

بررسی رفتار سایش خشک کامپوزیت‌های Al-Mg/ZrO₂ تهیه شده به روش نفوذدهی بدون فشار

حسن شریفی^{۱*}، مهدی حیدری^۲، مهدی دیواندری^۳ و علیرضا خاوندی^۳

چکیده

در این پژوهش تاثیر درصد منیزیم زمینه بر رفتار سایش خشک کامپوزیت زمینه آلومینیومی بررسی شده است. فوم زیرکونیایی با اندازه تخلخل ۱۰ و ۳۰ ppi مورد عملیات نفوذدهی بدون فشار با مذاب آلومینیوم قرار گرفت. از آلومینیوم با ۲، ۶ و ۱۰ درصد وزنی منیزیم به عنوان آلیاژ زمینه استفاده شد. نمونه‌های دیسکی، مورد آزمون سایش خشک به روش پین بر روی دیسک قرار گرفتند و کاهش وزن نمونه‌ها اندازه‌گیری شد. نمونه‌ها مورد اثر سه نیروی ۲۶، ۶/۵ و ۵۲ N و در طول یک مسافت ۹۰۰ متری، در تماس با پین فولادی AISI ۵۲۱۰۰ مورد لغزش قرار گرفتند. بر اساس نمودارهای نرخ فرسایش و تصاویر بدست آمده، مشخص شد که نمونه‌های کامپوزیتی در قیاس با آلیاژ زمینه مقاومت به سایش بسیار بالاتری دارند. هم‌چنین، در بارهای کم، سایش به واسطه تشکیل لایه محافظ پایدار در سطح کامپوزیت، از تماس مستقیم سطوح جلوگیری کرده و نرخ فرسایش پایین بوده، اما با افزایش بار عمودی اعمال شده، این لایه تخریب شده و فرسایش با شدت بیش‌تری صورت می‌پذیرد. مشخص شد با افزایش درصد منیزیم زمینه رفتار سایشی کامپوزیت بهبود می‌یابد.

واژه‌های کلیدی: سایش، کامپوزیت‌های آلومینیوم/زیرکونیا، نفوذدهی بدون فشار.

۱- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه شهرکرد.

۲- کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

*- نویسنده مسئول مقاله: sharifi_h@iust.ac.ir

پیشگفتار

آلومینیوم به سبب دانسیته پایین و رسانش حرارتی بالا از جمله مواد بهینه برای بسیاری از کاربردهای مهندسی است، اما آلومینیوم به تنهایی خواص تریبولوژیکی و مکانیکی ضعیفی دارد [۱]. از این رو، برای برطرف کردن ضعف‌های مکانیکی آلومینیوم، کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی مورد توجه قرار گرفته‌اند. از دلایل مقبولیت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی داشتن استحکام ویژه بالا، مقاومت به خوردگی، مقاومت به سایش، دانسیته پایین، رسانش حرارتی و الکتریکی بالا است [۲ و ۳]. این ویژگی‌ها سبب گسترش دامنه کاربری کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی در صنایع پیشرفته چون هوا و فضا، خودروسازی، دفاعی، الکترونیک و حتی ورزشی شده است [۴ و ۵]. یکی از روش‌های تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی، نفوذدهی بدون فشار است که در آن مذاب به واسطه نیروی موئینگی وارد ساختار متخلخل می‌شود. پیش ساخته‌ها معمولاً از فوم سرامیکی، و یا حالت فشرده‌ای از ذرات، الیاف و یا ویسکرها که نقش تقویت‌کننده را داشته، تشکیل می‌شود. مشکل اساسی در تولید کامپوزیت‌های فلز/سرامیک آن است که مذاب فلزات به طور طبیعی سطح سرامیک‌ها را تر نمی‌کنند و یکی از روش‌های معمول برای بهبود ترکنندگی آلومینیوم افزودن منیزیم به آن است [۶]. در قیاس با مواد تک جزئی، کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم نرخ سایش کم‌تری، به سبب محافظت سطح به وسیله ذرات سخت دارند [۷]. گروهی از پژوهشگران بر این باورند که علت رفتار سایشی خوب کامپوزیت‌ها نسبت به الیاف‌های تقویت نشده در کاهش سطح موثر تماس، بین سطح ساینده و سطح فلزی کامپوزیت است [۸]. هم‌چنین، بر اساس نظر برخی دیگر از پژوهشگران آسیب‌های سایشی که به سیستم وارد می‌شود، در دو دسته قابل تقسیم است. نخست آسیب‌های ناشی از شکست تقویت‌کننده و دوم آسیب‌های ناشی از جدایش فصل مشترک بین الیاف زمینه و تقویت‌کننده است [۹].

انواع متنوعی از سرامیک‌ها از جمله SiC، Al₂O₃ و ZrO₂ به سبب خواص ویژه‌ای چون سختی بالا، مقاومت فشاری بالا، مقاومت به سایش خوب و ... به عنوان تقویت‌کننده برای زمینه آلومینیوم بکار می‌روند [۱۰ و ۱۱]. بار عمودی، دمای محیط، سرعت لغزش، جنس سطح

ساینده، نوع و درصد حجمی تقویت‌کننده، همه از مواردی هستند که رفتار سایشی کامپوزیت را تحت تاثیر قرار می‌دهند [۱۰ و ۱۱]. در تقویت الیاف‌های آلومینیوم با ذرات، ویسکرها و الیاف دیده شده که بیش‌تر رفتار سایشی ماده را بهبود می‌دهند. مقدار این بهبود به طبیعت تقویت‌کننده و روش تولید کامپوزیت بستگی دارد [۱۳].

اگرچه مقاومت سایشی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم توسط بسیاری از محققین مورد بررسی قرار گرفته است، اما اطلاعات اندکی پیرامون رفتار سایشی کامپوزیت‌های زمینه فلزی با تقویت‌کننده پیوسته سرامیکی موجود است. در این پژوهش کامپوزیت Al-Mg/ZrO₂ با نفوذدهی مذاب به درون فوم سرامیکی زیرکونیایی با اندازه تخلخل ۱۰ و ۳۰ ppi^۱ تولید شد، و تاثیر میزان منیزیم الیاف زمینه بر رفتار سایشی کامپوزیت مورد بررسی قرار گرفته است.

روش پژوهش

با انجام محاسبات و تعیین مقادیر مورد نیاز منیزیم، الیاف Al-Mg تولید شد. برای این منظور از کوره القایی با بوتنه گرافیتی و ظرفیت ۱۰ کیلوگرم استفاده شد. نتایج کوانتومتری درصد عناصر فلزی تشکیل دهنده الیاف زمینه در جدول ۱ آورده شده است. از فوم سرامیکی ZrO₂ تهیه شده به روش جایگزینی^۲ به‌عنوان مقاوم‌ساز استفاده شد [۱۴]. بمنظور بهبود روند ترشوندگی و نفوذدهی بهتر، فوم‌های سرامیکی مورد عملیات پوشش‌دهی الکترولس نیکل-فسفر قرار گرفتند [۱۵]. برای تولید کامپوزیت Al-Mg/ZrO₂ با توجه شکل ۱ فوم سرامیکی و الیاف فلزی در درون یک بوتنه سرامیکی استوانه‌ای از جنس آلومینا قرار گرفت به‌گونه‌ای که در درون کوره شمش الیافی در بالای فوم جای داده شد و ورقه‌هایی از جنس فلز تیتانیوم در اطراف بوتنه سرامیکی جهت اکسیژن‌زدایی اتمسفر کوره در نظر گرفته شد. پس از آب‌بندی کوره، ابتدا محیط داخلی به مدت ۳۰ دقیقه تحت عملیات خلا به میزان ۱۰^{-۴} پاسکال قرار گرفت و سپس گاز نیتروژن وارد کوره شد. عملیات نفوذدهی در دمای ۹۰۰°C به مدت ۴۵ دقیقه انجام شد. نمونه‌ها به شکل دیسک‌های به قطر ۵ سانتیمتری و ارتفاع یک سانتیمتر برای آزمون سایش

^۱-Pore Per Inch

^۲-Replica Method

کامپوزیت نشان می‌دهد. افزون بر این فاز، فازهای AIP و Al_2Ni_5 نیز در این کامپوزیت وجود دارند. به این ترتیب می‌توان انتظار داشت در لایه شماره ۳ فاز Mg_3P_2 به مقدار قابل توجهی حضور دارد. حضور این فاز سبب عدم اتصال مناسب بین فصل مشترک و تقویت کننده شده و همان گونه که در شکل ۳-ج دیده می‌شود، ترک‌هایی در مرز بین فصل مشترک و تقویت کننده و نیز در درون لایه شماره ۳ دیده می‌شود.

سایش

با توجه به شکل ۸-الف می‌توان دید که با افزایش نیرو، میزان وزن کاسته شده نمونه‌های کامپوزیتی با تقویت کننده ۱۰ ppi و زمینه $Al-2\%Mg$ به میزان شایان توجهی تغییر می‌کند. این تغییر در محدوده نیروهای ۶/۵ و ۲۶ نیوتن بیش تر از محدوده نیروهای ۲۶ و ۵۲ نیوتن است. در واقع، رفتار سایشی این کامپوزیت در مقابل نیروهای ۲۶ و ۵۲ نیوتن مشابه بوده است. در مورد کامپوزیت با زمینه $Al-6\%Mg$ و تقویت کننده ۳۰ ppi روند متفاوتی مشاهده می‌شود (شکل ۸-ب). بر اساس نمودار شکل ۸-ب، کامپوزیت با تقویت کننده ۳۰ ppi هنگامی که نیروی عمودی اعمال شده از ۲۶ به ۵۲ نیوتن افزایش می‌یابد، میزان فرسایش آن به یکباره رشد چشم‌گیری پیدا می‌کند. شکل ۹ نشان می‌دهد اختلاف مشابیهی در نمودارهای سایش کامپوزیت با زمینه $Al-6\%Mg$ نیز دیده می‌شود. تفاوت مشاهده شده در عملکرد تقویت کننده‌های ۱۰ و ۳۰ ppi را می‌توان با توجه به تفاوت در ابعاد تقویت کننده‌ها توضیح داد. از آنجا که سایش یک پدیده سطحی است و تقویت کننده‌ها در سطح تحت تاثیر موضعی نیرو قرار می‌گیرند، لذا اندازه و چگونگی توزیع تقویت کننده‌ها در سطح از اهمیتی ویژه برخوردار است. در مورد کامپوزیت‌های با تقویت کننده ۱۰ ppi، در سطح فاصله بین تقویت کننده‌ها از یکدیگر بیش تر از حالتی است که تقویت کننده ۳۰ ppi به کار برده شود. در هنگام سایش لایه‌ی محافظ^۱ متشکل از براده‌های سایش و مواد منتقل شده از سطوح سایش، روی سطح شکل می‌گیرد. هر چه فاصله میانگین تقویت کننده‌ها به یکدیگر نزدیک تر باشد، توانایی کامپوزیت در حفظ این

به کار برده شدند. از بین ساینده با جنس فولاد ۵۲۱۰۰ AISI و با سطح مقطع دایره به قطر ۳ میلیمتر استفاده شد. برای سایش سه نیروی عمودی ۶/۵، ۲۶ و ۵۲ N مورد استفاده قرار گرفت. سطح نمونه‌ها و پین ساینده به کمک کاغذ سنباده تا مش ۱۲۰۰ صیقل یافته، نمونه‌ها و پین پیش از آزمون در استن شستشو داده شدند تا آلودگی‌های احتمالی زدوده شود. سایش با سرعت لغزش ۰/۱۶ m/s و تا مسافت نهایی ۹۰۰ متر صورت گرفت. هر ۱۵۰ متر نمونه‌ها جهت تعیین وزن کاسته شده، با استفاده از ترازوی دیجیتال با حساسیت ۰/۱ میلیگرم توزین شدند. در شکل ۲ نمونه‌هایی از کامپوزیت‌های تولید شده دیده می‌شود.

نتایج و بحث

فصل مشترک

فصل مشترک زمینه و تقویت کننده کامپوزیت‌ها با درصد‌های متفاوت از منیزیم زمینه در شکل ۳ دیده می‌شود. همان گونه که در مورد کامپوزیت‌های با ۲ و ۶ درصد منیزیم دیده می‌شود، فصل مشترک از دو لایه مجزا تشکیل شده است. هم‌چنین با عنایت به وجود پوشش نیکل - فسفر در سطح تقویت کننده، پیوند مناسبی با زمینه به وجود آمده است. آنالیز عنصری EDS به عمل آمده از لایه خاکستری که در مجاورت زمینه قرار دارد (شکل ۴)، در کنار الگوی پراش اشعه X بدست آمده از این نمونه‌ها، نشان می‌دهد که بخش عمده این لایه از ترکیب بین فلزی Al_3Ni تشکیل شده است، اما آنالیز EDS لایه روشن تر در مجاورت تقویت کننده که در شکل ۵ دیده می‌شود، بیانگر آن است که تمرکز فسفر و نیکل در این لایه بیش تر بوده و این لایه عمدتاً از $AlNi$ تشکیل شده و فاز AIP نیز در آن حضور دارد. با توجه به شکل ۳-ج می‌توان مشاهده کرد که فصل مشترک کامپوزیت‌های با زمینه $Al-10\%Mg$ از سه لایه تشکیل شده است که در تصویر با شماره‌های ۱، ۲ و ۳ مشخص شده‌اند. آنالیز عنصری لایه‌های ۱ و ۲ به ترتیب مشابه آنالیز عنصری لایه‌های خاکستری و روشن در کامپوزیت‌های با زمینه دارای ۲ و ۶٪ منیزیم است، اما در آنالیز EDS شکل ۶ لایه سوم درصد عناصر منیزیم و فسفر رشد چشم‌گیری داشته است. الگوی پراش اشعه X این کامپوزیت در شکل ۷ حضور فاز Mg_3P_2 را در این

^۱ - Mechanically Mixed Layer

زمینه وجود دارد. نخست آن که به واسطه افزایش میزان منیزیم در آلیاژ زمینه، فاز بین فلزی Al₃Mg₂ افزایش یافته و در نتیجه، سختی زمینه افزایش می‌یابد. به این ترتیب مقاومت زمینه در برابر نفوذ سطوح و ذرات افزایش یافته و میزان فرسایش کاهش خواهد یافت.

دلیل دومی که بهبود رفتار سایشی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده ZrO₂ را توضیح می‌دهد، بهبود و ارتقاء خواص مکانیکی فصل مشترک است. حضور منیزیم در آلومینیم زمینه سبب بهبود ترشوندگی و تشکیل یک فصل مشترک مستحکم می‌گردد. یک فصل مشترک مستحکم از جدا شدن تقویت‌کننده‌ها جلوگیری کرده و همچنین، مانع از جریان پلاستیک فلز می‌شود در هنگام سایش می‌شود. بر اساس دلایل بالا و شکل ۱۱ مشاهده می‌شود، در هنگام سایش تحت بار ۲۶N، با افزایش درصد وزنی منیزیم آلیاژ زمینه، نرخ سایش نمونه‌ها کاهش می‌یابد. افزایش منیزیم در آلیاژ زمینه سبب بهبود رفتار ترشوندگی در هنگام فرآیند نفوذدهی و در نتیجه، تولید کامپوزیت با حفرات و عیوب کم‌تر می‌شود. همان‌گونه که پیش‌تر گفته شد در هنگام سایش تحت بار ۲۶N تقویت‌کننده‌ها به خوبی نیرو را تحمل کرده و در چنین شرایطی تقویت‌کننده‌های ۳۰ ppi به دلیل ساختار منسجم‌تر عملکرد بهتری دارند.

همان‌گونه که در شکل ۱۲ مشاهده می‌شود، در کامپوزیت‌های با ۲٪ منیزیم در آلیاژ زمینه، کامپوزیت با تقویت‌کننده ۱۰ ppi نسبت به کامپوزیت با تقویت‌کننده ۳۰ ppi از خود مقاومت سایشی بهتری نشان می‌دهد. دلیل این مطلب بزرگ‌تر بودن اندازه حفرات این نوع از تقویت‌کننده است که سبب می‌شود در هنگام تولید کامپوزیت، فرآیند نفوذدهی به سهولت انجام گرفته و حفرات و عیوب کم‌تری در ساختار کامپوزیت و بویژه فصل مشترک وجود داشته باشد، اما تقویت‌کننده‌های ۳۰ ppi با وجود داشتن ساختار منسجم‌تر، به دلیل کوچک بودن اندازه کانال‌ها و حفرات موجود در فوم، هنگام نفوذدهی آلیاژ به خوبی تر نشده و در نتیجه، مقاومت سایشی کامپوزیت‌های تهیه شده از آن‌ها در آلیاژهای با درصد‌های پایین منیزیم کم‌تر است. با افزایش درصد وزنی منیزیم و در نتیجه، بهبود ترشوندگی تقویت‌کننده به وسیله مذاب، مشکل نفوذدهی در مورد تقویت‌کننده‌های ۳۰ ppi کم‌تر شده و در نتیجه، در

لایه بیش‌تر می‌شود و در نتیجه، مقاومت به سایش کامپوزیت بهبود می‌یابد. نزدیک بودن تقویت‌کننده‌ها به یکدیگر هم‌چنین سبب می‌شود تا جریان پلاستیک فلز کنترل شود. در مورد کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده ۱۰ ppi در سطح فاز آلومینیومی زمینه در قیاس با کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده ۳۰ ppi به مقدار بیش‌تری حضور دارد. به همین دلیل در کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده ۱۰ ppi در سطح مقدار بیش‌تری از فلز با سختی پایین، در قیاس با کامپوزیت با تقویت‌کننده ۳۰ ppi وجود دارد و این مسئله سبب می‌شود کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده ۱۰ ppi برای ساییده شدن مستعدتر باشند.

عامل دیگری که باید در نظر گرفته شود آن است که ضخامت دیواره سلول‌های فوم سرامیکی که به‌عنوان تقویت‌کننده بکار رفته‌اند، در تقویت‌کننده‌های ۱۰ ppi بیش‌تر از تقویت‌کننده ۳۰ ppi است و در نتیجه، توانایی این دیواره‌ها به صورت منفرد برای تحمل تنش، بیش‌تر از توانایی دیواره‌های تقویت‌کننده فومی ۳۰ ppi است.

با توجه به شکل‌های ۸-الف و ۹-الف آن‌گونه بر می‌آید که کامپوزیت با تقویت‌کننده ۱۰ ppi در مقابل نیروی کم از خود مقاومت خوبی نشان داده است، اما در مواجهه با نیروهای بیش‌تر دچار فرسایش شدیدتری شده است و با توجه به آن‌که در سطح تقویت‌کننده با توزیع پراکنده‌تری حضور دارد، مقاومت کم‌تری در مقابل سایش داشته است. اما کامپوزیت با تقویت‌کننده ۳۰ ppi (شکل ۸-ب و ۹-ب) با توجه به توزیع منسجم‌تر تقویت‌کننده در سطح، تا بار ۲۶ نیوتن مقاومت خوبی در برابر سایش داشته است، اما در بار ۵۲ نیوتن مقاومت سایشی آن دچار کاهش شدید شده است. این امر را می‌توان مربوط به بالاتر رفتن تنش به بیش از حد تحمل دیواره‌های سلول‌های تقویت‌کننده دانست. در چنین شرایطی اگر فصل مشترک بین زمینه و تقویت‌کننده به اندازه کافی مستحکم نباشد، بخش‌های جدا شده از تقویت‌کننده به براده‌های سایش تبدیل شده و خود عاملی برای افزایش میزان فرسایش کامپوزیت می‌شوند. همین مسئله سبب می‌شود که مقاومت به سایش نمونه‌های آلیاژی در بارهای کم با توجه به شکل ۱۰ بهتر از نمونه‌های کامپوزیتی شود. دو دلیل عمده برای پاسخ به علت بهبود رفتار سایشی کامپوزیت‌ها با افزایش درصد وزنی منیزیم

دارای ۱۰٪ منیزیم، مشابه سایش کامپوزیت با زمینه دارای ۲٪ منیزیم بوده و مکانیزم غالب لایه لایه شدن است (شکل ۱۵-ب).

نتیجه گیری

- نمونه‌های کامپوزیتی تحت بارهای بالا از مقاومت به سایش بیش‌تری در مقایسه با آلیاژ زمینه برخوردارند.

- با افزایش بار میزان فرسایش افزایش می‌یابد.

- با افزایش منیزیم موجود در آلیاژ زمینه، مقاومت به سایش نمونه‌های کامپوزیتی به‌واسطه بهبود شرایط نفوذدهی و افزایش سختی فاز زمینه بهبود می‌یابد.

- با افزایش درصد منیزیم به ۱۰ درصد فاز Mg_3P_2 در فصل مشترک تشکیل شده که سبب می‌شود فصل مشترک تضعیف و ترک‌هایی در آن پدید آید.

- در هنگام سایش تحت بار 52 N ، در درصدهای پایین منیزیم آلیاژ زمینه، مقاومت به سایش کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده 10 ppi بهتر است، اما با افزایش درصد منیزیم آلیاژ زمینه تا ۶ درصد بهبود رفتار ترشوندگی تقویت‌کننده به حدی می‌رسد که فرآیند نفوذدهی کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده 30 ppi بهتر صورت گرفته و مقاومت سایشی آن‌ها در قیاس با کامپوزیت‌های دارای تقویت‌کننده 10 ppi بهتر می‌شود.

- در هنگام سایش تحت بار 52 N ، با افزایش منیزیم زمینه به بیش از ۶ درصد، مقاومت سایشی کامپوزیت با تقویت‌کننده 10 ppi به‌واسطه تضعیف فصل مشترک که ناشی از فاز Mg_3P_2 است، کاهش می‌یابد.

مورد کامپوزیت‌های با آلیاژ زمینه دارای بیش از ۲٪ منیزیم، تقویت‌کننده‌های 30 ppi عملکردی بهتر دارند. با توجه به این‌که در سایش تحت نیروی 52 N آسیب وارده به تقویت‌کننده‌ها بیش‌تر است، نقش فصل مشترک در کنترل سایش بیش‌تر می‌شود. علت کاهش خواص سایشی کامپوزیت با زمینه $Al-10\%Mg$ و تقویت‌کننده 10 ppi ، تشکیل فاز Mg_3P_2 است. پیدایش این فاز همزمان با تشکیل ترک‌هایی در فصل مشترک است. به نظر می‌رسد در شرایط سایش، نقش تخریبی افزایش منیزیم در مورد فصل مشترک، نسبت به نقش سازنده منیزیم در بهبود ترشوندگی غالب بوده و به این ترتیب خواص مکانیکی فصل مشترک و کامپوزیت کاهش یافته و در نتیجه، مقاومت به سایش کامپوزیت نیز کاهش یافته است.

از شکل ۱۳-الف می‌توان مشاهده کرد که تحت نیروی 26 N آلیاژ آلومینیوم با ۲ درصد وزنی منیزیم، دچار سایش شدید گشته و در سطح آثار سایش چسبان و جریان پلاستیک فلز دیده می‌شود، اما آلیاژ آلومینیوم با ۶ درصد منیزیم از خود مقاومت خوبی نشان داده و با توجه به ترک‌های عرضی متعدد موجود در سطح، مکانیزم غالب سایش لایه لایه شدن^۱ است (شکل ۱۳-ب).

در شکل ۱۴ سطح سایش کامپوزیت‌های با زمینه حاوی ۲٪ منیزیم دیده می‌شود. همان‌گونه که در شکل ۱۴-الف پیداست، در کامپوزیت با تقویت‌کننده 10 ppi سایش به گونه‌ای قابل ملاحظه به دلیل تشکیل لایه محافظ کنترل شده و مقدار تغییر شکل پلاستیک در سطح بسیار کم است. در شکل ۱۴-ب می‌توان مشاهده کرد که سایش در سطح با مکانیزم لایه لایه شدن رخ داده است و آسیب وارده به کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده 30 ppi کمی بیش‌تر از آسیب وارده به کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده 10 ppi است. در تصاویر مربوط به سطح سایش نمونه کامپوزیتی با زمینه $Al-10\%Mg$ (شکل ۱۵)، می‌توان مشاهده کرد که در مورد کامپوزیت با تقویت‌کننده 10 ppi عمدتاً شیارهای موازی و کم عمق در جهت لغزش دیده می‌شود و مکانیزم غالب در سایش این کامپوزیت، سایش خراشان است، اما سطح سایش در مورد کامپوزیت‌های با تقویت‌کننده 30 ppi و زمینه

^۱ - Delamination

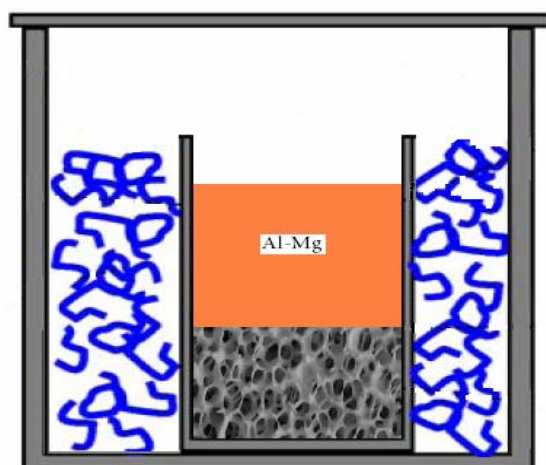
References

- 1- B. Venkataraman, and G. Sundararajan, "Correlation between the Characteristics of the Mechanically Mixed Layer and Wear Behaviour of Aluminum Al-7075 alloy and Al-MMCs", *Wear*, 245, 22–38, 2000.
- ۲- یزدانی، ع. "تولید کامپوزیت های نانوساختار آلومینیوم- کربید بور به روش اتصال تجمعی نورد" *مجله مواد نوین*، دوره اول، شماره سوم، بهار ۹۰، ص 23.
- 3- A. Meyveci, "Pin-on-Disc Characterization of 2xxx and 6xxx Aluminum Alloys Aged by Precipitation Age Hardening", *Journal of Alloys and Compounds*, 491, 278–283, 2010.
- 4- Y. Sahin, "Wear Behavior of Aluminum Alloy and its Composites Reinforced by SiC Particles Using Statistical Analysis", *Materials and Design*, 24, 95–103, 2003.
- 5- S. C. Sharma, and B. M. Satish, "Dry Sliding Wear of Short Glass Fiber Reinforced Zinc–Aluminum Composites", *Tribology International*, 31, 183–188, 1998.
- 6- L. J. Yang, "Wear Coefficient Equation for Aluminum-Based Matrix Composites Against Steel Disc", *Wear*, 255, 579–592, 2003.
- 7- J. Chen, C. Hao, and J. Zhang, "Fabrication of 3D-SiC Network Reinforced Aluminum–Matrix Composites by Pressureless Infiltration", *Materials Letters*, 60, 2489–2492, 2006.
- 8- S. M. R. Mousavi Abarghouie, and S.M. Seyed Reihani, "Investigation of Friction and Wear Behaviors of 2024 Al and 2024 Al/SiCp Composite at Elevated Temperatures", *Journal of Alloys and Compounds*, 501, 326–332, 2010.
- 9- F. Gul, and M. Acilar, "Effect of the reinforcement Volume Fraction on the Dry Sliding Wear Behavior of Al-10Si/SiCp Composition Produced by Vacuum Infiltration Technique", *Composites Science and Technology*, 64, 1959–1970, 2004.
- 10- L. Babout, Y. Brechet, and E. Maire, "On the Competition between Particle Fracture and Particle Decohesion in Metal Matrix Composites", *Acta Materialia*, 52, 4517–4525, 2004.
- 11- P. H. Shipway, A. R. Kennedy, and A. J. Wilkes, "Sliding Wear Behavior of Aluminum-Based Metal Matrix Composites Produced by a Novel Liquid Route", *Wear*, 216, 160–171, 1998.
- 12- M.T. Abou El-Khair, and A. Abdel Aal, "Erosion – Corrosion and Surface Protection of A356 Al/ZrO₂ Composites Produced by Vortex and Squeeze Casting", *Materials Science and Engineering A*, 454–455, 156–163, 2007.
- 13- H. Chang, J. Binner, and R. Higginson, "Dry Sliding Wear Behavior of Al(Mg)/Al₂O₃ Interpenetrating Composites Produced by a Pressureless Infiltration Technique", *Wear*, 268, 166–171, 2010.
- 14- B. N. Pramila Bai, "Dry Sliding Wear of A356-Al-SiC, Composites", *Wear*, 157, 295–304, 1992.
- 15- H. Sharifi, M. Divandari, A. Khavandi, and M. H. Idris, "Effect of Al Powder and Silica Sol on the Structure and Mechanical Properties of Al₂O₃-ZrO₂ Foams", *Acta Metall. Sin.*, Vol. 23, No.3, 1–8, 2010.
- 16- H. Sharifi, A. R. Khavandi, M. Divandari, M. and I. Hasbullah, "Effect of Magnesium and Nickel Coating on the Wetting Behavior of Alumina Toughened Zirconia by Molten Al – Mg", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol.19, No. 1, 77–82, 2012.

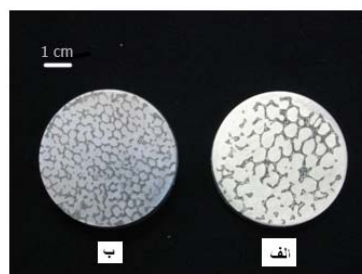
پیوست‌ها

جدول ۱- ترکیب شیمیایی شمش آلیاژی (درصد وزنی)

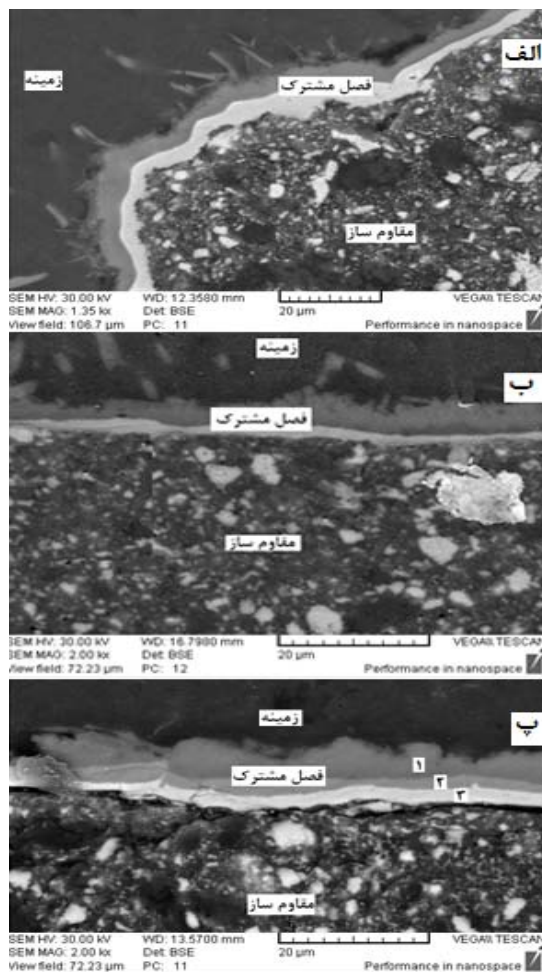
Mn	Fe	Zn	Cu	Si	Mg	Al	شماره آلیاژ
۰/۰۱۸	۰/۱۵۷	۰/۰۴۵	۰/۰۲۳	۰/۱۲۳	۲/۲	۹۷/۴	۱
۰/۰۴۲	۰/۱۸۶	۰/۱۰۵	۰/۰۵۱	۰/۱۹۵	۶/۳	۹۳/۰	۲
۰/۰۶۹	۰/۱۹۶	۰/۱۵۳	۰/۰۷۵	۰/۲۴۵	۱۰/۵	۸۸/۶	۳



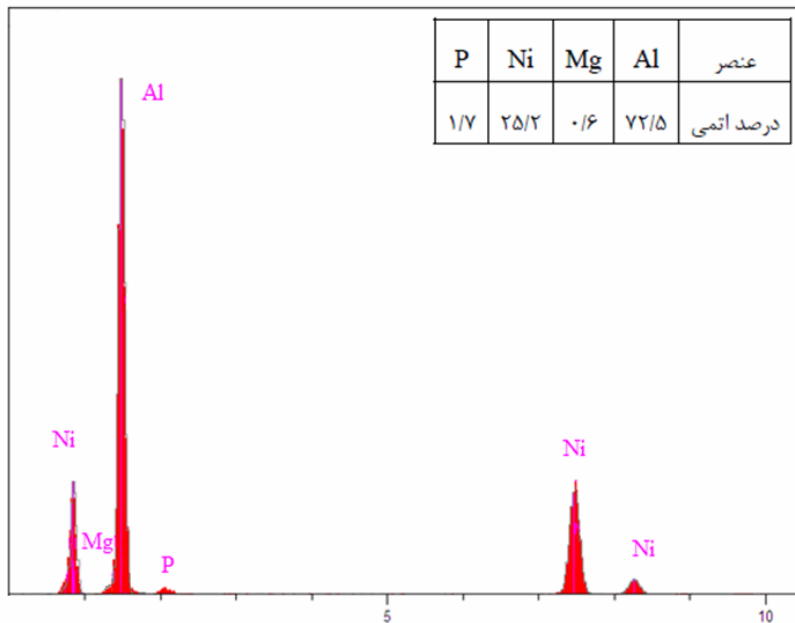
شکل ۱- نمایی از تولید کامپوزیت به روش نفوذدهی بدون فشار.



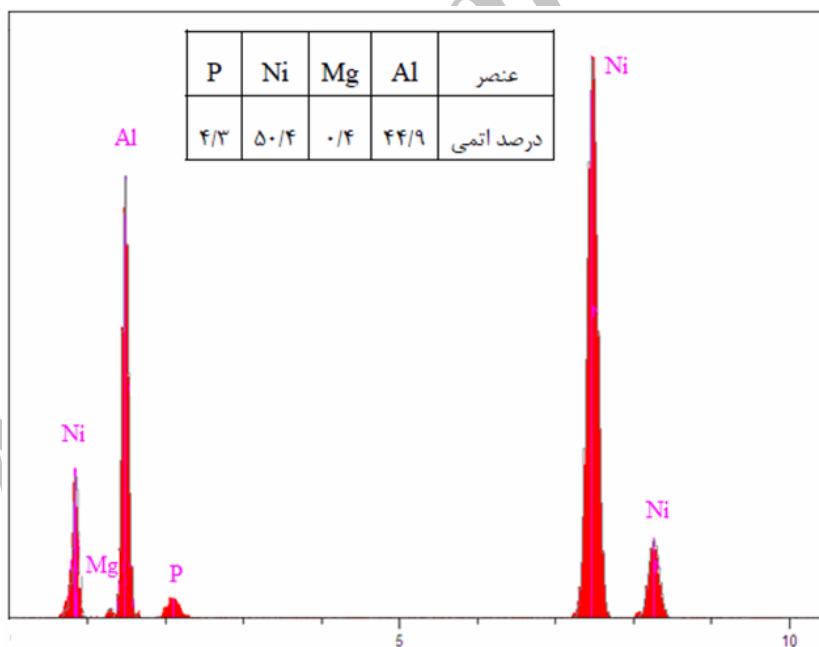
شکل ۲- تصاویر میکروسکوپی از کامپوزیت Al-2\%Mg/ZrO_2 تهیه شده از فوم سرامیکی با اندازه تخلخل الف) ۱۰ppi و ب) ۳۰ppi.



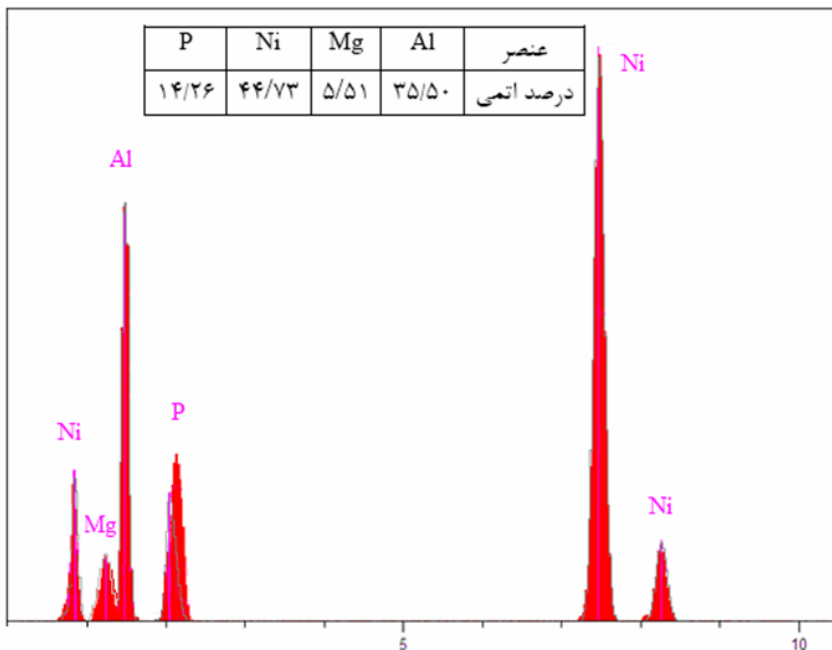
شکل ۳- تصویر میکروسکوپی SEM از فصل مشترک کامپوزیت Al-Mg/ZrO₂ با زمینه الف) Al-2%Mg، ب) Al-6%Mg، پ) Al-10%Mg.



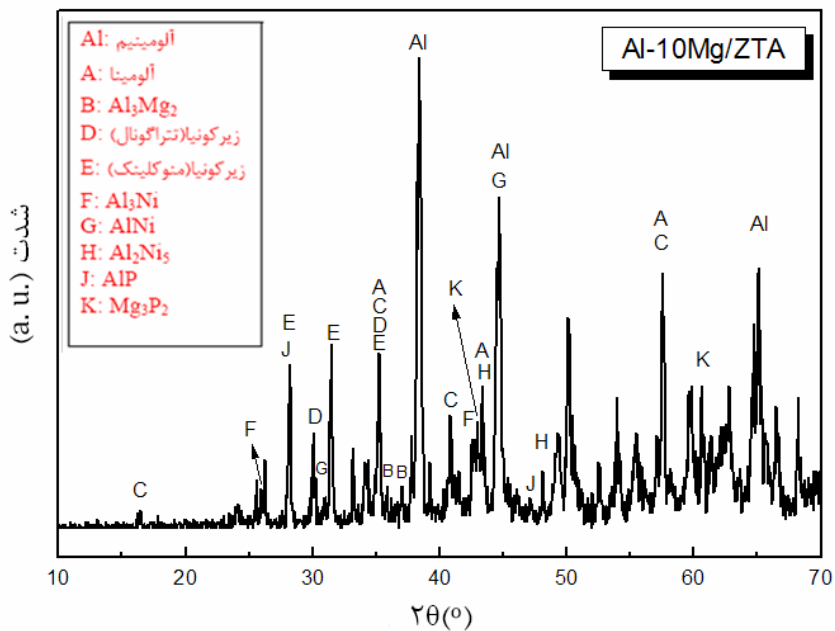
شکل ۴- آنالیز EDS مربوط به لایه خاکستری فصل مشترک در مجاورت با زمینه در کامپوزیت Al-2\%Mg/ZrO_2



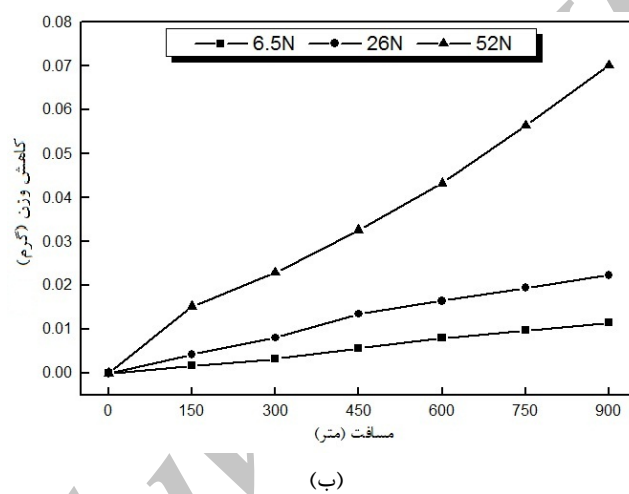
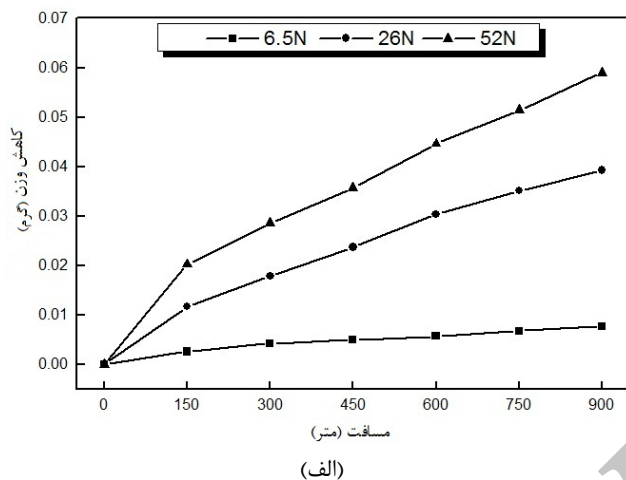
شکل ۵- آنالیز EDS مربوط به لایه روشن فصل مشترک در مجاورت با تقویت کننده در کامپوزیت Al-2\%Mg/ZrO_2



شکل ۶- آنالیز EDS مربوط به لایه شماره ۳ فصل مشترک در کامپوزیت Al-10%Mg/ZrO₂.

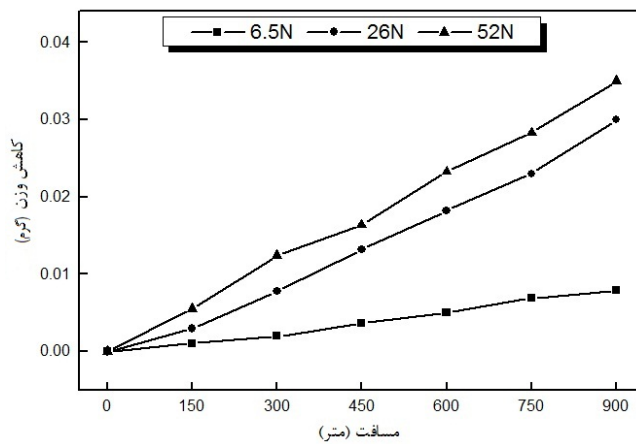


شکل ۷- آنالیز XRD از نمونه کامپوزیتی باز آلیاژ زمینه Al-10%Mg

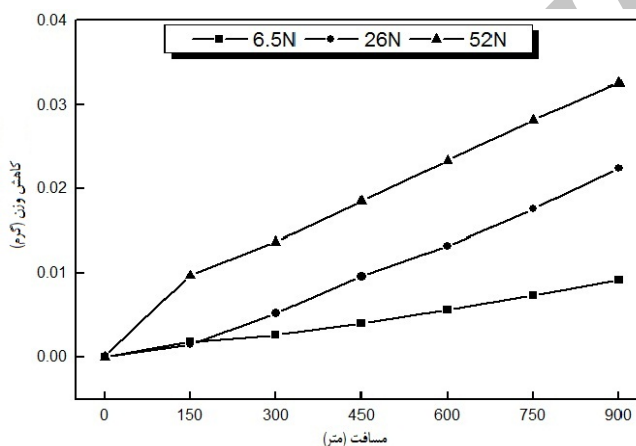


شکل ۸- وزن کاسته شده نمونه‌های کامپوزیتی تحت بارهای ۶/۵، ۲۶ و ۵۲N با زمینه Al-2%Mg و تقویت کننده الف)

۳۰ppi و ۱۰ppi (ب)



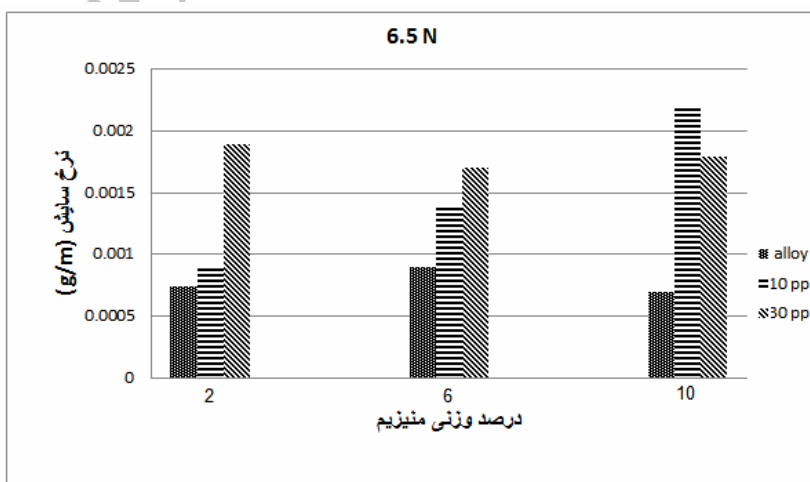
(الف)



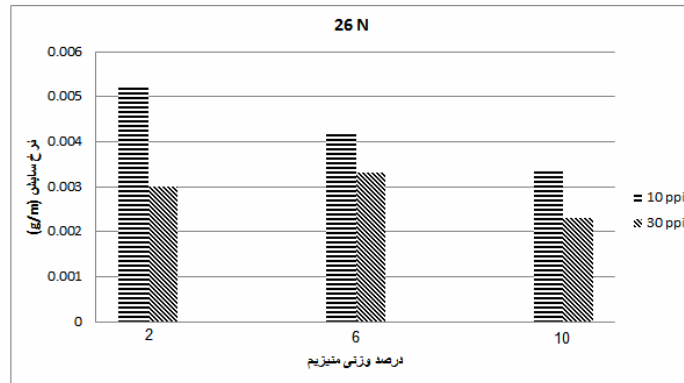
(ب)

شکل ۹- وزن کاسته شده نمونه‌های کامپوزیتی تحت بارهای ۶/۵، ۲۶ و ۵۲N با زمینه Al-6%Mg و تقویت کننده الف)

۱۰ppi و ب) ۳۰ppi



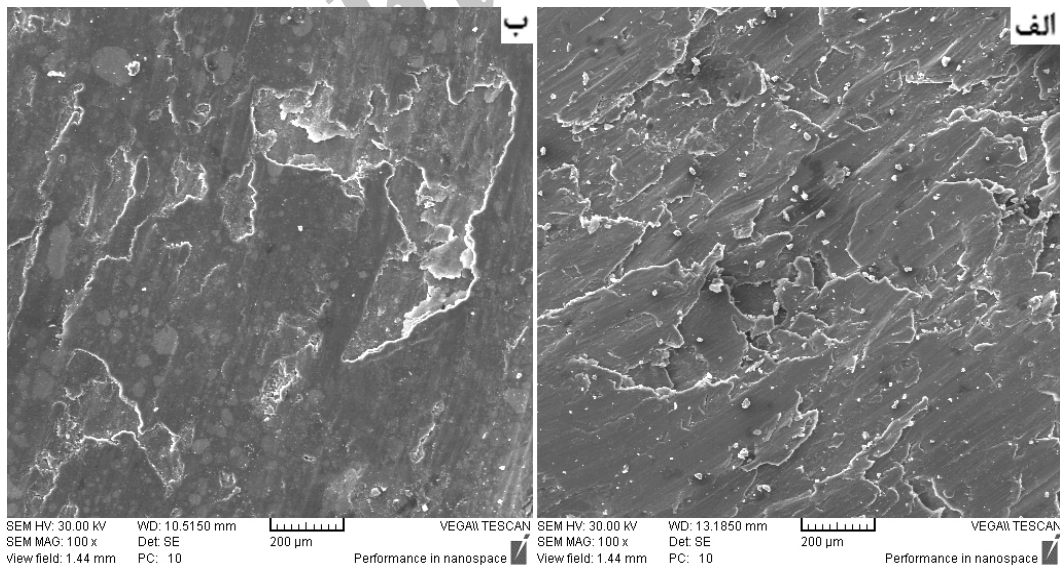
شکل ۱۰- تغییرات نرخ سایش نمونه‌ها در درصد وزنی‌های گوناگون منیزیم آلیاژ زمینه هنگام سایش تحت بار ۶/۵N



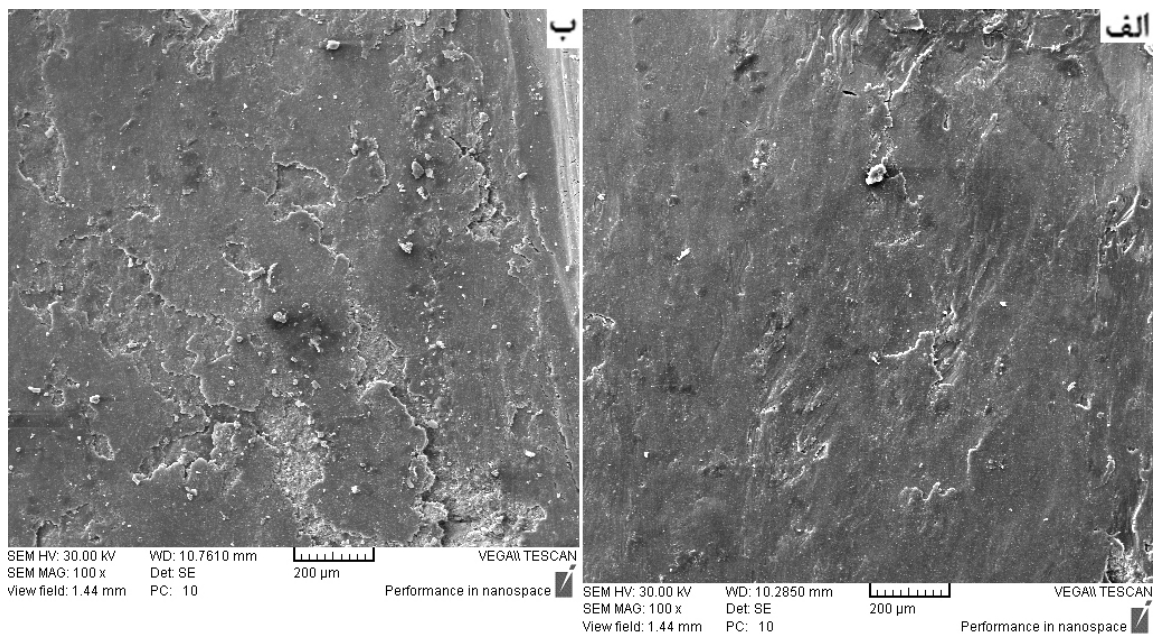
شکل ۱۱- تغییرات نرخ سایش نمونه‌های کامپوزیتی در درصد وزنی‌های گوناگون منیزیم آلیاژ زمینه هنگام سایش تحت بار ۲۶N.



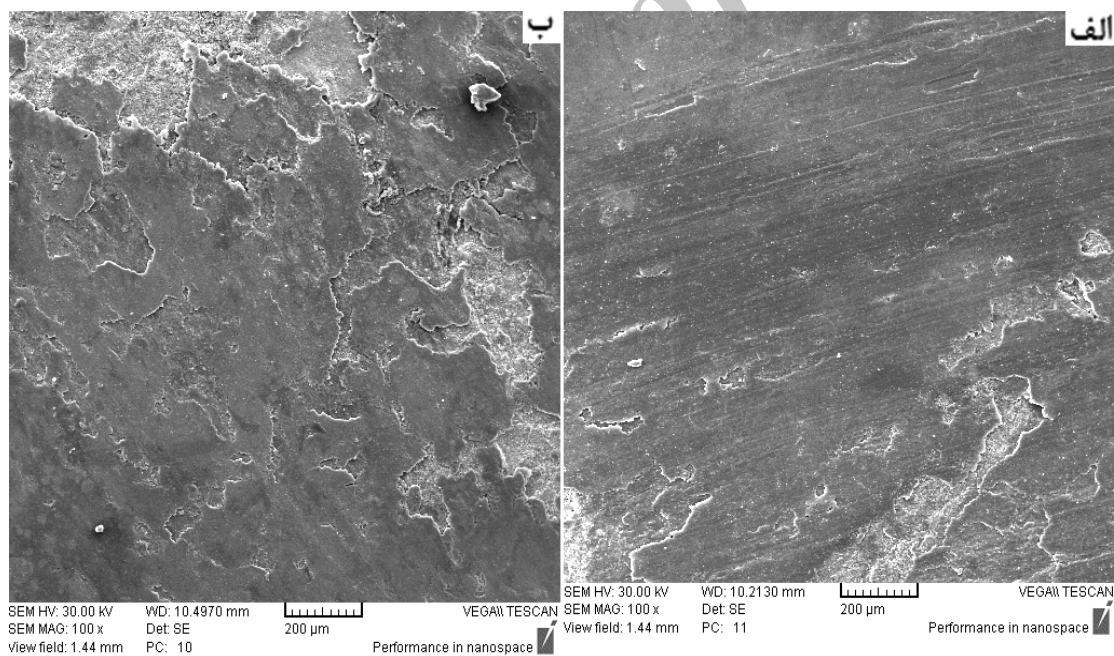
شکل ۱۲- تغییرات نرخ سایش نمونه‌های کامپوزیتی در درصد وزنی‌های گوناگون منیزیم آلیاژ زمینه هنگام سایش تحت بار ۵۲N.



شکل ۱۳- سطح سایش هنگام سایش تحت بار ۲۶N الف) آلیاژ Al-2%Mg، ب) آلیاژ Al-6%Mg



شکل ۱۴- سطح سایش کامپوزیت‌های با زمینه حاوی ۲٪ منیزیم با تقویت کننده الف) ۱۰ppi ب) ۳۰ppi



شکل ۱۵- سطح سایش کامپوزیت‌های با زمینه حاوی ۲٪ منیزیم با تقویت کننده الف) ۱۰ppi ب) ۳۰ppi