش‌های متالورژیکی تولید شده اند، باعث بهبود ریزساختار پوشش شده‌اند. یانگ و همکارانش [۱۷] ریزساختار و خواص سایشی پوشش‌های  $Fe-Cr-C$  با درصد‌های مختلف نیوبیوم (۰، ۰/۳، ۰/۷ و ۱) ایجاد شده توسط فرآیند لیزر را بررسی کردند. نتایج آن‌ها نشان داد که بهترین ریزساختار (از دو نوع مارتنزیت معمولی و پراآلیاژ) زمانی که مقدار عنصر نیوبیوم برابر ۰/۷ درصد وزنی باشد، بدست می‌آید که با افزایش درصد وزنی نیوبیوم درشت‌تر و قابل تفکیک‌تر می‌شود و مقدار کاربیدهای MC افزایش می‌یابد. با توجه به مطالعات گذشته و بررسی‌های انجام شده، پژوهشی روی روکش کاری آلیاژهای  $Fe-Al-Si$  توسط فرآیند GTAW روی سطح فولاد کربنی و بررسی خواص آن در منابع مشاهده نشد. لذا در این پژوهش به بررسی ریزساختار و رفتار تریبولوژیکی فولاد کربنی CK45 پوشش داده شده با آلیاژ  $Fe-Al-Si$  توسط فرآیند GTAW و بررسی اثر سیلیسیوم پرداخته شده است.

## مواد و روش‌ها

در این پژوهش از ورق فولاد کربنی CK45 با ابعاد  $10 \times 50 \times 100$  میلی‌متر مکعب با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول (۱) به عنوان فلز زیرلایه استفاده شد. میزان عناصر موجود در فلز زیرلایه و فلز جوش با استفاده از آنالیز عنصری توسط دستگاه کوانتومتری مدل Foundry Master UV اندازه‌گیری شد. نمونه‌ها ابتدا با سنگ مغناطیسی زنگ‌زنی شدند. سپس شیاری با ابعاد  $2 \times 10 \times 6$  میلی‌متر مکعب روی سطح نمونه‌ها توسط دستگاه فرز CNC ایجاد شد (مطابق شکل ۱).

فولادهای ساده کربنی به دلیل قیمت پایین و برخورداری از خواص مناسبی مانند جوش پذیری خوب، قابلیت ماشین کاری بالا، خواص مکانیکی نسبتاً مناسب و در دسترس بودن، بطور وسیعی در صنایع مختلفی از جمله سازه‌های ساختمانی، حمل و نقل، راه‌آهن، ماشین‌آلات و دستگاه‌های نورد استفاده می‌شوند [۱ و ۲]. علاوه بر خواص مناسب ذکر شده، این فولادها دارای مقاومت به سایش و خوردگی هستند. تغییر در مشخصه‌های سطحی مواد از جمله ریزساختار، زبری و سختی سطح، باعث تغییر رفتار سایشی سطح آن‌ها می‌شود [۳ و ۴]. یکی از روش‌های بهبود خواص سطحی مواد، آلیاژسازی با فرآیندهای جوشکاری نظیر جوشکاری قوسی تنگستن-گاز<sup>۱</sup> (GTAW)، جوشکاری قوسی فلز-گاز<sup>۲</sup> (GMAW)، جوشکاری قوس پلاسما<sup>۳</sup> (PAW)، جوشکاری پرتو الکترونی<sup>۴</sup> (EBW) و جوشکاری پرتولیزه<sup>۵</sup> (LBW) و اعمال مواد مختلف به حوضچه جوش می‌باشد [۵]. در این بین، روش جوشکاری GTAW به دلیل صنعتی بودن، در دسترس بودن و همچنین محافظت نسبتاً کافی از فلز جوش با استفاده از گاز بی‌اثر آرگون به عنوان محیط محافظ، نسبت به روش‌های دیگر برتری دارد [۶]. امروزه عناصر آلیاژ مختلفی از جمله تیتانیوم، وانادیوم، تنگستن و کربن جهت بهبود کیفیت سطح به عنوان پوشش استفاده شده‌اند [۷-۱۳]. به عنوان مثال ژاوو و همکارانش [۱۴] روی تولید پوشش‌های کامپوزیتی  $Fe-Al-Si$  روی سطح فولاد ASTM A283Gr.D به روش لیزر مطالعه کردند و تاثیر ترکیب پودر و توان لیزر را بررسی نمودند. آن‌ها مشاهده کردند که پوشش‌های کامپوزیتی متشکل از  $SiO_2$ ،  $Fe$  و ترکیب بین فلزی  $Al_2Fe_3Si_4$  روی سطح فولاد تشکیل شده است. همچنین مقاومت در برابر سایش پوشش‌های کامپوزیتی، با نسبت  $Fe$ ،  $Al$  و  $Si$  برابر با ۸: ۱: ۱ حداکثر بود که با تغییرات ریزسختی تناسب داشت. کورا و همکارانش [۱۵] به بررسی تاثیر ریزساختار روی رفتار سایشی آلیاژ سخت کاری سطحی  $Fe-Cr-C-Nb$  ایجاد شده با فرآیند جوشکاری هیبرید قوس الکتریکی فلز-گاز و زیرپودری

1. Gas-Tungsten Arc Welding

2. Gas-Metal Arc Welding

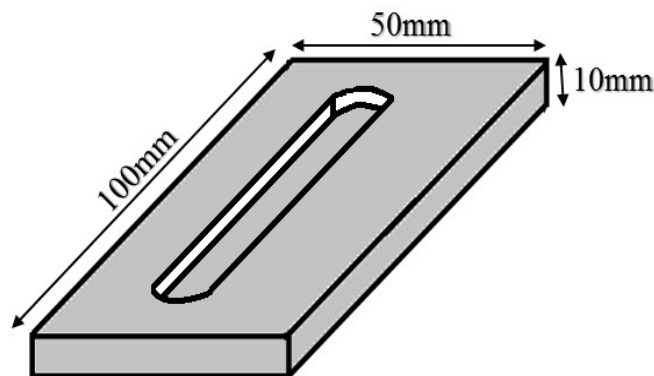
3. Plasma Arc Welding

4. Electron Beam Welding

5. Laser Beam Welding

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و جوش بر حسب درصد وزنی

درصد عناصر	آهن	کربن	آلومینیوم	سیلیسیم	منگنز	کروم	نیکل
فولاد زیرلایه CK45	پایه	۰/۴۵	۰/۱۵	۰/۲۷	۰/۶۶	-	-
فلز جوش Fe-Al	پایه	-	۱۰	۰/۴۸	۰/۱۴	۰/۰۹	۰/۳۲
فلز جوش Fe- Al-Si	پایه	-	۱۰	۴/۹۰	۰/۴۷	۰/۱۳	۱/۰۲



شکل ۱- شماتیک زیرلایه آماده شده جهت روکش کاری (ابعاد بر حسب mm)

جریان مستقیم با الکتروود قطب منفی (DCEN) با شدت جریان ۱۸۰ آمپر، ولتاژ ۱۵ ولت و سرعت جوشکاری ۳۳ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. سرعت جوشکاری توسط محاسبه نسبت کل مسافت جوشکاری به زمان انجام فرایند، بدست آمد. همچنین میزان حرارت ورودی با در نظرگیری راندمان فرایند ۰/۷ برابر با ۳/۴ کیلوژول بر میلی‌متر محاسبه شد.

پس از انجام فرایند روکش کاری، نمونه‌هایی جهت انجام آزمون متالوگرافی از مقطع عرضی برش داده شدند. سپس توسط کاغذهای سنباده از شماره ۶۰ تا ۳۰۰۰ سنباده زنی شدند و پولیش نهایی توسط محلول آلومینای ۰/۳ میکرون و خمیر الماسه با صفحه پولیش نمدی انجام شد. در ادامه نمونه‌ها در محلول اچ نایتال ۲ درصد، به مدت ۵ ثانیه اچ شدند. جهت بررسی و مشاهده ریزساختار از میکروسکوپ نوری ZEISS و برای شناسایی فازهای موجود در ریزساختار سطح روکش ها، از آزمون پراش پرتو

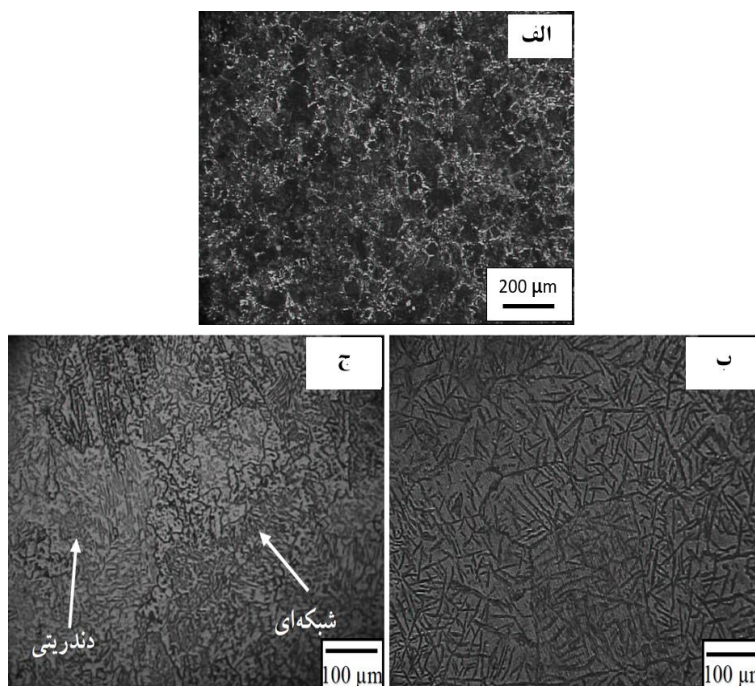
جهت آلیاژسازی سطحی از پودرهای خالص آلومینیوم و سیلیسیوم با اندازه ذرات زیر ۱۰۰ میکرون و خلوص بالای ۹۸ درصد استفاده شد. در یک نمونه فقط پودر آلومینیوم درون شیار پرس شد و در نمونه دیگر پودرهای آلومینیوم و سیلیسیوم با نسبت وزنی مساوی مخلوط شدند و به مدت دو ساعت با نسبت گلوله به پودر ۱۰ به ۱ و با استفاده از گاز محافظ آرگون آسیاب کاری شدند. سپس پودرها با استفاده از دستگاه پرس ۶۰ تن به داخل شیار اعمال شدند که این کار جهت فشرده کردن پودرها و از بین بردن خلل و فرج بین پودرها و در نتیجه کاهش عیوب جوشکاری صورت گرفت. قبل از اعمال پودرها به شیار، تمامی نمونه‌ها با استفاده از برس سیمی برسکاری شده و سپس جهت از بین بردن آلودگی‌ها با آب گرم و استون شستشو داده شدند. فرایند روکش کاری و رسوب لایه‌ی آلیاژی روی زیرلایه با استفاده از روش GTAW توسط دستگاه TIG دستی مدل MERKLE TIG 200 AC/DC تحت گاز محافظ آرگون انجام شد. فرایند جوشکاری با

## نتایج و بحث

### ریزساختار فلز پایه و فلزات جوش

در شکل ۲ تصاویر ریزساختار فلز پایه و فلزات جوش (سطح روکش‌های ایجاد شده) نمونه‌های Fe-Al-Si و Fe-Al ارائه شده است. همان‌گونه که در شکل ۲ (الف) مشاهده می‌شود، ریزساختار فلز پایه متشکل از فازهای فریت مرزدانه‌ای (نواحی سفید) و پرلیت (نواحی سیاه) می‌باشد. با توجه به شکل ۲ (ب) ریزساختار نمونه‌ی Fe-Al به صورت تیغه‌ای می‌باشد. درحالی‌که ریزساختار فلز جوش نمونه‌ی Fe-Al-Si بصورت دندریتی و در برخی از نقاط به صورت شبکه‌ای است (شکل ۲ ج). در واقع Si به‌عنوان یک عنصر آلیاژی با ضریب جدایش تعادلی (k) کوچک‌تر از یک در حین انجماد تمایل به پس زده شدن به سمت مذاب دارد. این پس زده شدن Si و وارد شدن آن به مذاب باقیمانده باعث کاهش نقطه انجماد مذاب باقیمانده در اثر ایجاد تحت انجماد ترکیبی می‌شود که این موضوع شدت تحت انجماد ترکیبی را افزایش داده و با افزایش تحت انجماد ترکیبی حالت انجماد به سمت دندریتی پیش می‌رود.

ایکس توسط دستگاه پراش سنج پرتوی ایکس از نوع Philips pw3040 مجهز به واحد تولیدکننده پرتو Cu-K $\alpha$  و نرم افزار X Pert High Score تحت زاویه تابش ۱۰ تا ۱۰۰ درجه با اندازه پله‌های ۰/۰۵ درجه و زمان توقف ۸ ثانیه برای هر پله استفاده شد. تغییرات ریزسختی از زیرلایه تا فلز جوش توسط آزمون ریزسختی‌سنجی و با استفاده از دستگاه ریزسختی‌سنج MHI با اعمال نیروی ۲۰۰ گرم و زمان توقف ۱۰ ثانیه در فواصل ۱ میلی‌متر روی مقطع عرضی نمونه‌ها انجام شد. جهت بررسی رفتار سایشی فلز جوش ایجاد شده، از آزمون سایش بین روی دیسک در دو دمای محیط و ۵۰۰ درجه سانتیگراد مطابق استاندارد G99 ASTM استفاده شد. بدین ترتیب ابتدا آزمون بارپذیری با نیروهای ۳۰، ۴۰، ۵۰، ۶۰، ۷۰ و ۸۰ نیوتن انجام شد که در نهایت، آزمون سایش با نیروی ۷۰ نیوتن و مسافت ۱۰۰۰ متر انجام شد. جهت انجام این آزمون پین‌هایی استوانه‌ای شکل با قطر ۱/۵ و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر از فلز جوش توسط دستگاه وایر کات برش داده شد و در نهایت آزمون روی دیسک‌هایی از جنس آلیاژ فسفر برنز با قطر ۵۰ و ضخامت ۵ میلی‌متر انجام شد. به منظور بررسی سطوح سایش دیسک و پین از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LEO 435VP استفاده شد.



شکل ۲- (الف) ریزساختار فلز پایه، (ب) ریزساختار فلز جوش در نمونه Fe-Al و (ج) ریزساختار فلز جوش در نمونه Fe-Al-Si

تشکیل شده است. حضور عناصر آلیاژی در حوضچه مذاب باعث می‌شود، منطقه انجماد صفحه‌ای وسعت چندانی نداشته باشد و به منطقه سلولی و نهایتاً دندریتی تبدیل شود. در فلز جوش نمونه سه‌تایی (Fe-Al-Si) به واسطه حضور Si به عنوان یک عنصر آلیاژی، وسعت منطقه انجماد سلولی و صفحه‌ای کم‌تر است و جای خود را به منطقه انجماد دندریتی هم محور داده است. در واقع همان‌گونه که قبلاً بیان شد، Si به‌عنوان یک عنصر آلیاژی با ضریب جدایش تعادلی (k) کوچک‌تر از یک در حین انجماد تمایل به پس زده شدن به سمت مذاب دارد. این پس زده شدن Si و وارد شدن آن به مذاب باقیمانده، باعث کاهش نقطه انجماد مذاب باقیمانده در اثر ایجاد تحت انجماد ترکیبی می‌شود که این موضوع شدت تحت انجماد ترکیبی را افزایش داده و با افزایش تحت انجماد ترکیبی (کاهش نسبت G/R) حالت انجماد به سمت دندریتی پیش می‌رود.

الگوی پراش اشعه ایکس سطح روکش نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si در شکل ۵ ارائه شده است. همان‌گونه که در قسمت (الف) این شکل مشخص است، در روکش دوتایی Fe-Al عمده پیک‌ها مربوط به فاز  $Fe_3Al$  می‌باشد. این موضوع نشان می‌دهد که در حین روکش‌کاری این سیستم، آلومینیوم موجود در شیار با آهن زیرلایه واکنش داده و ترکیب بین فلزی  $Fe_3Al$  به‌صورت درجا تشکیل شده است. همچنین پیک‌هایی مربوط به فاز  $FeAl_3$  نیز در الگوی اشعه ایکس این نمونه مشاهده می‌شود. حضور پیک‌های اکسید آلومینیوم بیانگر اکسید شدن مقادیری آلومینیوم در حین روکش‌کاری می‌باشد.

شکل ۵ (ب) الگوی اشعه ایکس روکش سه‌تایی Fe-Al-Si را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، در الگوی اشعه ایکس مربوط به این نمونه فاز اصلی، ترکیب بین فلزی  $(Fe, Si)_3Al$  می‌باشد که بیانگر حل شدن عنصر سیلیسیوم در ساختار ترکیب بین فلزی  $Fe_3Al$  است. شعاع اتمی عناصر سیلیسیم، آلومینیوم و آهن ترتیب برابر  $1/46$ ،  $1/82$  و  $1/72$  آنگستروم می‌باشد. همانطور که مشاهده می‌شود، شعاع اتمی عنصر سیلیسیوم کم‌تر از دو عنصر دیگر (آلومینیوم و آهن) است. کم‌تر بودن شعاع اتمی عنصر سیلیسیوم، باعث می‌شود پیک‌های فاز  $Fe_3Al$

طبق آنالیز عنصری ارائه شده در جدول (۱)، در این نمونه به دلیل حضور عناصر آلیاژی آلومینیوم و سیلیسیوم و همچنین سرعت بالای انجماد ناشی از فرآیند جوشکاری، ریزساختار به‌صورت دندریتی و در برخی نقاط به‌صورت شبکه‌ای رشد کرده است. ساختار دندریتی تشکیل شده را می‌توان به ترکیبات بین فلزی  $(Fe, Si)_3Al$  نسبت داد. موروزوا<sup>۱</sup> و همکارانش [۱۸] در پژوهشی ساختار دندریتی ترکیبات بین فلزی Fe-Al-Si را در زمینه آلومینیوم مشاهده کردند و آن‌ها را به تشکیل فاز  $Al_8Fe_2Si$  نسبت دادند.

### ریزساختار فصل مشترک منطقه‌ی متأثر از حرارت و فلز جوش

تصاویر ریزساختار منطقه متأثر از حرارت (HAZ) نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si در شکل ۳ ارائه شده است. در این ناحیه ریز ساختار شامل فریت و پرلیت می‌باشد که فاز فریت در اینجا به‌صورت مرزدانه‌ای و به رنگ روشن و نواحی تیره نشانگر پرلیت می‌باشند. در برخی از نواحی فریت به‌صورت ویدمن اشتاتن مشاهده می‌شود.

تشکیل فریت ویدمن اشتاتن و فریت مرزدانه‌ای ناشی از حرارت بالا و سرعت سردشوندگی زیاد در منطقه متأثر از حرارت نسبت به فلز جوش است. در حالی که آستنیت از دمای بالا با سرعت زیاد، سرد می‌شود، فریت درون مرزدانه‌ها جوانه می‌زند و شروع به رشد می‌کند [۱۹]. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، با عبور از سمت فلز زیرلایه و نزدیک شدن به فلز جوش اندازه دانه افزایش یافته و دانه‌ها درشت‌تر شده‌اند که این امر نیز ناشی از حرارت بالای اعمالی در این ناحیه می‌باشد. با نزدیک‌تر شدن به مرز ذوب، پیک دمایی افزایش یافته و ماده زمان طولانی‌تری در دمای بالا باقی می‌ماند، در نتیجه اندازه دانه‌ها بیش‌تر رشد می‌کند و دانه‌ها درشت‌تر می‌شوند [۲۰].

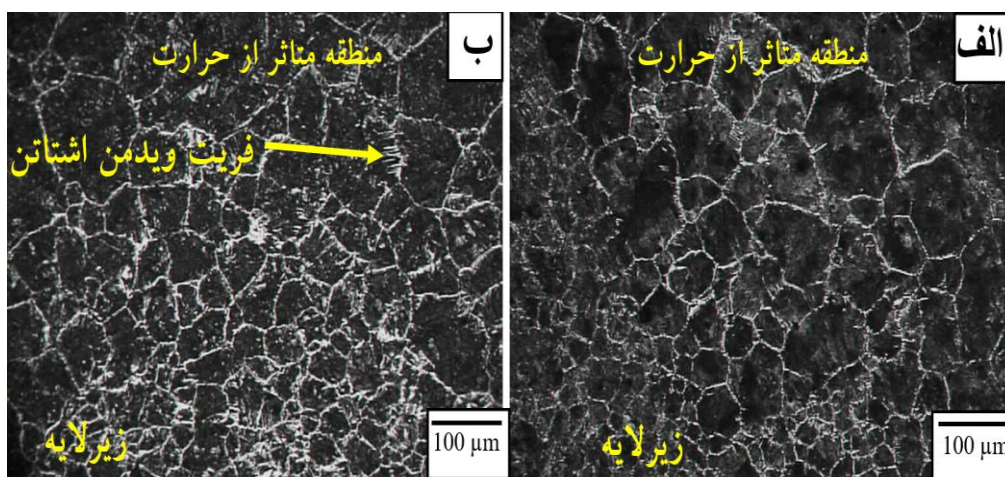
شکل ۴ فصل مشترک منطقه متأثر از حرارت و فلز جوش را نشان می‌دهد. در این شکل مرز ذوب به وضوح مشخص است و یک منطقه، شامل دانه‌هایی در مرز ذوب (ابتدای منطقه HAZ) که به‌صورت صفحه‌ای و سلولی منجمد شده‌اند، بین فلز جوش و منطقه‌ی متأثر از حرارت

<sup>1</sup> Morozova

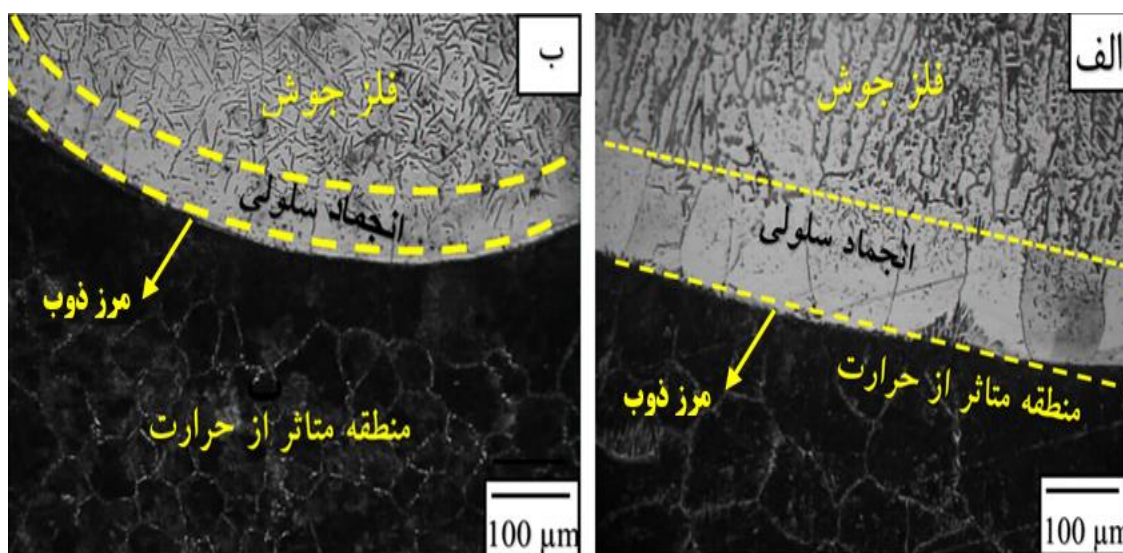
که در این شکل مشخص است، ساختار دندریتی روکش سه‌تایی نشان‌دهنده توزیع یکنواخت هر سه عنصر آهن، آلومینیوم و سیلیسیوم است که موید نتایج پراش پرتو ایکس و تشکیل فاز غالب  $(Fe, Si)_3Al$  در ساختار این روکش می‌باشد. همچنین تصویر SEM ارائه شده شواهدی از حضور فازهای دیگر در ساختار روکش را ارائه نداد.

در این نمونه نسبت به نمونه‌ی بدون سیلیسیوم به سمت زوایای بیش‌تر جابجا شوند. در زوایای  $۲۹/۴$ ،  $۳۴/۵$ ،  $۳۵/۵$  و  $۴۸/۶$  درجه نیز پیکه‌هایی وجود دارد که مربوط به فاز  $Al_2O_3$  هستند. این پیکه‌ها در نمونه بدون سیلیسیوم نیز مشاهده شد. با این تفاوت که در اینجا شدت این پیکه‌ها کم‌تر است. در واقع می‌توان گفت حضور Si منجر به اکسیداسیون کم‌تر فلز Al در حین فرایند روکش‌کاری شده است.

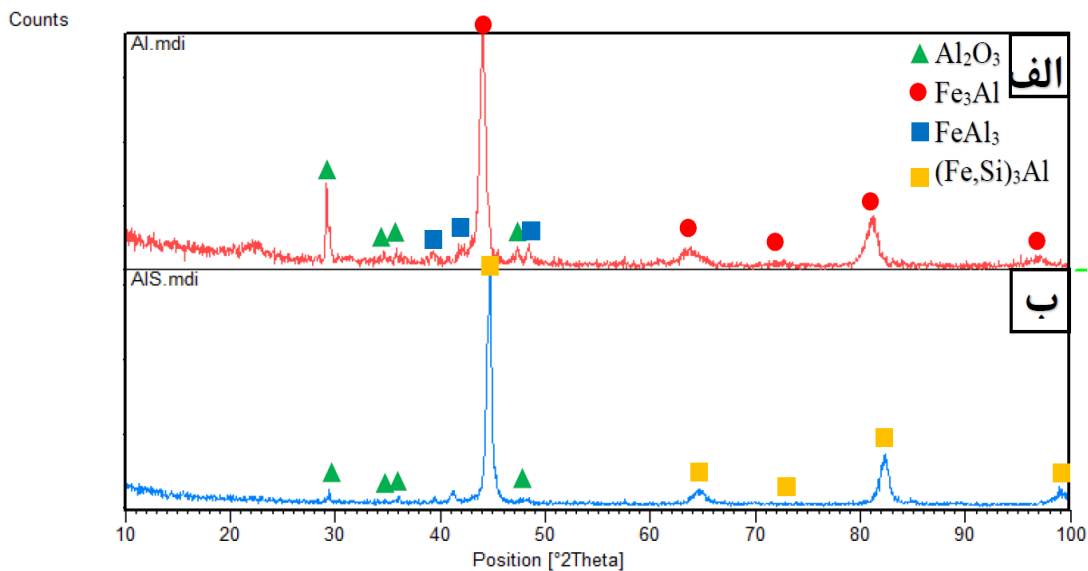
جهت بررسی بهتر توزیع عناصر در ساختار روکش سه‌تایی و تایید نتایج پراش پرتو ایکس، تصویر SEM و نقشه توزیع عنصری مربوطه در شکل ۶ ارائه شده‌اند. همان‌گونه



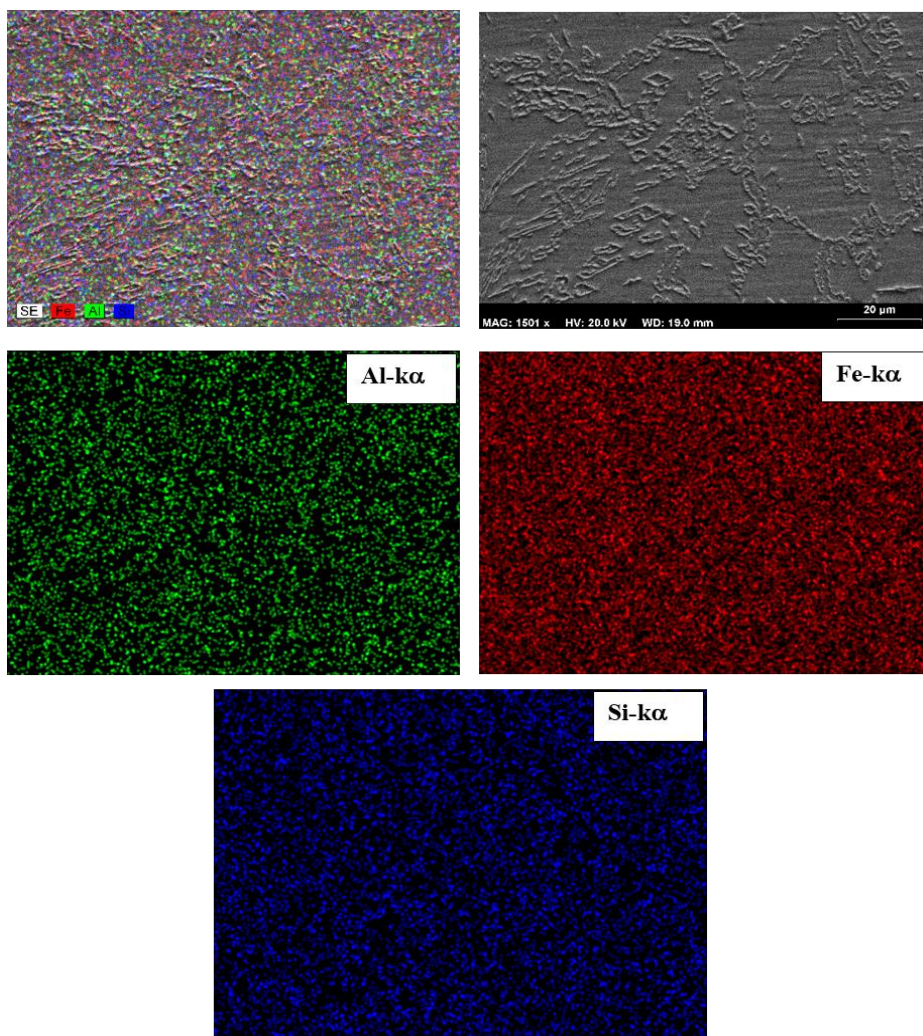
شکل ۳- ریزساختار منطقه متأثر از حرارت در نمونه‌های: (الف) Fe-Al، (ب) Fe-Al-Si



شکل ۴- ریزساختار فصل مشترک منطقه‌ی متأثر از حرارت و فلز جوش در نمونه‌های: (الف) Fe-Al، (ب) Fe-Al-Si



شکل ۵- الگوی پراش اشعه ایکس روکش‌های (الف) Fe-Al و (ب) Fe-Al-Si

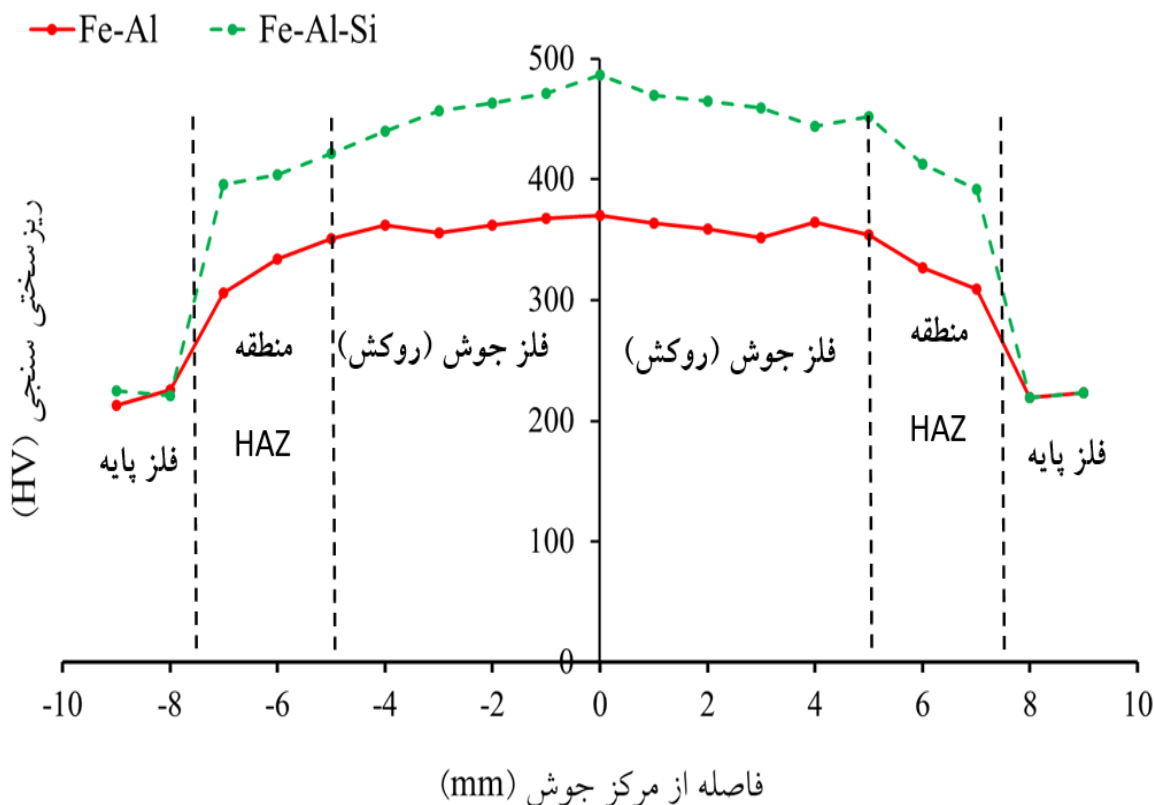


شکل ۶- تصویر SEM از ریزساختار روکش سه تایی Fe-Al-Si و آنالیز نقشه عنصری از این روکش

## مطالعات ریزسختی

شود. همان‌گونه که شکل ۷ نشان می‌دهد، ریزسختی فلز جوش نمونه‌ی Fe-Al با افزایش نسبت به منطقه متأثر از حرارت تقریباً به مقدار ۳۸۰ ویکرز می‌رسد. همچنین مقدار ریزسختی فلز جوش نمونه‌ی Fe-Al-Si نیز نسبت به منطقه متأثر از حرارت افزایش یافته و به مقدار ۴۹۰ ویکرز رسیده است. همانطور که مشاهده می‌شود، ریزسختی فلز جوش نمونه‌ی Fe-Al-Si نسبت به فلز جوش نمونه‌ی Fe-Al بیش‌تر است که این اختلاف محسوس و در حدود ۱۱۰ ویکرز می‌باشد. دلیل افزایش ریزسختی در این ناحیه تشکیل فازهای سخت در سطح روکش ایجاد شده و همچنین ایجاد ریزساختاری متفاوت با زیرلایه می‌باشد. دلیل افزایش ریزسختی در این ناحیه تشکیل فاز سخت  $(Fe, Si)_3Al$  در سطح روکش و همچنین ایجاد ریزساختاری ظریف‌تر در نمونه Fe-Al-Si نسبت به نمونه Fe-Al می‌باشد. می‌توان گفت حضور Si، باعث شکسته شدن تیغه‌های دندریتی در منطقه جوش و در نهایت ریز شدن ساختار می‌شود که این موضوع، باعث افزایش ریز سختی این منطقه نسبت به نمونه دوتایی می‌گردد.

نتایج آزمون ریزسختی‌سنجی از سمت زیرلایه به سمت فلز جوش در شکل ۷ ارائه شده است. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، ریز سختی زیرلایه‌ی فولاد کربنی CK45 تقریباً برابر ۲۱۵ ویکرز می‌باشد. با عبور از فلز پایه و نزدیک شدن به فلز جوش (در منطقه متأثر از حرارت) ریزسختی افزایش می‌یابد. در این ناحیه مقدار ریزسختی برای نمونه‌ی Fe-Al تقریباً برابر ۳۲۰ ویکرز به دست آمد. مقدار ریزسختی در این منطقه برای نمونه‌ی Fe-Al-Si تقریباً برابر ۴۱۰ ویکرز مشاهده شد که اختلافی در حدود ۹۰ ویکرز در این ناحیه برای نمونه‌های روکش‌کاری شده مشاهده می‌شود. با توجه به تصاویر ارائه شده در شکل ۴ مشاهده می‌شود که در منطقه تحت تاثیر حرارت اندازه دانه‌ها درشت‌تر شده و ریزساختار خشن‌تری نسبت به فلز زیرلایه تشکیل شده است. همچنین در برخی از نقاط این ناحیه فریت ویدمن اشتاتن و مرزدانه‌ای مشاهده می‌شود که افزایش ریزسختی در ناحیه متأثر از حرارت را توجیه می‌نماید. در فلز جوش نیز افزایش ریزسختی مشاهده می‌-



شکل ۷- پروفیل ریزسختی از سمت زیرلایه به سمت فلز جوش برای هر دو نمونه روکش کاری شد



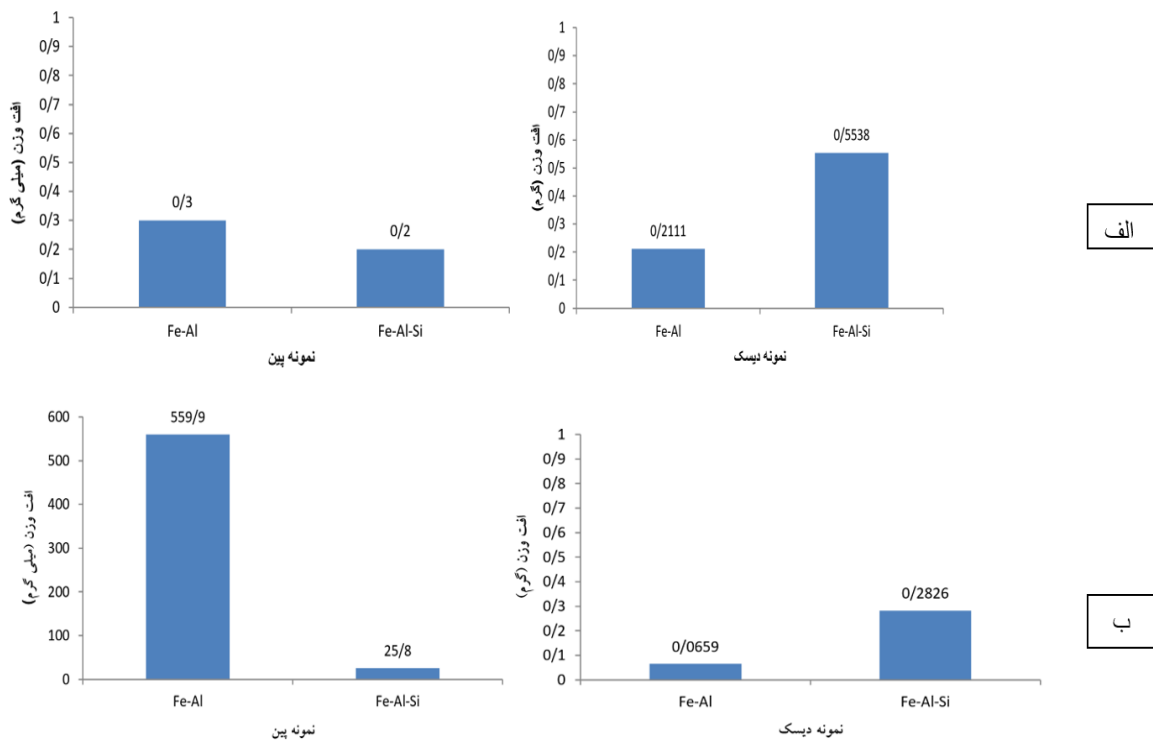
## مطالعات تریبولوژیکی

پین نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si را بعد از آزمون سایش در دمای محیط نشان می‌دهد.

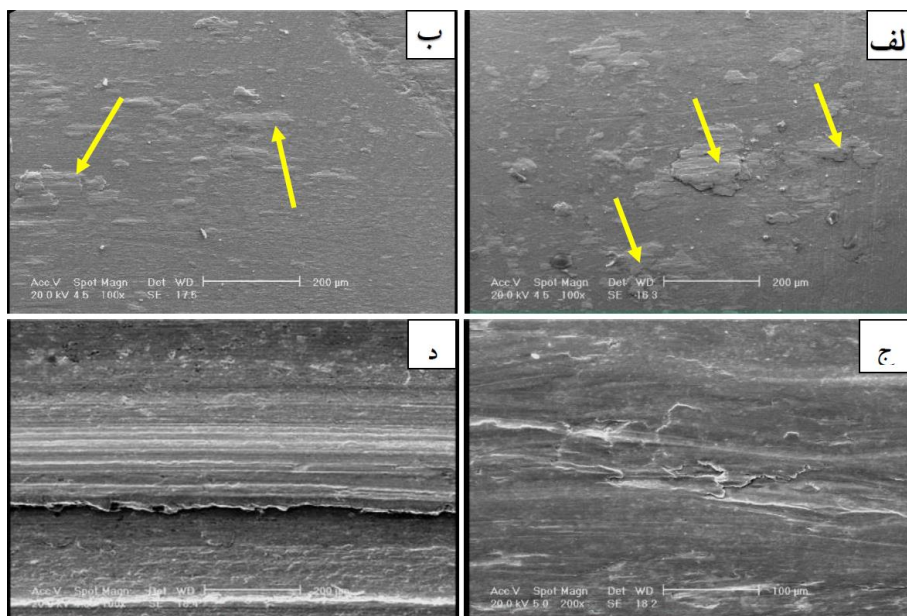
همان‌گونه که در شکل ۹ (الف) مشخص است، تکه‌هایی از دیسک جدا شده و به سطح پین چسبیده است که با فلش زرد رنگ مشخص شده‌اند. همانطور که مشخص است، در این تصویر زمینه به رنگ تیره و تکه‌های جدا شده از دیسک و چسبیده شده به پین با رنگ روشن‌تر مشخص هستند. نتایج نشان می‌دهد که سایش در پین نمونه‌ی Fe-Al از نوع چسبان است. سایش چسبان هنگام لغزش یک سطح جامد روی سطح دیگر تحت اعمال بار رخ می‌دهد. همان‌گونه که در شکل مشاهده می‌شود، برآمدگی‌ها و زبری‌هایی روی سطح تغییر شکل پلاستیک یافته وجود دارد که حاکی از انتقال جرم از دیسک به پین است و سایش چسبان در این نمونه را نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۹ (ب) تکه‌های چسبیده شده روی سطح وجود دارد که احتمالاً از سطح دیسک جدا شده و روی سطح پین چسبیده است که نشان می‌دهد، مکانیزم سایش در این نمونه از نوع چسبان و به صورت جزئی می‌باشد که ناشی از چسبندگی دو سطح در نقاط تماس موضعی می‌باشد.

نمودار ستونی افت وزن پین و دیسک‌ها پس از آزمون سایش در شکل ۸ ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، افت وزن پین نمونه‌ی Fe-Al-Si در دمای پایین و بالا کم‌تر از نمونه‌ی Fe-Al می‌باشد. همچنین افت وزن دیسک فسفر برنز ساییده شده در برابر پین Fe-Al-Si در دمای بالا و پایین بیش‌تر از دیسک فسفر برنز ساییده شده در برابر پین Fe-Al می‌باشد. این نتایج نشان می‌دهد که افزودن سیلیسیوم به سطح، باعث افزایش سختی و در نتیجه مقاومت به سایش سطح می‌شود. همچنین همان‌گونه که مشاهده می‌شود، در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد سایش بسیار شدیدی روی سطح پین Fe-Al اتفاق افتاده است، درحالی‌که پین Fe-Al-Si مقاومت به سایش بسیار بالاتری را از خود نشان می‌دهد. این موضوع نشان می‌دهد که حضور سیلیسیوم در ترکیب دوتایی Fe-Al مقاومت به سایش دمای بالای این ترکیب را به شدت افزایش می‌دهد.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پین و دیسک فسفر برنزی برای نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si بعد از آزمون سایش در دمای محیط در شکل ۹ ارائه شده است. شکل ۹ (الف و ب) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی



شکل ۸- افت وزن پین و دیسک پس از آزمون سایش (الف) در دمای محیط و (ب) در دمای ۵۰۰ °C



شکل ۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پین نمونه‌های (الف) Fe-Al، (ب) Fe-Al-Si و دیسک فسفر برنزی بعد از آزمایش سایش در دمای محیط در برابر پین‌های (ج) Fe-Al و (د) Fe-Al-Si

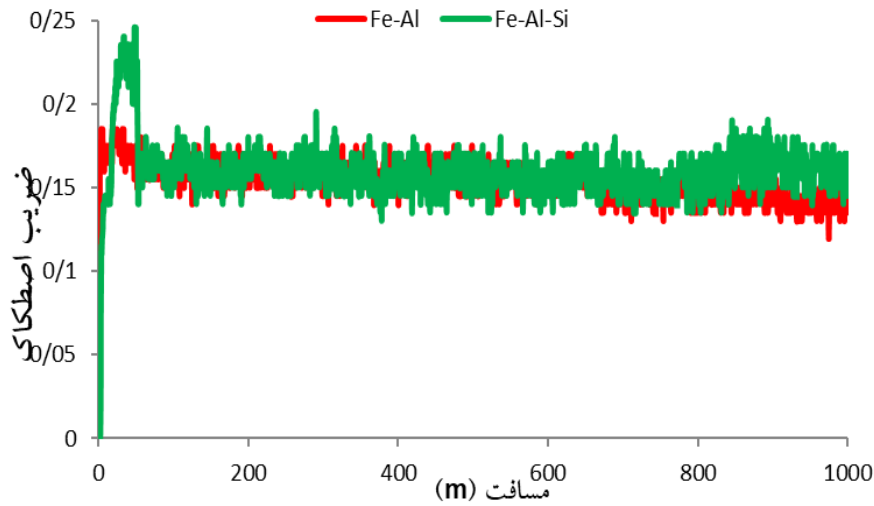
تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پین و دیسک نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si بعد از آزمون سایش در دمای بالا (۵۰۰ درجه سانتی‌گراد) در شکل ۱۱ ارائه شده است. شکل ۱۱ (الف و ب) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پین نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si را بعد از آزمون سایش در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۱۱ (الف) در نمونه‌ی Fe-Al خراش‌هایی روی سطح مشاهده می‌شود که این خراش‌ها نسبت به خراش‌های ایجاد شده در دمای پایین بسیار شدیدتر و بیش‌تر می‌باشند. علت ایجاد شیارهای عمیق‌تر و بیش‌تر نسبت به دمای محیط این است که با افزایش دما، سطح دیسک نرم شده و عمل خیش زنی سطح راحت‌تر اتفاق می‌افتد. با توجه به شکل ۱۱ (ب) در نمونه‌ی Fe-Al-Si شیارهایی روی سطح مشاهده می‌شود که این شیارها نشان از سایش خراشان در این نمونه دارد. همچنین در برخی از مناطق کندگی‌هایی روی سطح مشاهده می‌شود که بیانگر وقوع سایش چسبان می‌باشد. در واقع در پین سه‌تایی اثر همزمان سایش چسبان و خراشان مشاهده می‌شود. شکل ۱۱ (ج و د) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح دیسک نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si را بعد از آزمون سایش در دمای ۵۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد نشان می‌دهد. همانطور که در این تصاویر مشخص است، مکانیزم سایش

شکل ۹ (ج و د) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح دیسک فسفر برنزی نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si بعد از آزمون سایش در دمای محیط را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این تصاویر مشخص است، سایش در هر دو دیسک از نوع خراشان برش ریز و خیش ریز است. در واقع چون سطح دیسک فسفر برنزی، نرم‌تر از سطوح پین‌ها می‌باشد، به همین دلیل تحت تأثیر سایش خراشان قرار گرفته است و شیارهایی به موازات هم در تصویر سطح سایش دیسک‌ها مشاهده می‌شود.

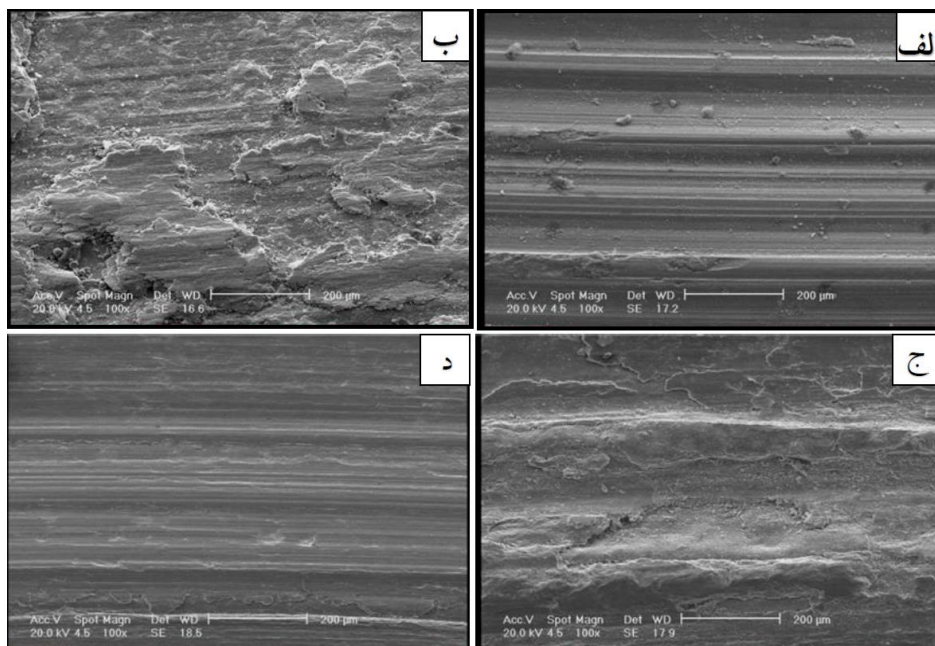
شکل ۱۰ نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت طی شده برای نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si را در دمای محیط نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل مشخص است، ضریب اصطکاک برای هر دو روکش در دمای محیط تقریباً یکسان و حدود ۰/۱۷ است. این نتایج نشان می‌دهد که در دمای محیط هر دو روکش Fe-Al و Fe-Al-Si رفتار مشابهی به لحاظ اصطکاک با یکدیگر دارند. این نتایج نشان می‌دهد که افزودن Si به پوشش در دمای محیط، تأثیر چندانی روی ضریب اصطکاک نگذاشته است. در واقع می‌توان گفت که تشکیل ترکیبات بین فلزی مشابه  $Fe_3Al$  و  $(Fe,Si)_3Al$  در سطح هر دو پین منجر به ایجاد رفتار مشابه اصطکاک شده است.

در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، به دلیل بالا بودن دمای سایش، نمونه‌ها نسبت به دمای پایین نرم‌تر شده و در نتیجه منجر به تشکیل شیارهای شدیدتر و خشن‌تر شده است و تاثیر چندانی بر مکانیزم سایش نداشته است.

در این دیسک‌ها مشابه دیسک‌های دمای محیط از نوع خراشان است و به دلیل افزایش دما و کاهش سختی سطح، خراش‌های ایجاد شده شدیدتر هستند. همان‌گونه که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطوح سایش پین‌ها در دمای بالا و پایین مشاهده شد، می‌توان گفت که



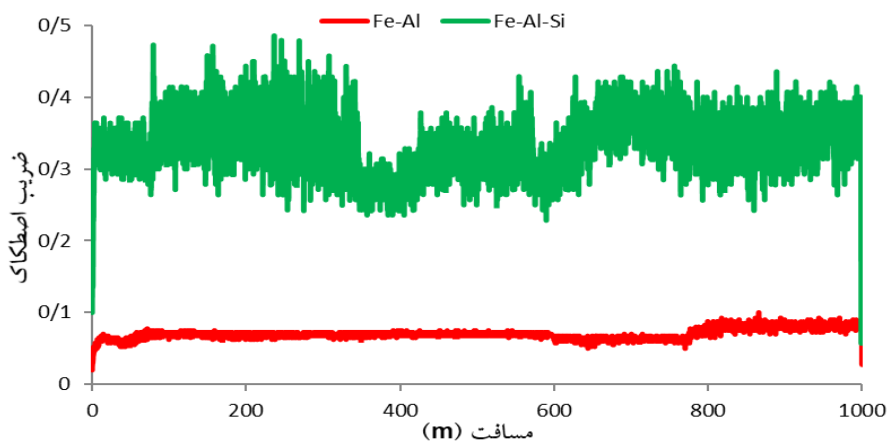
شکل ۱۰- نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت برای نمونه‌های: (الف) Fe-Al و (ب) Fe-Al-Si پس از آزمون سایش در دمای محیط



شکل ۱۱- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پین نمونه‌های (الف) Fe-Al و (ب) Fe-Al-Si و دیسک فسفر برنزی بعد از آزمایش سایش در دمای ۵۰۰ °C در برابر پین‌های (ج) Fe-Al و (د) Fe-Al-Si

رفتاری متفاوت را نشان می‌دهد. با توجه به این شکل، ضریب اصطکاک در این نمونه در ۸۰۰ متر ابتدایی آزمون سایش تقریباً برابر ۰/۰۶ است و پس از آن به مقدار ناچیز افزایش پیدا کرده و به مقدار ۰/۰۷ می‌رسد. به عبارت دیگر، میزان نوسان‌های ضریب اصطکاک در آزمون سایش در بین نمونه‌ی روکش‌کاری شده با آلیاژ Fe-Al بعد از مسافت ۸۰۰ متر اول به میزان ۱۶٪ افزایش پیدا کرده است. دلیل ضریب اصطکاک بیش‌تر نمونه حاوی Si در مقایسه با نمونه دوتایی را مطابق شکل ۱۱ (الف و ب) می‌توان به وقوع همزمان دو مکانیزم سایش خراشان و چسبان در این نمونه نسبت به نمونه دوتایی مربوط دانست. در واقع در این حالت هر دو مولفه چسبان و تغییر شکل پلاستیکی اصطکاک فعال شده و باعث افزایش ضریب اصطکاک می‌شود. این در حالیست که در نمونه دوتایی فقط مولفه تغییر شکل پلاستیکی فعال است.

نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت برای هر دو نمونه‌ی بین Fe-Al و Fe-Al-Si در مقابل دیسک فسفر برنز در دمای بالا (۵۰۰ درجه سانتی‌گراد) در شکل ۱۲ ارائه شده است. با توجه به شکل ۱۲ ضریب اصطکاک در نمونه‌ی بین Fe-Al-Si در ۳۵۰ متر ابتدایی آزمون سایش تقریباً برابر ۰/۳۵ است و پس از آن از ۳۵۰ تا ۵۹۰ متر این مقدار به ۰/۳۱ کاهش می‌یابد و در انتها از ۵۹۰ متر تا انتهای آزمون سایش دوباره به مقدار ۰/۳۵ افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر، میزان نوسان‌های ضریب اصطکاک در آزمون سایش در بین نمونه‌ی روکش‌کاری شده با آلیاژ Fe-Al-Si بعد از مسافت ۳۵۰ متر اول به میزان ۱۱٪ کاهش پیدا کرده است و پس از طی مسافت ۲۴۰ متر ثانویه (از ۳۵۰ تا ۵۹۰ متر) دوباره به میزان ۱۱٪ افزایش یافته و به مقدار اولیه خود می‌رسد. همانطور که در شکل ۱۲ مشاهده می‌شود، ضریب اصطکاک نمونه‌ی روکش‌کاری شده با آلیاژ Fe-Al در ۸۰۰ متر ابتدایی آزمون سایش



شکل ۱۲- نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت برای نمونه‌های: (الف) Fe-Al و (ب) Fe-Al-Si پس از آزمون سایش در دمای ۵۰۰ °C

۲- در فلز جوش نمونه سه تایی Fe-Al-Si به واسطه حضور Si به عنوان یک عنصر آلیاژی، وسعت منطقه انجماد سلولی و صفحه‌ای کم‌تر بود و جای خود را به منطقه انجماد دندریتی هم محور داده بود.

۳- الگوی پراش پرتو ایکس روکش‌ها نشان داد که در روکش دوتایی فاز غالب Fe<sub>3</sub>Al و در روکش سه تایی فاز غالب (Fe,Si)<sub>3</sub>Al بود.

## نتیجه‌گیری

در این پژوهش ریزساختار و رفتار سایشی فولاد کربنی CK45 پوشش داده شده با آلیاژهای Fe-Si و Fe-Al-Si با فرآیند GTAW مورد بررسی قرار گرفت و نتایج زیر حاصل شد:

۱- ریزساختار ایجاد شده در روکش Fe-Al بصورت تیغه‌ای و در روکش Fe-Al-Si به صورت دندریتی هم محور و در برخی مناطق به صورت شبکه‌ای بود.

باشد. در دمای  $500^{\circ}\text{C}$  سطح سایش پین سیستم دوتایی Fe-Al بیانگر سایش خراشان خیش ریز و سیستم سه تایی Fe-Al-Si بیانگر هر دو مکانیزم چسبان و خراشان بود.

۷- نتایج نشان داد که نمونه Fe-Al-Si نسبت به نمونه Fe-Al دارای سختی و مقاومت به سایش بهتری می‌باشد. در واقع افزودن سیلیسیوم به سطح به دلیل اصلاح ریزساختار و تشکیل ترکیبات بین فلزی کمپلکس سختی مقاومت به سایش روکش را بهبود می‌بخشد.

۴- ریزسختی در ناحیه روکش کاری شده نسبت به فلز زیرلایه به طور چشمگیری افزایش یافته است و از ۲۱۵ ویکرز در زیرلایه به ۳۸۰ ویکرز و ۴۹۰ ویکرز به ترتیب در نمونه‌های Fe-Al و Fe-Al-Si افزایش یافت.

۵- نتایج افت وزن پین‌ها نشان داد که افت وزن پین نمونه Fe-Al-Si در هر دو دمای پایین و بالا کم‌تر از نمونه Fe-Al بود. همچنین افت وزن دیسک فسفر برنز در برابر پین نمونه Fe-Al-Si در هر دو دمای پایین و بالا بیش‌تر از نمونه Fe-Al به‌دست آمد که این نتایج بیانگر مقاومت سایش بهتر نمونه سه تایی نسبت به نمونه دوتایی بود.

۶- تصاویر سطح سایش نشان داد، مکانیزم غالب سایش در پین‌های هر دو روکش در دمای محیط سایش چسبان می‌-

### References:

[1] Du, X. S. Su, Y. J. Li, J. X. Qiao, L. J. Chu, W. Y. "Stress corrosion cracking of A537 steel in simulated marine environments ", Corrosion Science, Vol. 65, PP. 278–287, 2012.

[2] García Fuentes, A. Salas, R. Centeno, L. del Rosario, A., "Crack growth study of dissimilar steels (Stainless- Structural) butt welded unions under cyclic loads," Procedia Engineering, Vol. 10, pp. 1917–1923, 2011.

[3] Y. Hua, W. Aihua, X. Zhaoting, X. Kaidong and H. Zaowen, Microstructure and wear resistance of composite layers on a ductile iron with multcarbide by laser surface alloying, Applied Surface Science, Vol. 256 pp. 7001-7009, 2010.

[۴] محسن حاجیان فروشانی و مرتضی شمعیان، "ارزیابی ریزساختار و رفتار سایشی چدن داکتیل زمینه فریتی پوشش داده شده با آلیاژ پایه نیکل پر کروم"، علوم و مهندسی سطح، شماره ۲۵، ۸۵-۹۵، ۱۳۹۵.

[5] N. Venkateswara Rao, G. Madhusudhan Reddy and S. Nagarjuna, Weld overlay

cladding of high strength low alloy steel with austenitic stainless steel Structure and properties, Materials and Design, Vol. 32, pp. 2496-2506, 2011.

[6] F. Madadi, M. Shamanian and F. Ashrafizadeh, Effect of pulse current on microstructure and wear resistance of Stellite6/tungsten carbide claddings produced by tungsten inert gas process, Surface and Coating Technology, Vol. 205, pp. 4320-4328, 2011.

[7] Wang, W, Zhang, M, Qu, S, "Development and characterization of (Ti,Mo) carbides reinforced Fe-based surface composite coating produced by laser chadding", Optics and Lasers in Engineering, Vol 48, pp. 893-898. 2010.

[8] Wang, Q, Li, X, "Effect of Nb,V and won microstructure and Abrasion Resistance Of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys", Supplement to the Welding, pp. 133-139, 2010.

[9] Li, Q, Lei, Y, Fu, H, "Growth mechanism, distribution characteristics and reinforcing behavior of (Ti, Nb) C Particle

- in laser cladded Fe-based composite coating”, Applied Surface Science, Vol. 316, PP. 610-616, 2014.
- [10] Zhang, L, Sun, D, Yu, H, "Effect of niobium on the microstructure and wear resistance of iron- based alloy coating produced by plasma cladding”, Materials Science and Engineering A, Vol. 490, PP. 57-61, 2008.
- [11] Liu, D, iu, R. L, Wei, Y, "Effects of titanium additive on microstructure and wear performance of iron- based slag-free self-Shielded flux-ored wire", Surface & Coatings Technology, Vol. 207, pp. 579-586, 2012 .
- [12] Hsieh, C. C, Liu, Y. C, Wang, J. S, Wu, A. W, "Microstructural evolution with Various Ti Contents in Fe-Based Hardfacing Alloys Using a TAW Technique", Department of Materials Science and Engineering, Vol. 20, pp. 701-712, 2014.
- [۱۳] ساسان اژدری، فرهاد شهریاری نوگورانی، "اصلاح مورفولوژی سطحی پوشش تنگستنیتی ایجاد شده به روش پاشش پلاسمایی اتمسفری به منظور کاربرد در لامپ تولید پرتو ایکس، مواد نوین، جلد ۸، شماره ۴، ۱۳۹۷.
- [14] L. Zh. Zhao, M. J. Zhao, D. Y. Li, J. Zhang, G. Y. Xiong, " Study on Fe–Al–Si in situ composite coating fabricated by laser cladding", Applied Surface Science, Vol. 258, pp. 3368– 3372, 2012.
- [15] Correa, E, Alcantara, N, Valeriano, L, Barbedo, N, Chares, R, "the effect of microstructure on abrasive wear of a Fe-Cr-C-Nb hardfacing alloy deposited by the open arc Welding process", Surfacing coatings technology, Vol. 276, pp. 479-484, 2015.
- [16] J. N. Li, Sh. L. Gong, H. Liu, H. X. Li, " Physical properties and microstructures of Fe<sub>3</sub>Al matrix laser amorphous nanocrystals reinforced coating", Materials Letters, Vol. 92, pp. 235–238, 2013.
- [17] Yang, J, Huang, J, fan, D, chen, S, "Microstructure and wear Properties Ties of Fe-6Wt.%Cr-0.55Wt.%C-Xwt.%Nb laser cladding coating and the mechanism analysis”, Materials and Design, Vol. 88, pp. 1031-1041, 2015.
- [18] A. Morozova, A. Mogucheva, D. Bukin, O. Lukianova, N. Korotkova, N. Belov and R. Kaibyshev, " Effect of Si and Zr on the Microstructure and Properties of Al-Fe-Si-Zr Alloys", Metals, 2017, Vol. 7, pp. 495-507.
- [19] K. Antony and A. Sreekanth, " The Effect of Repeated Repair Welding on the Corrosion Behaviour of Austenitic Stainless Steel and Mild Steel Dissimilar Weldment", Proceedings of International Conference on Advances in Materials, Manufacturing and Applications (AMMA 2015), April 9-11, pp. 854-869, 2015.
- [۲۰] بهنام صادقی، حسن شریفی، مهدی رفیعی، "ارزیابی خواص اتصال غیرهمجنس فولاد زنگ نزن آستنیتی A321 به فولاد کربنی A537CL1 به روش GTAW"، علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال سوم، شماره ۱، صفحه ۱۰-۲۰، ۱۳۹۶.