

## بررسی تأثیر مقادیر ذرات $B_4C$ بر سختی و مقاومت به سایش کامپوزیت $Al-SiC-B_4C$ ایجاد شده به روش GTAW بر آلیاژ AA332

میلااد امینی<sup>۱</sup>، حامد ثابت<sup>۲\*</sup>، بنفشه کاربخش راوری<sup>۳</sup>  
(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۲/۳۰، ش.ص. ۱۴۰-۱۲۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۰۹/۱۲)

### چکیده

در تحقیق حاضر کامپوزیت سطحی  $Al-SiC-B_4C$  با مقادیر مختلف  $B_4C$  بر روی سطح آلیاژ AA332 پیش نشت شد. نمونه‌ها به وسیله فرآیند GTAW ذوب و کامپوزیت سازی سطحی شدند. بررسی‌های ریزساختاری به وسیله میکروسکوپ نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM) نشان دادند که فازهای تقویت کننده SiC و  $B_4C$  تمایل بالایی برای قرارگیری بر روی مرزخانه‌ها و در مجاورت آن‌ها دارند. نتایج نشان داد که با افزایش میزان  $B_4C$  میل به تشکیل  $Al_3B_4C$  و  $Al_4C_3$  افزایش می‌یابد. با افزایش میزان  $B_4C$  سختی لایه کامپوزیتی تا ۱۸۲ ویکرز، بیش از دو برابر افزایش یافت. برخلاف سختی، مقاومت به سایش با افزایش میزان  $B_4C$  رفتار متفاوتی نشان داد. نتایج آزمون سایش بین بر روی دیسک نشان داد که وجود  $B_4C$  در هر صورت، منجر به کاهش نرخ سایش می‌گردد؛ اما پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر با افزایش میزان  $B_4C$  نرخ سایش افزایش یافت. با بررسی سطوح فرسوده توسط SEM مشخص شد که مکانیزم سایشی با افزایش  $B_4C$  از چسبان به خراشان تغییر می‌کند.

واژه‌های کلیدی: مقاومت به سایش، کامپوزیت سطحی،  $B_4C$ ، GTAW.

<sup>۱</sup> - دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران

<sup>۲</sup> - دانشیار گروه مهندسی مواد، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران

<sup>۳</sup> - استادیار گروه مهندسی مواد، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران

\*-نویسنده مسئول مقاله: h-sabet@kiauo.ac.ir

## پیشگفتار

کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات سرامیکی به جهت ساخت آسان، قیمت مناسب و برخوردار از همزمان از جمع کثیری از خواص مهندسی به صورت گسترده در صنایع هوا فضا و صنایع اتومبیل سازی استفاده می‌شوند [۱۳]. از عمده مزایای این کامپوزیت‌ها می‌توان به مقاومت عالی در برابر سایش اشاره کرد. سایش، یکی از مکانیزم‌های سطحی تخریب قطعات می‌باشد. این مکانیزم زمانی غالب می‌گردد که دو سطح نسبت به یکدیگر در حرکت باشند که بر اثر گرمای اصطکاک ناشی از حرکت و تنش برشی موجود، ماده نرم‌تر وزن خود را از دست می‌دهد [۱۴].

چونگ<sup>۵</sup> و همکارانش در سال ۲۰۰۱ [۱۵]، با ساخت کامپوزیت سطحی زمینه آلومینیوم دربردارنده ذرات Mo-WC بر آلیاژ آلومینیوم 6061 به وسیله لیزر توانستند سطحی سخت و مقاوم در برابر سایش پدید آورند. چونگ دلیل چسبندگی عالی لایه روکشی به زیرلایه را به خواص فیزیکی تغییر کرده در زیر لایه بر اثر اعمال فرآیند نسبت داد. رشد دندریت‌های اولیه این چسبندگی خوب را منتج شده بود. افزایش میزان WC، باعث افزایش سختی و کاهش نرخ سایش گشته بود. ونبو تانگ<sup>۶</sup> در سال ۲۰۱۴ [۱۲]، با سنتز درجای ذرات TiC به وسیله فرآیند GTAW بر روی سطح آلومینیوم خالص 1060 توانست منجر به ارتقا سختی سطحی و خواص سایشی آن گردد. وی پس از اختلاط و پیش نشست پودرهای C، Al و Ti توانست کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات سنتز شده TiC و Al<sub>3</sub>Ti را در کنار فاز مضر Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> پدید آورد. سختی لایه کامپوزیتی ایجاد شده برابر با ۱۲۰ ویکرز به دست آمد که مقاومت به سایش تقریباً دو برابر را در مقایسه با زیرلایه در پی داشت. در همین راستا ژیانگ<sup>۷</sup> خو [۱۶]، با پیش نشست پودرهای آهن پوشش داده شده با بور، آلومینیوم و تیتانیوم خالص بر روی سطح آلیاژ آلومینیوم 2024 به وسیله روکش کاری کامپوزیت زمینه آلومینیوم حاوی ذرات Al<sub>3</sub>Ti، Ti<sub>3</sub>B<sub>4</sub>، TiB<sub>2</sub> و Al<sub>3</sub>Fe

خواص جادویی آلومینیوم و آلیاژهای آن، سبب گسترش روزافزون استفاده از آن در صنایع مختلفی مانند اتومبیل سازی، هوا فضا، بسته بندی و کشتی سازی شده است. از این خواص می‌توان به نسبت بالای استحکام به وزن، مقاومت در برابر خوردگی، هدایت حرارتی و الکتریکی و شکل پذیری بالا اشاره کرد. آلومینیوم پس از اکسیژن و سیلیسیوم سومین عنصر فراوان در پوسته زمین می‌باشد که آلیاژهای آن پس از فولادها پر مصرف‌ترین مواد فلزی در صنعت می‌باشند [۲۱].

آلیاژهای آلومینیوم - سیلیسیوم را براساس مقدار سیلیسیوم می‌توان به سه دسته هیپو یوتکتیک، یوتکتیک و هایپر یوتکتیک تقسیم بندی کرد. آلیاژهای یوتکتیک آلومینیوم - سیلیسیوم حاوی ۱۱ الی ۱۳ درصد سیلیسیوم می‌باشند، این آلیاژها و آلیاژهای نزدیک به یوتکتیک عموماً برای صنایع اتومبیل سازی استفاده می‌شوند [۳]. در صنایع خودروسازی عمدتاً از آلیاژ پیستون AA332 استفاده می‌شود. آلومینیوم و آلیاژهای آن با توجه به ماهیت نرمشان رفتار سایشی مطلوبی را از خود نشان نمی‌دهند. اگر به آلیاژهای تولید پیستون، عناصری مانند مس، نیکل، روی، منیزیم و آهن اضافه گردد؛ علاوه بر خواص مورد نیاز پیستون مقاومت سایشی مطلوبی را ارائه می‌دهند [۲۴].

برای بهبود خواص تریبولوژیکی آلومینیوم و آلیاژهای آن عموماً محققین و صنعتگران از روش‌هایی مانند فرآیند سطح کاری اصطکاکی<sup>۱</sup> (FS)، فرآیند اصطکاکی اغتشاشی<sup>۲</sup> (FSP)، اکسیداسیون الکترولیتی پلاسما<sup>۳</sup> (PEO)، عملیات حرارتی و دیگر روش‌های معمول پوشش‌دهی استفاده می‌کنند [۵-۱۰]. نیاز به خواص سطحی در کنار حفظ خواص زیر لایه و عدم تغییر آن مقدمه‌ای بر پیدایش کامپوزیت‌های سطحی بود [۱۱]. یکی از راه‌های تولید و ایجاد کامپوزیت‌های سطحی چه به صورت درجا و چه به صورت مستقیم، استفاده از فرآیند جوشکاری با قوس تنگستن<sup>۴</sup> (GTAW) برای ذوب سطحی و کامپوزیت سازی سطحی است [۱۲].

5- P.H. Chong  
6- Wenbo Tang  
7- Jiang Xu

1- Friction Surfacing  
2- Friction Stir Processing  
3- Plasma Electrolytic Oxidation  
4- Gas Tungsten Arc Welding

از آسیاب و مخلوط شدن کامل با چسب PVA پنج درصد در دمای ۸۰ درجه سانتیگراد توسط مخلوط کن مغاطیسی برای تولید خمیر کامپوزیتی هم زده شدند. خمیر حاصل به ضخامت ۲ میلیمتر بر روی قطعات آماده شده پیش نشست شد و در دمای ۱۲۰ درجه سانتیگراد در مدت ۹۰ دقیقه نگهداری شد.

قطعات با خمیر پوشانیده شده به وسیله فرآیند GTAW ذوب و کامپوزیت سازی سطحی شدند. شرایط روکش کاری در جدول ۳ آورده شده است. نام گذاری نمونه-های کامپوزیتی در جدول ۴ نشان داده شده است. نمونه‌ها پس از روکش کاری برای سختی سنجی و بررسی‌های ریز ساختاری مورد بررسی قرار گرفتند. مطابق شکل ۱ نمونه‌ها برای بررسی‌های ذکر شده به سه دسته فلز پایه<sup>۲</sup> (BM)، منطقه متأثر از حرارت<sup>۳</sup> (HAZ) و لایه روکشی<sup>۴</sup> (WO) تقسیم بندی شدند.

منطقه WO تحت بار ۱۰۰ گرم و زمان نگهداری ۱۵ ثانیه مطابق استاندارد ASTM E82-16 با دستگاه کویا مدل MH3 مورد ریز سختی سنجی قرار گرفت [۱۷]. بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری (OM) مدل Prior England و میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM مدل VEGA / TESCAN مجهز به سنسجش شدت انرژی پرتو ایکس<sup>۵</sup> EDS و نقشه توزیع عنصری<sup>۶</sup> انجام شد. نمونه‌های روکش کاری شده به منظور انجام آزمون سایش توسط دستگاه برش سیم در استوانه‌ای به ابعاد ۱×۱ cm بریده شدند. آزمون سایش بر روی نمونه‌ها توسط دستگاه پین بر روی دیسک تحت بار اعمالی ۳۰ N، مسافت ۱۰۰۰ متر و سرعت ثابت ۰/۲۵ متر بر ثانیه مطابق با استاندارد ASTM G99 - 17 انجام گردید [۱۸]. از فولاد ابزار سخت شده با سختی HRC ۵۲ به عنوان سطح ساینده استفاده شد. سطوح فرسوده نمونه‌ها به جهت تعیین مکانیزم سایشی توسط SEM بررسی شدند.

را به صورت درجا سنتز کند که منجر به افزایش سختی زیرلایه گردید.

یکی از فاکتورهای مهم در تولید قطعات خودرو وزن آن‌ها می‌باشد، به همین جهت فلزات سبکی مانند تیتانیوم، منیزیم و آلومینیوم مورد توجه قرار می‌گیرند که با توجه به قیمت پایین و راحتی تولید عموماً آلومینیوم انتخاب اول است. این قطعات اکثراً در معرض سایش هستند که از نقاط ضعف آلیاژهای آلومینیوم است. لذا در این تحقیق سعی بر آن است تا با استفاده از روش GTAW خواص تریبولوژیکی آلیاژ ریختگی آلومینیوم - سیلیسیوم یوتکتیک AA332 ارتقا یابد. برای این منظور از ذرات کاربیدی SiC و B<sub>4</sub>C به عنوان فازهای تقویت کننده کامپوزیت سطحی استفاده شده است.

## مواد و روش‌ها

در پژوهش حاضر از شمش آلیاژ آلومینیوم - سیلیسیوم یوتکتیک AA332 به عنوان زیر لایه استفاده شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ AA332 که به روش اسپکترومتری نشری تهیه شده است، در جدول ۱ نشان داده شده است. از شمش ذکر شده به وسیله برش سیم قطعاتی در ابعاد ۱۰۰×۱۰×۳۰ میلیمتر تهیه شد. قطعات تهیه شده برای رسیدن به سطوح صاف و تمیز پس از سنگ زنی مغناطیسی تا سنباده ۱۰۰۰ تمیزکاری شدند و سپس در حمام التراسونیک توسط استون مورد شستشو قرار گرفتند.

برای کامپوزیت سازی سطحی سه پودر Al، SiC و B<sub>4</sub>C تهیه و با مقادیر مختلف تحت سرعت ۳۰۰ rpm و مدت زمان ۲۴ ساعت آسیا کاری شدند. در جدول ۲ اطلاعات مربوط به اندازه و میزان ناخالصی پودرها نشان داده شده است. پودرهای ذکر گردیده توسط شیمی تر مورد آنالیز عنصری قرار گرفتند. اندازه پودرها به وسیله روش پراکندگی استاتیک نور لیزر<sup>۱</sup> SLS تعیین شد. پودرها پس

4- Weld Overlay  
5- Electron Dispersive Spectrum  
6- Map

1- Static Laser Scattering  
2- Base Metal  
3- Heat Affected Zone

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده بر حسب درصد وزنی

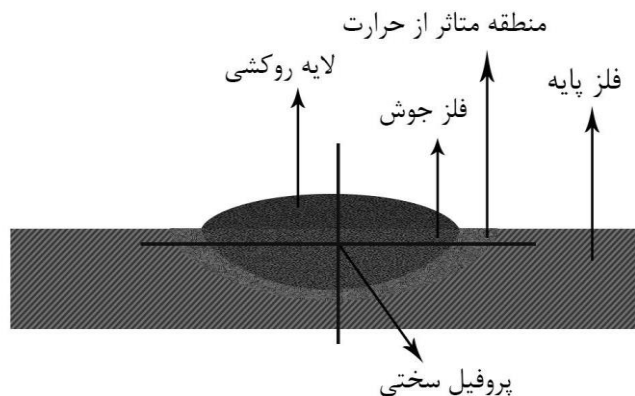
عنصر	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Ni	Pb	Sn	Al
درصد وزنی	۱۱/۷۵	۰/۵۰	۱/۲۵	۰/۲۲	۰/۹۷	۰/۲۹	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۸۲	۰/۰۴	۰/۱	Base

جدول ۲- اطلاعات مربوط به اندازه و ناخالصی پودرها

پودر	اندازه ( $\mu\text{m}$ )	مورفولوژی	میزان ناخالصی									
			Fe<0.007	Cu<0.001	Si<0.02	Al<0.03	Mg<0.03	Na<0.03	Cu<0.04	W<0.2	Fe<0.1	
Al	60	شبه کروی										
SiC	20	میله ای										
B <sub>4</sub> C	2	کروی										

جدول ۳- شرایط جوشکاری سطحی انجام شده

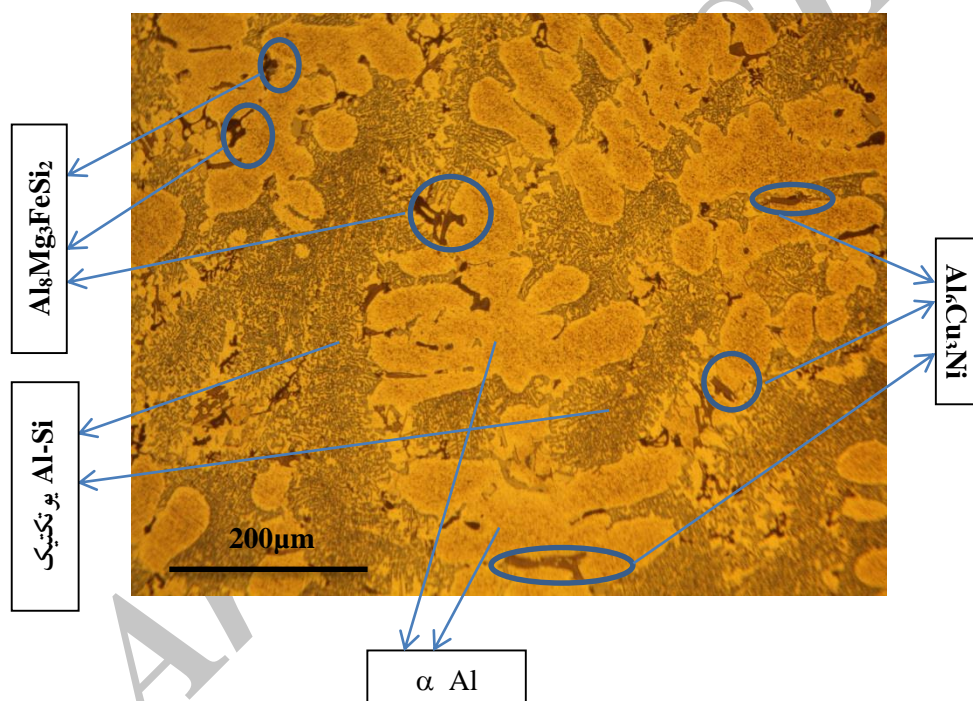
نوع الکترود	قطر الکترود	گاز محافظ	دبی گاز (lit/min)	نوع جریان	شدت جریان (A)	ولتاژ (V)	طول قوس (mm)	حرارت ورودی kJ/cm	سرعت جوشکاری (mm/s)
EWTh-2	۲/۴mm	آرگون	۸	AC	۱۰۰	۲۰	۲mm	۶۵	۱۰



شکل ۱- تقسیم بندی مناطق متالورژیکی نمونه‌ها پس از روکش کاری و مسیر ریز سختی سنجی

جدول ۴ - نام گذاری نمونه‌ها پس از روکش کاری بر اساس ترکیب کامپوزیت سطحی

کد نمونه	لایه ایجاد شده
CL0	نمونه شاهد ( بدون تغییر سطح )
CL1	Al-20%SiC
CL2	Al-20%SiC-10%B <sub>4</sub> C
CL3	Al-20%SiC-20%B <sub>4</sub> C
CL4	Al-20%SiC-30%B <sub>4</sub> C



شکل ۲- تصویر میکروسکوپ نوری زیر لایه AA332

معمول آلیاژ AA332 اعم از  $\alpha$ -Al، Al-Si یوتکتیک،  $Al_8Mg_3FeSi_2$ ،  $Al_6Cu_3Ni$  و سیلیسیوم ثانویه است [۱۹].

اطلاعات مربوط به بررسی کمی توسط نرم افزار کلمکس که در بردارنده درصد حجمی فازها و اندازه آن‌ها در جدول ۵ ذکر گردیده است. با تغییر در نرخ انتقال حرارت اندازه دندریتها و فاصله بازوهای دندریتی تغییر می‌کند. بدین معنی که در زمان‌های اولیه انجماد لایه روکشی، نرخ انتقال

## بحث و نتایج

### بررسی ریز ساختاری

در شکل ۲ تصویر میکروسکوپ نوری ریز ساختار زیر لایه نشان داده شده است. همان‌گونه که پیداست ساختار دندریتی ناشی از ریخته‌گری با متوسط اندازه دانه  $50 \mu m$  مشاهده می‌شود. با تطبیق مراجع و دیگرام‌های فازی می‌توان دریافت که آلیاژ ذکر گردیده در بردارنده فازهای

شکل ۴ توزیع عنصر کربن در منطقه OW نمونه CL4 نشان داده شده است. با توجه به حضور کربن در هر دو فاز SiC و B4C، نقشه توزیع کربن به تنهایی نمی‌تواند محل قرارگیری هر یک از فازها را نشان دهد. لذا با استفاده از قسمت ۵ شکل ۴ که توزیع عنصر بور را نشان می‌دهد، می‌توان محل قرارگیری هر دو فاز را مشخص کرد. همان‌گونه که در قسمت ج شکل ۴ نشان داده شده است، می‌توان دریافت که مغز دانه‌ها به نسبت مرز آن‌ها مقدار سیلیسیوم کمتری را در خود جای داده است. با توجه به مطالب ذکر گردیده می‌توان نتیجه گرفت که افزایش میزان B4C عنصر سیلیسیوم را به سمت تجمع در مرز دانه سوق می‌دهد.

برای مشخص شدن ترکیب شیمیایی مرزدانه، از مرزدانه یکی از دانه‌های منطقه WO نمونه CL4 آنالیز EDS تهیه گردید که نتایج این آنالیز در شکل ۵ نشان داده شده است. میزان عناصر موجود در نقطه مشخص شده که در شکل ۵ - ب در جدول ۷ نشان داده شده است. با توجه به مقادیر نشان داده شده در جدول ۷ و تطبیق آن با مراجع [۱۹]، می‌توان حضور فازهای Al4SiC4، B4C، Al3B4C و Al4C3 در مرزدانه پیش بینی کرد.

### ریز سختی سنجی

در شکل ۷ تغییرات سختی در لایه روکشی بر اثر تغییر مقدار ذرات B4C نشان داده شده است. در تحقیق حاضر انتظار می‌رود در پی افزودن دو فاز سخت و استحکام بخش SiC و B4C در زمینه آلومینیومی، سختی مناطق مختلف متالورژیکی دست مایه تغییر گردد. افزایش سختی WO در پی افزودن فازهای تقویت کننده امری بدیهی به نظر می‌رسد. با افزایش مقادیر فازهای تقویت کننده سختی لایه روکشی افزایش می‌یابد. همان‌گونه که در شکل ۷ نشان داده شده است، افزودن SiC به سطح آلیاژ AA332 منجر به افزایش ۴۵ درصدی سختی می‌گردد. نمونه CL2 که دارای ۱۰ درصد B4C در کنار ذرات SiC است، افزایش سختی ۵۸ درصدی را نسبت به زیرلایه و تقریباً ۱۰ درصدی نسبت به نمونه CL1 است.

بررسی دقیق داده‌های ریزسختی لایه روکشی نشان می‌دهد که آهنگ افزایش سختی لایه روکشی در پی

حرارت بیش‌تر بوده و تغییر در این نرخ و اندازه دندریتها تغییر می‌کند. فاصله بازوهای دندریتی محلی مناسب برای قرارگیری ذرات سرامیکی SiC است، از همین رو می‌توان اندازه کوچک‌تر دندریتها در آخرین نقاط انجمادی لایه روکشی را نسبت به اولین نقاط آن به قرارگیری ذرات سرامیکی SiC در میان دندریتها و تغییر در نرخ انتقال حرارت نسبت داد. بر اساس اصول جوانه زنی و رشد، وجود عیوب در مسیر رشد، مانع از رشد کامل می‌گردد [۲۰]. در شکل ۳ تصویر میکروسکوپ نوری ریز ساختار منطقه WO نمونه‌های روکش کاری شده نشان داده شده است. همان‌گونه که مشخص است و انتظار می‌رفت، مطابق با نکته ذکر گردیده اندازه دندریتها کاهش یافته است. در جدول ۶ اندازه فاصله بازوهای دندریتی<sup>۱</sup> منطقه WO نمونه‌های روکش کاری شده که بر اساس روش ترسیم خطوط برخورد در تصاویر متالوگرافی و رابطه (۱) به دست آمده است، نشان داده شده است. در این رابطه L طول خطوط برخورد، M بزرگنمایی تصویر و N تعداد برخوردها می‌باشد [۲۱ و ۲۲].

$$DAS = \frac{L}{M \times N} \quad (1)$$

با توجه به ذوب سطحی و انتقال حرارت بالای زیر لایه و از طرفی وجود ذرات تقویت کننده در زمینه کامپوزیتی، این کاهش سایز امری بدیهی به نظر می‌رسد [۲۳]. همان‌گونه که تحقیقات قبلی نشان داده‌اند، وجود رسوبات در لایه روکشی از رشد دندریتها جلوگیری می‌کند، طبیعتاً هر چه میزان ذرات سرامیکی بیش‌تر شود، مقدار کاهش رشد کمتری در دندریتها دیده می‌شود [۲۴]. تفاوت در ارزش حرارتی رسوبات ایجاد شده و یا اضافه شده، با ارزش حرارتی زیر لایه در ضخامت و رشد دندریتها منطقه روکش کاری تأثیر گذار است [۲۵].

عنصر Si بیش‌تر تمایل دارد تا بر روی مرز دانه‌ها یا در مجاورت آن‌ها قرار گیرد [۹]. اضافه کردن دو فاز SiC و B4C، باعث افزایش حضور عناصر کربن و بور در لایه روکشی می‌شود. افزایش مقدار این دو عنصر با توجه به تمایل آن‌ها به قرارگیری در مجاورت مرزدانه‌ها، این مناطق را قطور می‌کند. در شکل ۴ MAP عنصری نمونه CL4 مربوط به منطقه WO نشان داده شده است. در قسمت د

### آزمون سایش

نتایج آزمون سایش خشک پین بر روی صفحه مسافت ۱۰۰۰ متر در شکل ۸ نشان داده شده است. از مقایسه دو شکل ۸ و ۷ می‌توان دریافت کرد که مقاومت به سایش نمونه‌ها بر خلاف اذهان عموم مستقل از سختی می‌باشد. به طور معمول انتظار می‌رود که با افزایش سختی مقدار کاهش وزن، کاهش یابد [۳۱ و ۳۰ و ۱۴]. بر اساس نمودار شکل ۹ ابتدا درصد کاهش وزن، کاهش و بعد افزایش یافته است.

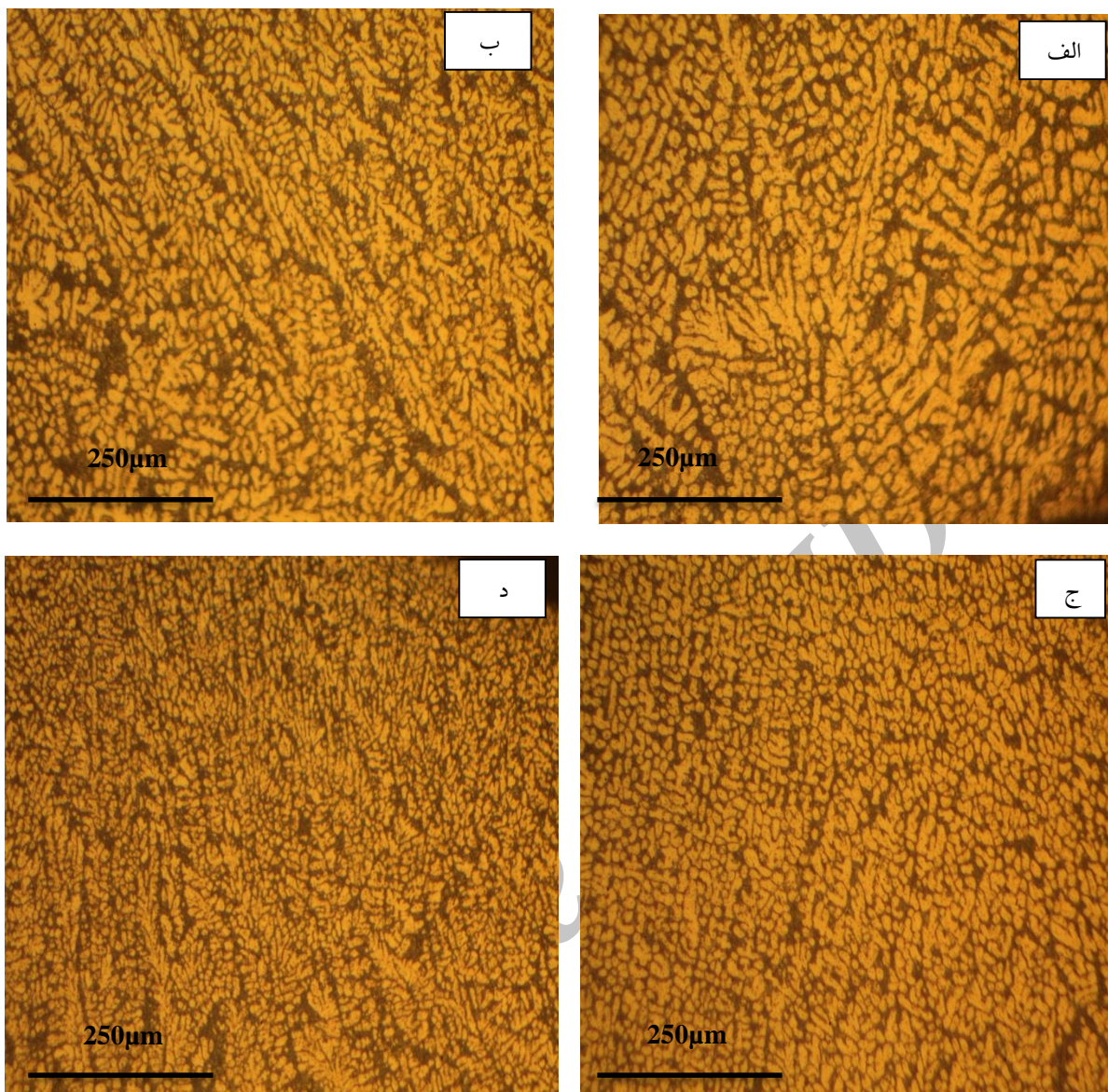
افزودن ذرات B<sub>4</sub>C در حال کاهش است. این بدان معناست که در مقادیر کم ذرات B<sub>4</sub>C تاثیر زیادی در روند افزایش سختی دارند. بر اساس تحقیقات قبلی و نظریه‌های گوناگون دانشمندان سختی را می‌توان اندرکنش نابه جایی‌ها و رسوبات است [۲۶ و ۲۷]. این رسوبات را می‌توان فازهای ثانویه‌ای در نظر گرفت که منجر به استحکام بخشی زمینه می‌گردند. با افزایش مقادیر فازهای تقویت کننده توزیع و پراکندگی آن‌ها افزایش یافته است. این افزایش پراکندگی منجر به افزایش اندرکنش نابه جایی‌ها با فازهای ثانویه می‌شود [۲۸-۳۰] که این موضوع در نهایت افزایش سختی را در پی دارد.

جدول ۵- اطلاعات کمی مربوط به فازهای زیر لایه، استخراج شده توسط نرم افزار کلمکس

اندازه $\mu\text{m}$	درصد حجمی	نوع فاز
۴۵	۴۶	$\alpha$ Al
۸/۴	۶	سیلیسیوم ثانویه
۱۰/۲	۴۱	Al-Si یوتکتیک
۸/۱	۳	Al <sub>6</sub> Cu <sub>3</sub> Ni
۱۲/۵	۴	Al <sub>8</sub> Mg <sub>3</sub> FeSi <sub>2</sub>

جدول ۶- اندازه فاصله بین بازوهای دندریتی در نمونه‌های روکش کاری شده

CL4	CL3	CL2	CL1	نمونه
۳۲/۳	۴۶/۸	۵۰/۶	۷۶/۲	اندازه دندریت بر حسب $\mu\text{m}$

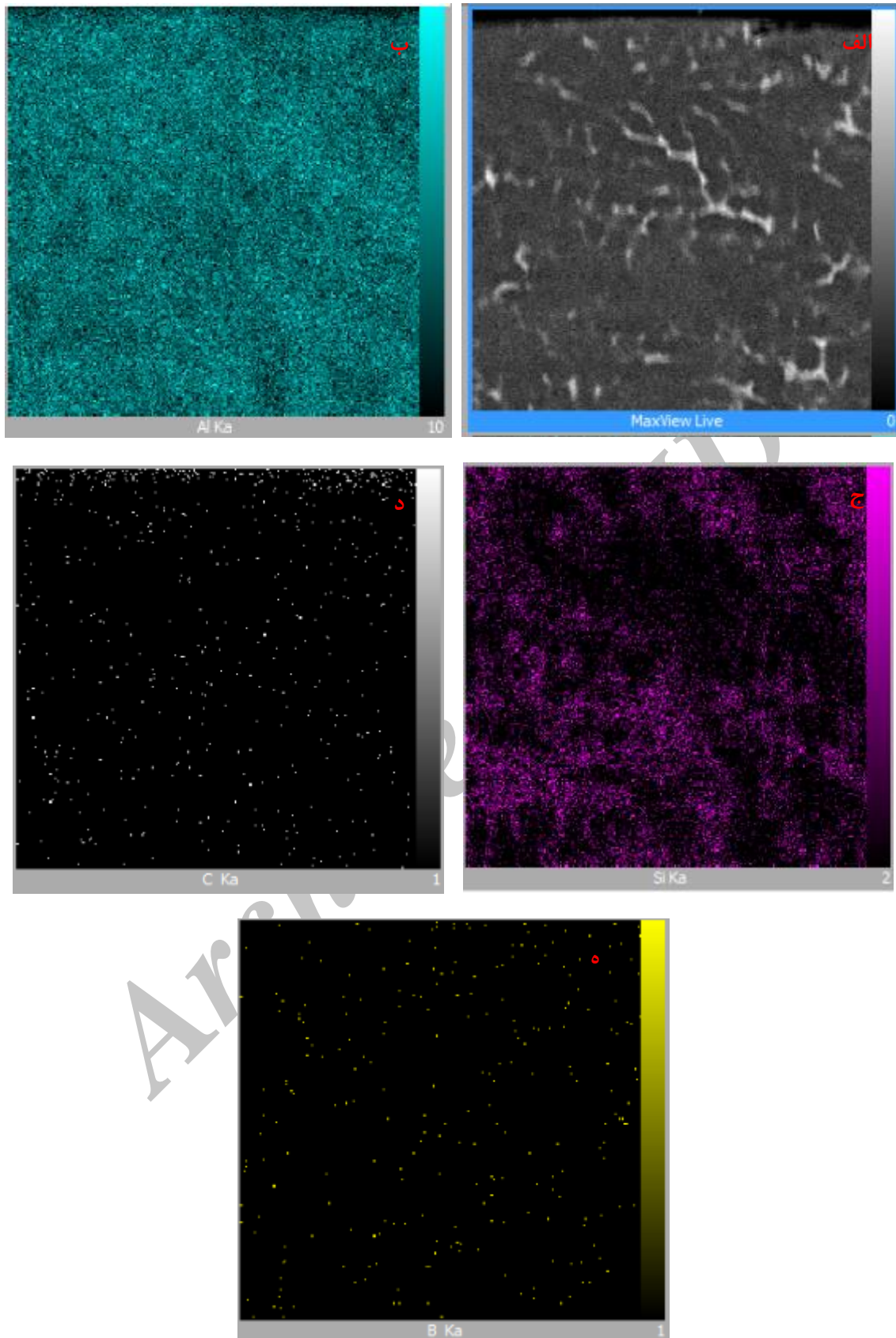


شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار مناطق WO نمونه‌های روکش کاری شده. الف) نمونه CL1، ب) نمونه CL2، ج) نمونه CL3 و د) نمونه CL4

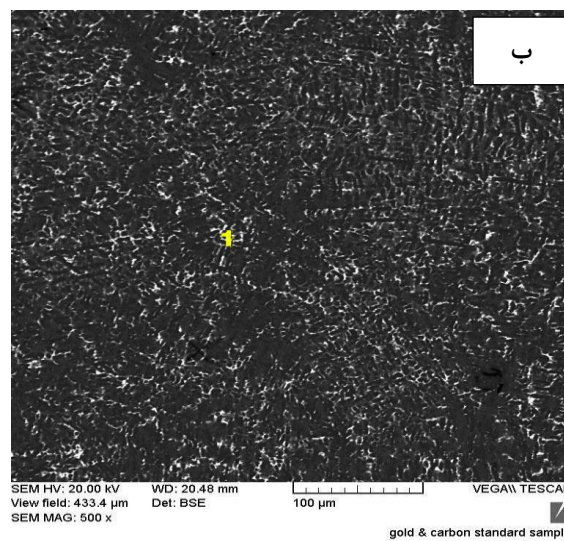
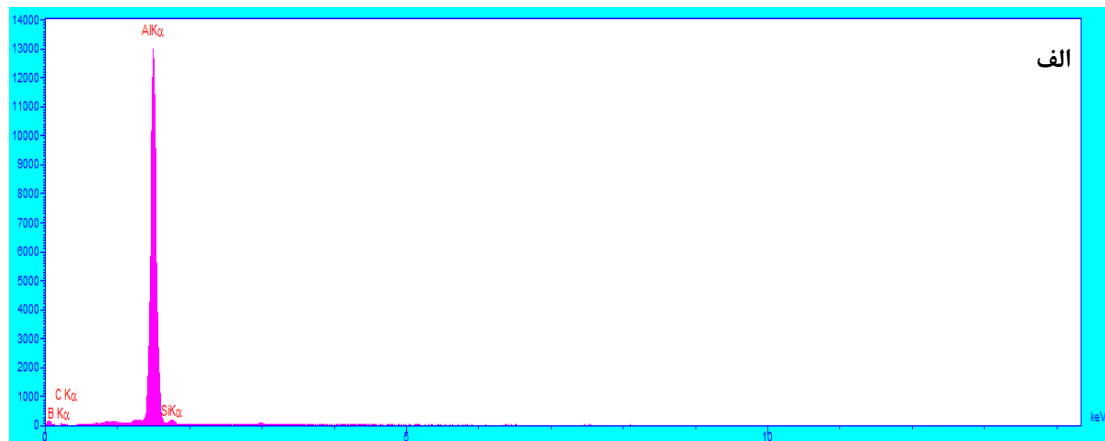
جدول ۷- ترکیب مرزدانه منطقه WO نمونه CL4 به دست آمده از آنالیز EDS بر حسب درصد وزنی و درصد اتمی

عنصر	درصد اتمی	درصد وزنی
Al	۳۵/۷۷	۵۶/۶۱
B	۳۹/۷۲	۲۵/۱۸
C	۲۳/۵۱	۱۶/۵۶
Si	۱/۰۰	۱/۶۵

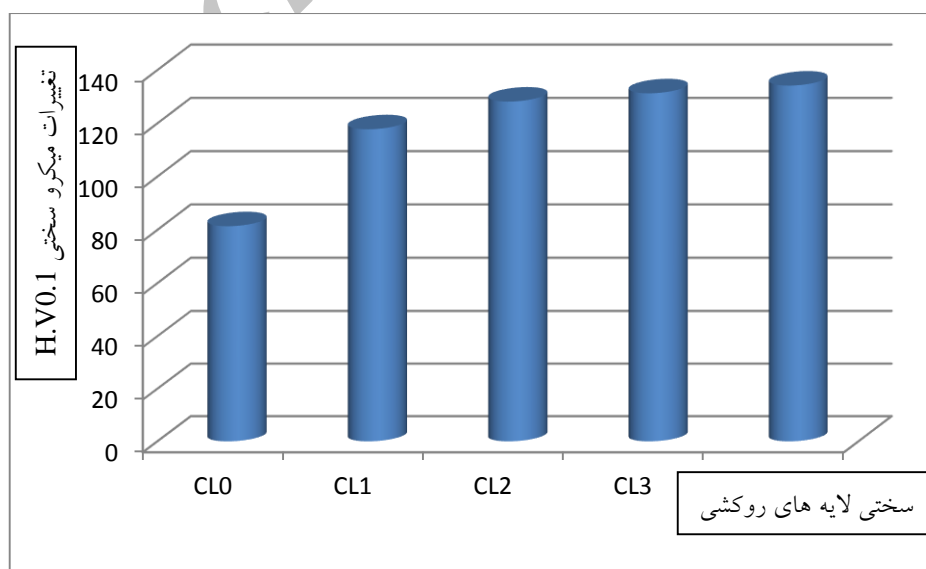




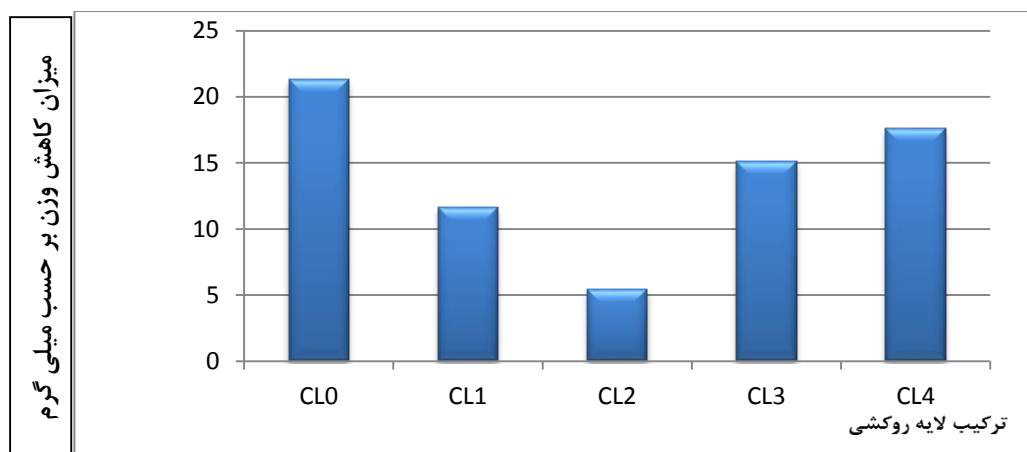
شکل ۴- نقشه توزیع عنصری نمونه CL4. الف) ریز ساختار، ب) توزیع عنصر Al، ج) توزیع عنصر Si، د) توزیع عنصر C و ه) توزیع عنصر B



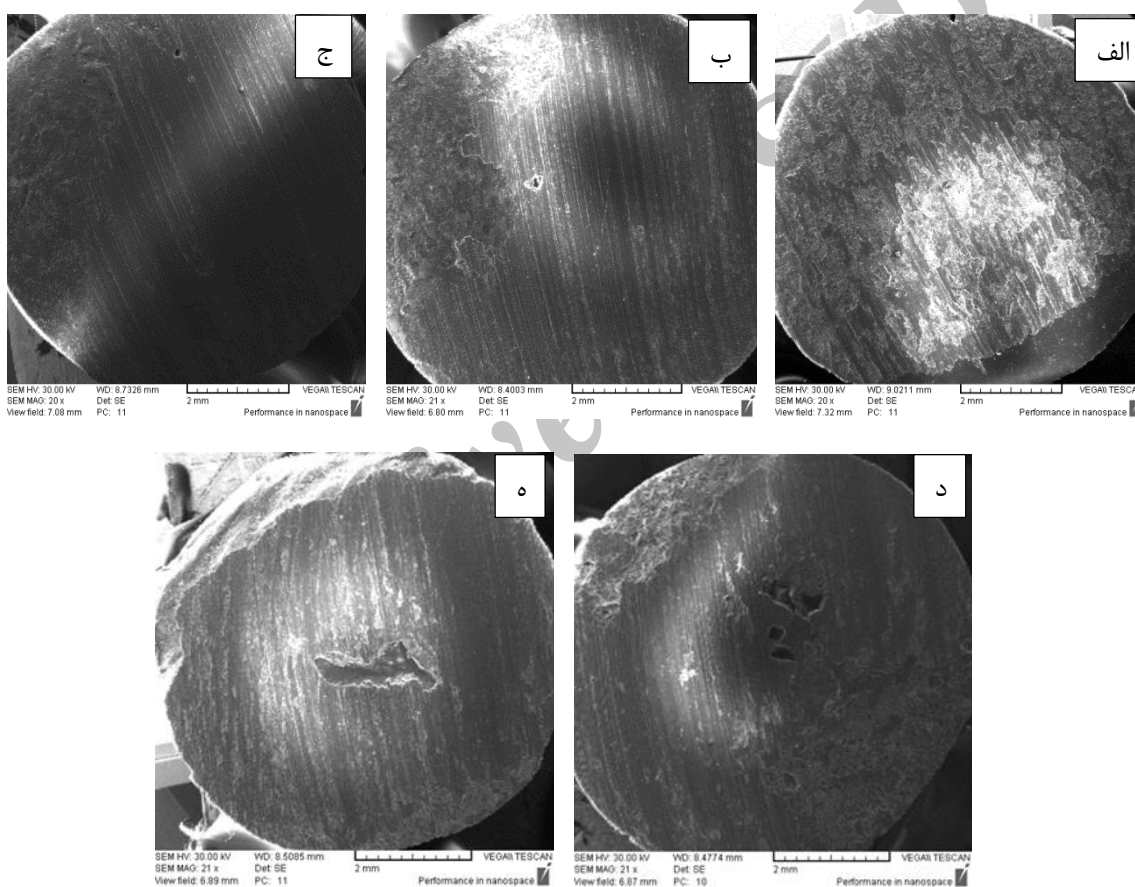
شکل ۵- آنالیز عنصری نمونه CL4. الف) مقدار کیفی حضور عناصر در ناحیه مشخص شده، ب) تصویر SEM نشان دهنده ناحیه مورد آنالیز



شکل ۶- تغییرات ریزسختی مناطق متالورژیکی مختلف نمونه‌های روکش کاری شده



شکل ۷- میزان کاهش وزن لایه های روکش کاری شده پس از ۱۰۰۰ متر



شکل ۸- تصویر SEM سطوح سایش پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر. (الف) نمونه CL0، (ب) نمونه CL1، (ج) نمونه CL2، (د) نمونه CL3، (ه) نمونه CL4

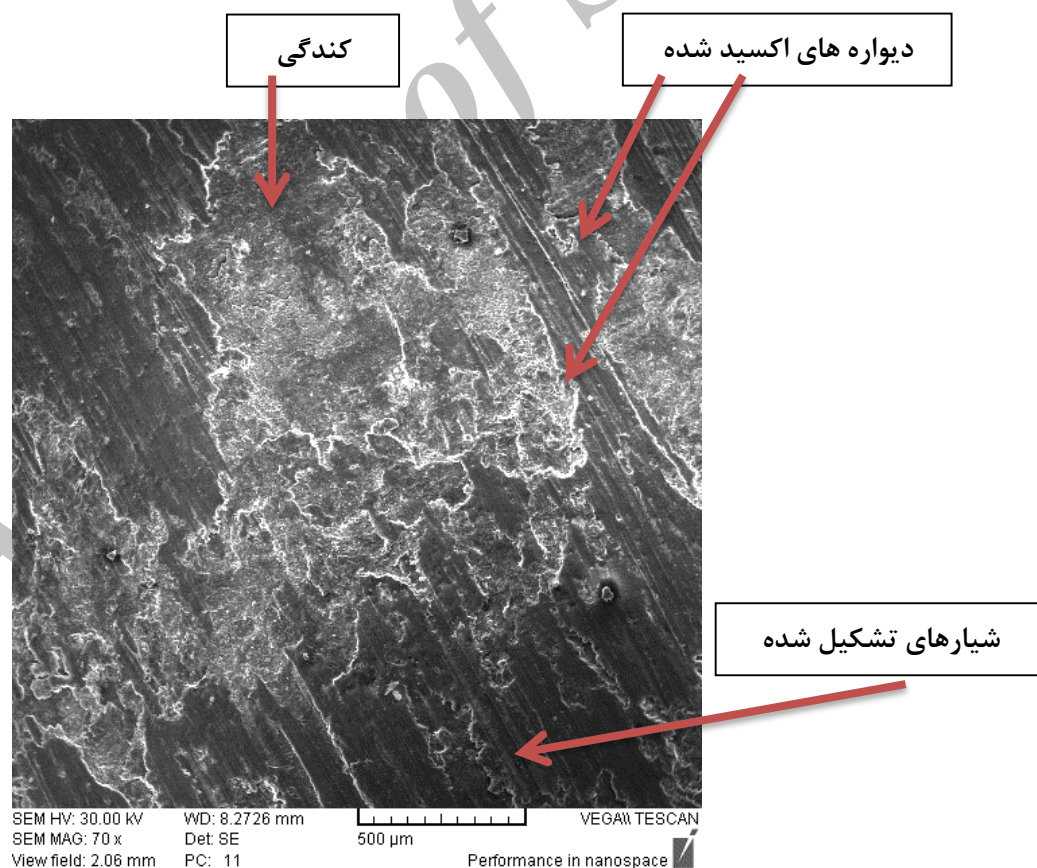
مربوط به فرآیند اولیه تولید (ریخته گری) دانست. در تمامی نمونه‌ها ذرات اکسیدی و مکانیزم سایش اکسیدی مشاهده می‌شود. طی نمودن مسافت بالا در معرض حرارت قرار گرفتن و تحمل بار سایشی زیاد را در پی دارد [۳۲]. این موضوع منجر به افزایش ذرات اکسیدی و بزرگ‌تر شدن

در شکل ۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطوح سایش نمونه‌ها پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر نشان داده شده است. در قسمت (ه) و (و) این شکل حفراتی در نمونه‌ها دیده می‌شوند که با توجه به تهیه نمونه‌ها از شمش ریخته‌گری و شبیه نبودن این حفرات به عیوب سایشی آن‌ها را

در شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح سایشی نمونه CL1 نشان داده شده است. همان گونه که از مقایسه چشمی شکل های ۹ و ۱۰ بر می آید، مقدار کندگی-های سطحی در شکل ۱۰ بسیار کم تر از شکل ۹ می باشد. به نظر می رسد افزودن SiC به سطح رژیم سایشی را ملایم تر می کند. شیارهای شخم زنی کم عمقی نیز در سطح سایش دیده می شود. افزودن SiC به سطح تشکیل و سختی لایه تریبولوژیکی ایجاد شده روی سطح را بهبود می بخشد. رژیم سایشی ملایم تر در این نمونه نسبت به نمونه CL0 را می توان مربوط به تقویت لایه تریبولوژیکی دانست [۳۳].

آن ها در پی آگلومره شدن زیاد را منجر می شود. در ادامه هر یک از نمونه ها در بزرگنمایی های بیش تر به منظور پیدا کردن رابطه مسافت طی شده و نوع ترکیب کامپوزیت لایه روکشی مورد بحث قرار خواهند گرفت.

در شکل ۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح سایش نمونه CL0 نشان داده شده است. در این شکل به خوبی مساحت بالای مناطق کندگی نشان داده شده است. همان گونه که در تصویر دیده می شود، دیواره مناطق کندگی اکسید گشته اند. مناطق صاف تغییر شکل یافته به جهت سایش چسبان رفته رفته به شیارهایی تبدیل می شوند که این به جهت تعویض مکانیزم سایشی از چسبان به خراشان است.

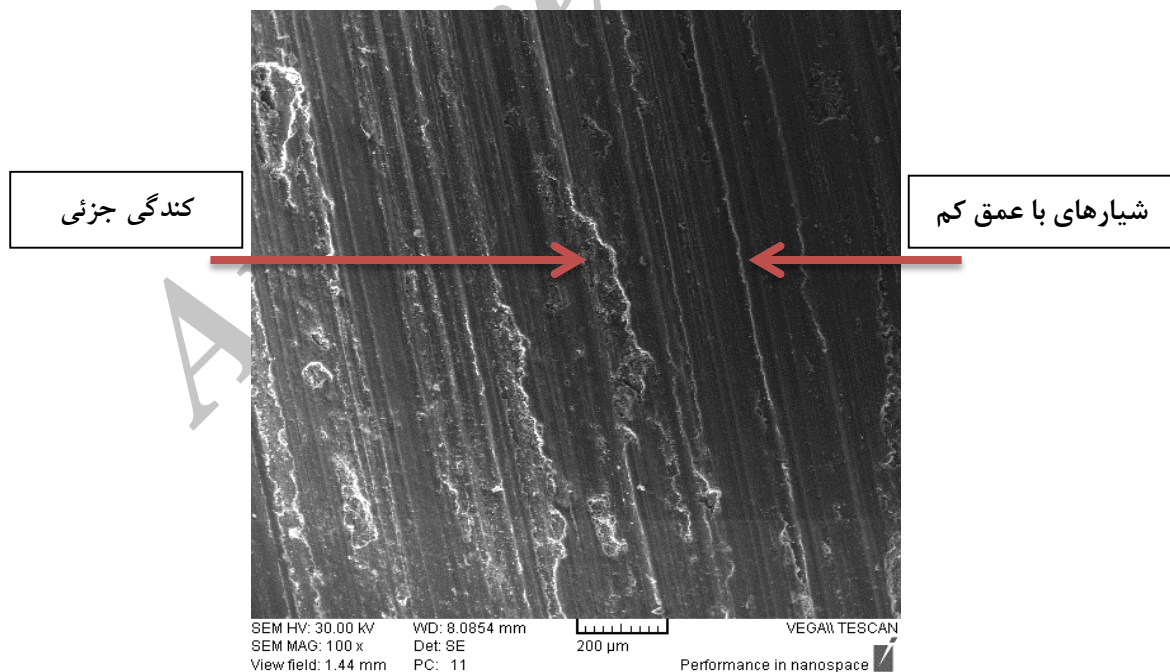


شکل ۹- تصویر SEM از سطح سایش نمونه CL0

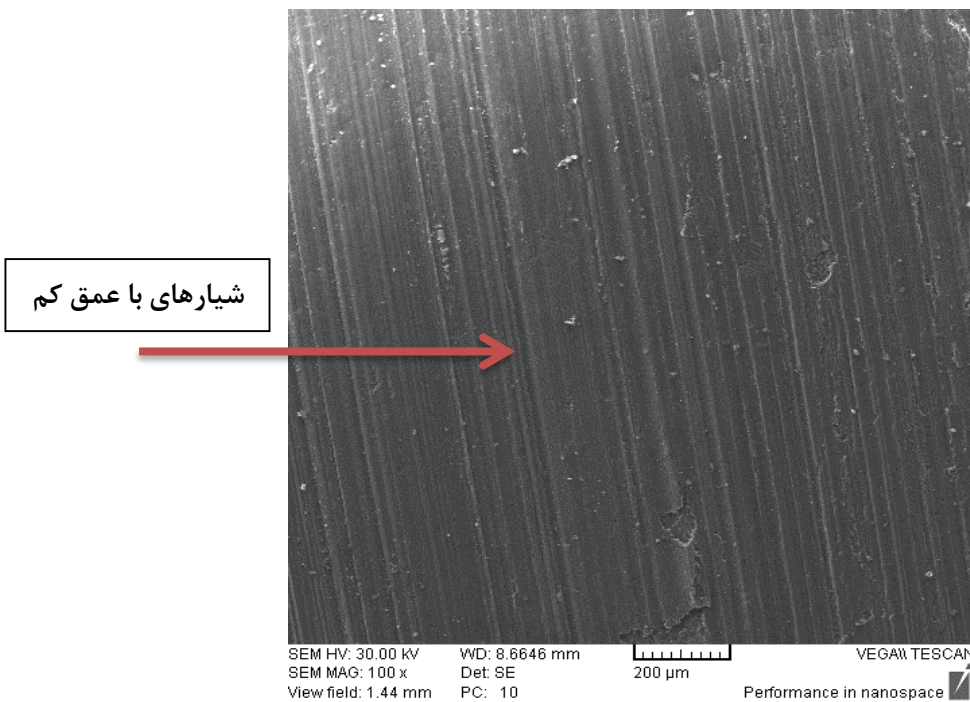
نمود. این ذرات در شیار ناشی از سایش خراشان قرار دارند. پس از انجام تخریب در اثر کشیده شدن و ارتعاش به نقاط دیگر رفته و سطوح تخریب نشده دیگر را از طریق شخم زنی به واسطه سختی بیش تر تخریب می کنند [۳۵].

در شکل ۱۳ ترک‌های لایه ترد تریبولوژیکی و ذرات کنده شده نمونه CL4 نشان داده شده است. مشخص است که با افزایش میزان B4C در نمونه CL4، این نمونه از نمونه CL3 تردتر باشد و ذرات شکسته شده این لایه از سختی بالاتری برخوردار باشند. در شکل ۱۳ میکرو ترک‌های دیواره شیار نشان داده شده است. در پی اشاعه این میکرو ترک‌ها ذرات از دیواره جدا شده و درون شیار قرار می‌گیرند. این ذرات پس از ادامه پیدا کردن سایش بر اثر ارتعاش به روی سطح می‌آیند و در اثر اعمال بار منجر به شخم زنی سطح می‌گردد. این بررسی‌ها نشان می‌دهد که افزایش مقدار B4C، باعث انتقال مکانیزم سایشی از چسبان به خراشان می‌گردد.

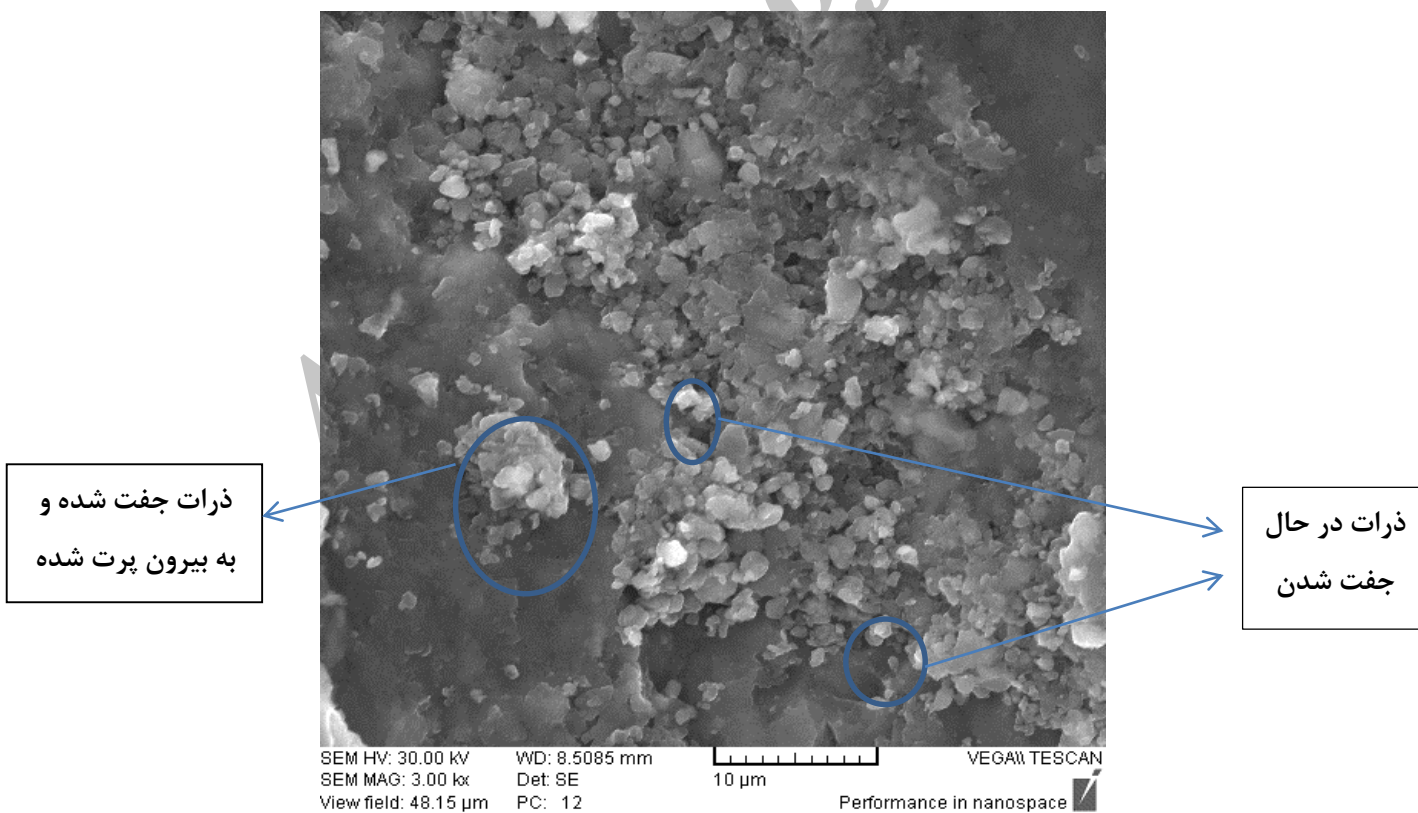
افزودن ده درصدی فاز B4C به ذرات SiC مطابق شکل ۶ سختی را افزایش می‌دهد. همان‌گونه که در شکل ۱۱ نشان داده است، سطح سایش نمونه CL2، دارای خطوط سایشی ملایم با کندگی‌های بسیار ناچیز است. افزودن فاز B4C سختی را افزایش می‌دهد. این افزایش سختی مقاومت در برابر سایش را در پی دارد. این بهبود رفتار سایشی را می‌توان به افزایش سختی و تقویت لایه تریبولوژیکی مرتبط دانست [۳۳ و ۱۲]. افزودن بیست درصدی فاز B4C منجر به تردی لایه روکشی ایجاد شده می‌گردد. در ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با ذرات سرامیکی یک اصل اساسی حاکم است که افزایش بیش از حد فاز سرامیکی رفتار شبه سرامیک از کامپوزیت نشان می‌دهد [۳۴]. افزایش تردی لایه روکشی منجر به شکسته شدن سریع آن حین سایش و جدا شدن ذرات SiC و B4C می‌گردد. در شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح سایش، تشکیل شدن ذرات سایشی از مخلوط پودرهای اکسیدی ایجاد شده حین سایش و ذرات تقویت کننده SiC و B4C برای نمونه CL3 نشان داده شده است. در این شکل می‌توان جفت شدگی یا آگلومره شدن ذرات سایشی به یکدیگر را به وضوح مشاهده



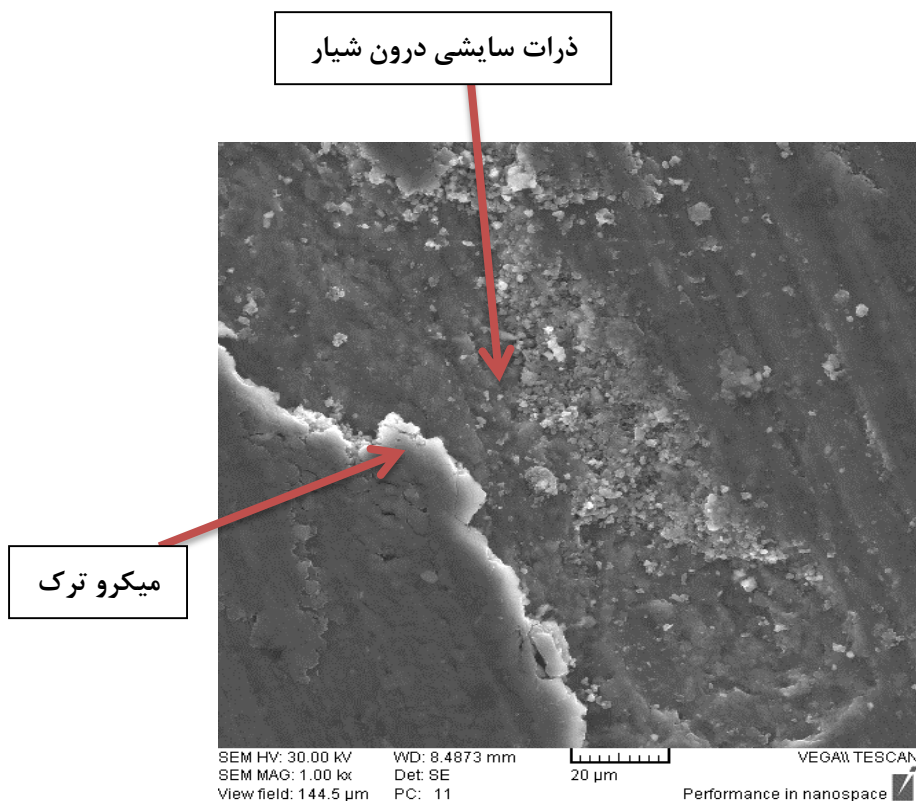
شکل ۱۰- تصویر SEM از سطح سایش نمونه CL1



شکل ۱۱- تصویر SEM از سطح سایش نمونه CL2



شکل ۱۲- تصویر SEM از شیار درون سطح سایش نمونه CL3



شکل ۱۳- تصویر SEM از سطح سایش نمونه CL4

### نتیجه گیری

از بررسی داده های پژوهش حاضر نتایج زیر استخراج می گردد:

الف) ساخت کامپوزیت سطحی با ذرات تقویت کننده SiC و B<sub>4</sub>C به وسیله فرآیند GTAW بر سطح آلیاژ یوتکتیک آلومینیوم - سیلیسیوم AA332 قابل اجرا است.

ب) ذوب سطحی AA332 به وسیله فرآیند GTAW کاهش اندازه فاصله بین دندریت ها را در پی دارد. افزودن فازهای تقویت کننده B<sub>4</sub>C و SiC از طریق افزایش نقاط جوانه زنی و فرار گیری در بین دندریت ها این روند کاهش اندازه را سریع تر می کنند.

ج) ذوب سطحی و کامپوزیت سازی سطحی منجر به افزایش سختی می گردد. به طوری که در پی افزودن ذرات B<sub>4</sub>C و SiC از حرکت نابه جایی ها جلوگیری می کنند و سختی را افزایش می دهند. افزایش مقدار B<sub>4</sub>C سختی لایه

روکشی را تا بیش از یک و نیم برابر افزایش می دهد. در مقادیر کم تر ذرات B<sub>4</sub>C تاثیر بیشتری بر افزایش سختی دارند. با افزودن بیست درصدی B<sub>4</sub>C افزایش سختی کمتری به نسبت نمونه در بردارنده مشاهده گردید. نتایج حاکی از آن است که افزایش سختی بر اثر افزودن ذرات B<sub>4</sub>C نیازمند شناسایی مقدار بهینه این ذرات است.

د) مکانیزم سایشی غالب بر نمونه ها به وسیله فاز تقویت کننده B<sub>4</sub>C کنترل می گردد. در مسافت ۱۰۰۰ متر ذرات سایشی مختلط تشکیل شده سخت و بزرگ می گردند و ذرات با خراشیدن سطح، نرخ سایش را تشدید می کنند. هر چه مقدار فاز سخت کننده افزایش یابد این ذرات سایشی مختلط تشکیل شده، سخت تر می شوند. این سختی زیاد منجر به شخم زنی نمونه گشته به طوری که در کنار سایش اکسیدی مکانیزم سایش خراشان نیز در نمونه ها مشاهده می گردد.

**References:**

- ۱- ثابت. حامد، ۱۳۸۷، "انتخاب مواد فلزی"، نشر فنی امیر، کرج، صفحات ۳۷-۴۱.
- 2- Abouei. V., Saghafian. H., Shabestari. S. G., Zarghami. M., 2010, "Effect of Fe-rich Intermetallics on the Wear Behavior of Eutectic Al-Si Piston Alloy (LM13)", *Materials and Design*, Vol. 31, pp.3518-3524.
- 3- ASM Handbook, 1993, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", American Society for Metals, Metals Park, OH, Vol. 2, 3<sup>rd</sup> Printing.
- 4- Abouei. V., Shabestari. S. G., Saghafian. H., 2010, "Dry Sliding Wear Behaviour of Hypereutectic Al-Si Piston Alloys Containing Iron-rich Intermetallics", *Material Characterization*, Vol. 61, pp.1089-1096.
- ۵- استیری. آرش، حیدرزاده سهی. محمود، ثابت. حامد، " بررسی خواص سایشی لایه روکشی حاوی ۲۵ سیلیسیوم روی آلیاژ LM13 توسط فرآیند سطح کاری اصطکاکی"، پانزدهمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی و چهارمین کنفرانس ملی آزمایشهای غیر مخرب، دانشگاه شهید چمران اهواز، ۹ و ۱۰ دی ماه ۱۳۹۳.
- ۶- استیری. آرش، حیدرزاده سهی. محمود، ثابت. حامد، " تاثیر سرعت خطی بر ضخامت و کیفیت اتصال لایه روکشی ایجاد شده روی آلومینیم LM13 توسط فرآیند سطح کاری اصطکاکی"، پانزدهمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی و چهارمین کنفرانس ملی آزمایشهای غیر مخرب، دانشگاه شهید چمران اهواز، ۹ و ۱۰ دی ماه ۱۳۹۳.
- 7- N. Saini, D.K. Dwivedi, P.K. Jain, H. Singh, " Surface Modification of Cast Al-17%Si Alloys Using Friction Stir Processing ", *Procedia Engineering*, Volume 100, 2015, Pages 1522-1531.
- 8- P. Wang, J.P. Li, Y.C. Guo, Z. Yang, J.L. Wang " Ceramic coating formation on high Si containing Al alloy by PEO process ", *Surface Engineering*, Vol. 32, 2016, pp. 428-434.
- ۹- اسحاقی. اکبر، راثی زاده غنی. جعفر، قاسمی منفرد راد. حمید رضا، تقی آبادی. رضا، ۱۳۸۸، " بررسی اثر عملیات حرارتی محلول سازی بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ آلومینیوم ۳۳۲"، نشریه دانشکده فنی، دوره ۴۳، شماره ۲، ۱۳۹-۱۴۸.
- 10- Guoliang Hou, Yulong An, Xiaoqin Zhao, Huidi Zhou, Jianmin Che, Shuangjian Li, Xia Liua, Wen Deng, " Improving interfacial, mechanical and tribological properties of alumina coatings on Al alloy by plasma arc heat-treatment of substrate ", *Applied Surface Science*, Vol. 411, 2017, Pp. 53-66.
- 11-Li-ping Zhao, Zong-de Liu and Bin Li, " Microstructure and Properties of in-situ Synthesized Composite Coating by tungsten inert gas Cladding, " *Advanced Materials Research* Vol. 314-316, 2011, pp. 296-299.
- 12- Lotfi. Behnam., Rostami. Mehdi., Sadeghiab. Zohreh., " Effect of Silicon Content on Microstructure of Al-Si/SiCp Composite Layer Cladded on A380 Al Alloy by TIG welding process ", *Transaction of Nonferrous Materials Society of China*, Vol 24, 2014, pp. 2824-2830.
- 13- Wenbo. Tang., Conghui. Lu., Yanpeng. Li., " Investigation on TiCP/Al Composite Coating by TIG Cladding, *Applied Mechanics and Materials*, Vols. 490-491, 2014, pp 29-33.
- ۱۴- ثابت. حامد، ۱۳۹۲، " بازسازی قطعات تحت سایش به وسیله جوشکاری، کاوش جوش"، صفحات ۱-۱۰.
- 15- P.H. Chong, H.C. Man, T.M Yue, " Microstructure and wear properties of laser surface-cladded Mo-WC MMC on AA6061 aluminum alloy ", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 145, 2001, pp. 51-59.



- 16- Jiang Xu, Yide Kan, Wenjin Liu, " In-Situ Synthetic TiB<sub>2</sub> Particulate Reinforced Metal Matrix Composite Coating On AA2024 Aluminum Alloy by Laser Cladding Technology ", *Surface Review and Letters*, Vol. 12, No. 4, 2005, pp. 561–567.
- 17- ASTM E82-16 " Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials " ASTM, Feb 2016.
- 18- ASTM G99 – 17, Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus.
- 19- ASM Handbook, Formerly Tenth Edition, Metals Handbook, Vol. 9, "Metallography and Microstructures", ©1990, by ASM International, 3rd Printing, November 1993.
- ۲۰- یدالله تبار. حسین، ثقفیان. حسن، شبستری. سعید، " بررسی تاثیر ارتعاشات مکانیکی در حین انجماد بر خواص مکانیکی و ریز ساختار آلیاژ آلومینیوم "، نشریه بین المللی علوم مهندسی دانشگاه علم و صنعت ایران، ویژه نامه مهندسی مواد و متالورژی، جلد ۱۹، شماره ۵، ۱۳۸۷، ۶۵-۷۴.
- 18- M. Warmuzek, *Metallographic Techniques for Aluminum and Its Alloys, Metallography and Microstructures, Vol 9, ASM Handbook, ASM International, 2004, pp. 711–751.*
- 21-T. Lienert, T. Siewert, S. Babu, and V. Acoff, " Fundamentals of Weld Solidification ", *ASM Handbook, Volume 6A, Welding Fundamentals and Processes, 2011, pp. 69-114.*
- 22- Sivachidambaram. P. and Balachandar. K, " Optimization of Pulsed Current TIG Welding Parameters on Al-SiC Metal Matrix Composite – An Empirical Approach ", *Indian Journal of Science and Technology, Vol. 8, No. 23, 2015, pp. 1-7.*
- 23- Essam. R. I. Mahmoud and Tash. Mahmoud. M., " Characterization of Aluminum-Based-Surface Matrix Composites with Iron and Iron Oxide Fabricated by Friction Stir Processing ", *Materials, Vol. 505, No. 9, 2016, pp. 1-13.*
- 24- Tjong. S. C., " Novel Nanoparticle-Reinforced Metal Matrix Composites with Enhanced Mechanical Properties ", *Advanced Engineering Materials, Vol. 9, No. 8, 2007, pp. 639-952.*
- ۲۵- حائریان اردکانی. علی. ورنون. جان.، ۱۳۷۵، " آزمون مواد "، انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد، ۸۰-۸۴.
- 26- D. A. Porter, " Phase Transformation in Metals and Alloy " *Chapman & Hall, 1992, pp. 220-223.*
- 27- Wang. Y., Wang. Y. T., Xu. G., Qin M. L., Liu. S. N., Jiang. R. S., Liu. Z. D., " Microhardness Homogeneity Analysis of Thick Amorphous Composite Coating Prepared by TIG Cladding ", *Materials Research Innovations, Vol. 18, 2014, pp. 787-792.*
- 28- Essam. R. I. Mahmoud., Makoto. Takahashi., Toshiya. Shibayanagi., and Kenji. Ikeuchi., " Fabrication of Surface-Hybrid-MMCs Layer on Aluminum Plate by Friction Stir Processing and Its Wear Characteristics ", *Materials Transactions, Vol. 50, No. 7, 2009, pp. 1824 – 1831.*
- 29- Sharifitabar. Mahmood., Vahdati Khaki. Jalil. and Haddad Sabzevar. Mohsen., " Fabrication of Fe–TiC–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composites on the Surface of Steel using a TiO<sub>2</sub>–Al–C–Fe Combustion Reaction Induced by Gas Tungsten Arc Cladding, " *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, Volume 23, Number 2, 2016, Pp. 193-204.*
- 30- Fizam. Zainon1, Khairrel Rafezi. Ahmad., Ruslizam. Daud., " Effect of Heat Treatment on Microstructure, Hardness and Wear of Aluminum Alloy 332 ", *Applied Mechanics and Materials Vol. 786, 2015, pp. 18-22.*

31- Jiang. Xu., Wenjin. Liu., Yide. Kan., Minlin. Zhong., " Microstructure and Wear Properties of Laser Cladding Ti-Al-Fe-B Coatings on AA2024 Aluminum Alloy ", Materials and Design, Vol. 27, 2006, pp. 405-410.

32- M. Haji Ghassemi, V. Abouei., M. Moshtaghi, M. Talafi Noghani, " The Effect of Removing Worn Particles by Ultrasonic Cleaning on the Wear Characterization of LM13 Alloy ", Surface Engineering and Applied Electrochemistry, Vol. 51, 2015, pp 382-388.

۳۳- بهمنی. احسان، لری امینی. امین، هنردوست. علی رضا، شجری. یزدان، رضوی، سید حسین، " ایجاد لایه کامپوزیتی Fe-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> به روش GTAW بر روی فولاد ساده کربنی "، پنجمین کنفرانس بین المللی مهندسی مواد و متالورژی imat دانشگاه شیراز، آبان ماه ۱۳۹۵.

34- Wenqin. Wang., Tomiko. Yamaguchi., Kazumasa. Nishio., " tructure of Iron-Based Cladding Layer on Al-Mg-Si Alloy Coated by a Resistance Seam Welding Method ", Msterials Transactions, Vol. 55, No. 11, 2014, pP. 1698-1706.

Archive of SID