

بررسی ریزساختار و مقاومت به سایش کامپوزیت سطحی AZ31B/SiO₂/graphite تولید شده به روش اصطکاکی اغتشاشی

مهدی رضائیان دلویی^۱، حسن عبدالله پور^{۲*}، محمد تجلی^۳، سید مصطفی موسوی زاده نوقابی^۴
(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۴/۰۱، ش.ص: ۶۲-۴۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۰۶/۰۹)

چکیده

کامپوزیت‌های هیبریدی پایه منیزیم به دلیل سبکی، استحکام ویژه بالا و داشتن خواص سایشی مطلوب در صنایع هوافضا و خودرو کاربرد گسترده‌ای دارند. در این پژوهش، با استفاده از روش اصطکاکی اغتشاشی، کامپوزیت هیبریدی حاوی مخلوط نانوذرات سیلیکا و گرافیت بر سطح آلیاژ منیزیم (AZ31B) تولید شد و اثر تعداد پاس بر ریزساختار، سختی و مقاومت به سایش نمونه‌ها بررسی شد. بر طبق بررسی‌های ریزساختاری، پس از ۴ پاس، ذرات توزیع مناسبی در ریزساختار داشته و به خوبی مانع رشد دانه شدند به طوری که متوسط اندازه دانه ساختار کامپوزیتی نسبت به آلیاژ منیزیم اولیه ۸۰ درصد و نسبت به نمونه‌ای که بدون حضور ذرات تحت فرآیند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفته است، بیش از ۵۰ درصد کاهش یافت. با کاهش اندازه دانه، سختی ساختار کامپوزیتی پس از ۴ پاس نسبت به آلیاژ منیزیم اولیه بیش از ۱۷ درصد و مقاومت به سایش آن بیش از ۳۳ درصد افزایش یافت. نتایج نشان داد اثر کاهش اندازه دانه در افزایش سختی کامپوزیت بیش‌تر از اثر پراکنده سختی و سایر مکانیزم‌های استحکام‌دهی است. همچنین با افزایش تعداد پاس، پراکندگی اعداد سختی و اندازه دانه در ناحیه هم‌زده کاهش یافت. بنابراین با افزایش تعداد پاس فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، ذرات توزیع شده و ریز ساختار همگن می‌شود.

واژه‌های کلیدی: فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، کامپوزیت سطحی هیبریدی، سیلیکا، گرافیت.

^۱ - دانشجوی دوره دکتری، دانشکده مهندسی متالورژی، دانشگاه سمنان، ایران

^۲ - استادیار گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی متالورژی، دانشگاه سمنان، ایران

^۳ - دانشیار گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی متالورژی، دانشگاه سمنان، ایران

^۴ - استادیار گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، مجتمع آموزش عالی گناباد، ایران

*- نویسنده مسئول: habd@semnan.ac.ir

پیشگفتار

استفاده از آلیاژهای منیزیم در صنایع هوافضا و حمل و نقل، به دلیل سبکی و در نتیجه مصرف سوخت کمتر، مورد توجه است [۱، ۲]. دانسیته این آلیاژها دو سوم آلیاژهای آلومینیوم بوده و استحکام ویژه آنها بالاست؛ اما مقاومت سایشی کم کاربردشان را محدود می‌کند. برای بهبود خواص آلیاژهای منیزیم از روش‌های مختلف استفاده شده است که یکی از موثرترین آنها کامپوزیت سازی است [۳-۵].

در بین روش‌های مختلف ساخت کامپوزیت به فرایند اصطکاکی اغتشاشی توجه زیادی شده است. این روش یکی از روش‌های حالت جامد برای اصلاح ریزساختار و تولید کامپوزیت در سطح مواد است که نسبت به فرایندهایی نظیر پاشش حرارتی یا تولید پوشش با کمک لیزر دمای کاری پایین دارد و می‌تواند از اکسیداسیون و تولید فازهای نامطلوب جلوگیری کند [۶-۹]. در این فرایند، ابزاری غیرمصرفی و چرخان شامل پین و شانه وارد نمونه می‌شود، به گونه‌ای که شانه ابزار با سطح نمونه تماس دارد. گرمای ناشی از اصطکاک نمونه، شانه ابزار و نیز گرمای ناشی از تغییر فرم پلاستیک نمونه بدون رسیدن به دمای ذوب نرم و شرایط پیشروی ابزار را فراهم می‌کند. چرخش و پیشروی ابزار، سبب توزیع ذرات تقویت‌کننده در ریزساختار می‌شود [۱۰-۱۲].

در سال‌های اخیر، پژوهش‌هایی برای تولید کامپوزیت‌های سطحی بر آلیاژهایی نظیر آلومینیوم [۱۳-۱۶]، منیزیم [۱۷، ۱۸]، مس [۱۹، ۲۰]، فولاد [۲۱] و تیتانیوم [۲۲-۲۴] به روش اصطکاکی اغتشاشی با اهداف مختلف مانند افزایش سختی، استحکام، مقاومت به سایش و ... انجام شده است. در برخی از پژوهش‌ها صرفاً از یک ذره تقویت‌کننده استفاده شده است [۲۵-۲۷]. به عنوان مثال، لی و همکاران نانو کامپوزیت‌های پایه منیزیمی تقویت‌شده با سیلیکای آمورف با اندازه ذرات اولیه ۲۰ نانومتر را تولید کردند. آنها گزارش کردند با افزایش تعداد پاس انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی، ذرات سیلیکا به صورت مناسب در ریزساختار توزیع می‌شوند [۴]. همچنین عزیزیه و همکاران [۲۸] سختی کامپوزیت منیزیم تقویت‌شده با آلومینا را بررسی کردند و نشان دادند که

افزایش تعداد پاس‌های فرایند اصطکاکی اغتشاشی، باعث افزایش سختی می‌شود؛ اما کامپوزیت هیبریدی (کامپوزیت تولید شده با بیش از یک نوع ذره تقویت‌کننده) می‌تواند به صورت موثرتر باعث بهبود خواص شود؛ زیرا خواص کامپوزیت هیبریدی از خواص دو نوع ذره تقویت‌کننده تاثیر می‌پذیرد [۲۹، ۳۰]. ارورا و همکاران [۳۱] با استفاده همزمان از ذرات سخت کاربید تیتانیوم و آلومینا و توزیع این ذرات در آلیاژ منیزیم AZ91 تولید ساختار دانه ریز و افزایش خواص مکانیکی را گزارش کردند. در پژوهش دیگر بادپور یا و همکاران [۳۲] نانوذرات WC-10Co-4Cr و نانولوله‌های کربنی چنددیواره را به آلیاژ منیزیم AZ91 اضافه کرده و نتیجه گرفتند استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی، باعث توزیع مواد تقویت‌کننده در ریزساختار آلیاژ منیزیم شده و خواص سایشی نامطلوب و سختی کم این آلیاژ را بهبود می‌بخشد. ایشیوگان و همکاران [۳۳] نیز کامپوزیت سطحی هیبریدی حاوی ذرات سخت کاربید بور و ذرات نرم گرافیت را بر سطح آلیاژ منیزیم به روش اصطکاکی اغتشاشی تولید کردند. آنها گزارش کردند که اگرچه حضور ذرات سخت کاربید بور مقاومت به سایش را افزایش می‌دهد؛ اما هنگامی که این ذرات در کنار ذرات نرم گرافیت به آلیاژ منیزیم اضافه می‌شوند، مقاومت به سایش افزایش بیشتری می‌یابد. دلیل این مطلب تشکیل لایه گرافیت در سطح نمونه است که از تماس فلز-فلز (نمونه و پین در تست سایش) جلوگیری کرده و مقاومت به سایش را افزایش می‌دهد.

در این پژوهش، برای افزایش خواص سطحی آلیاژ منیزیم AZ31B، به عنوان یکی از پرکاربردترین آلیاژهای منیزیم، کامپوزیت هیبریدی منیزیم تقویت‌شده با مخلوط سیلیکا (به عنوان جزء دارای سختی بالا) و گرافیت (به عنوان جزء روانکار) با استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی تولید شد. ذرات سخت سیلیکا، سختی کم آلیاژ منیزیم و گرافیت را جبران می‌کند و انتظار می‌رود، حضور همزمان سیلیکا و گرافیت مقاومت به سایش را بهبود بخشد. در این پژوهش، اثر تعداد پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی، به عنوان عامل توزیع‌کننده ذرات، بر ریزساختار، سختی، خواص سایشی و نیز ارتباط ریزساختار-خواص بررسی شد. همچنین با توجه به تاثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار، نمونه‌هایی بدون

برای انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی، از ماشین فرز مدل FP4M ساخت ماشین سازی تبریز و ابزاری از جنس فولاد ابزار (H13) به شکل مخروط ناقص استفاده شد. تصویر شماتیک ابزار در شکل ۲ آمده است. در این پژوهش، به کمک بررسی مقالات موجود [۳۶-۳۴، ۲۸، ۶]، ریزساختار نمونه‌های اولیه، سرعت چرخش ۱۲۵۰ rpm و سرعت پی‌شروی ۵۰ mm/min و زاویه بین ابزار و نمونه ۳ درجه انتخاب شد و نمونه‌ها ۲ پاس و ۴ پاس تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفتند.

به منظور بررسی نقش ذرات تقویت‌کننده، نمونه‌هایی بدون حضور این ذرات تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفتند. (در ادامه، برای سهولت نامگذاری، از حرف M برای نمونه تقویت‌نشده و از حرف H برای نمونه کامپوزیتی استفاده می‌شود. عدد همراه با نام هر نمونه تعداد پاس‌های فرایند اصطکاکی اغتشاشی را نشان می‌دهد. جزئیات نام‌گذاری نمونه‌ها در جدول ۲ آمده است.)

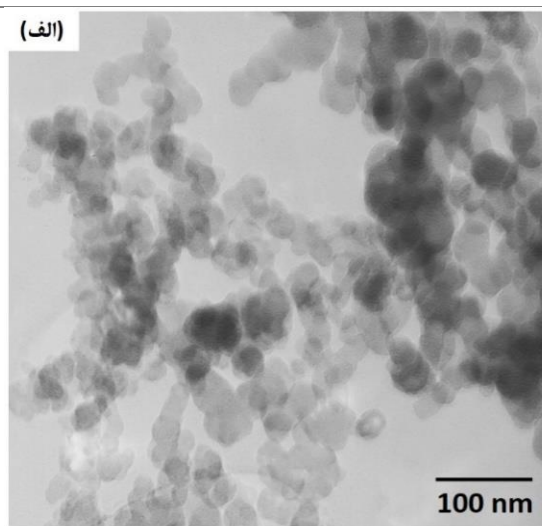
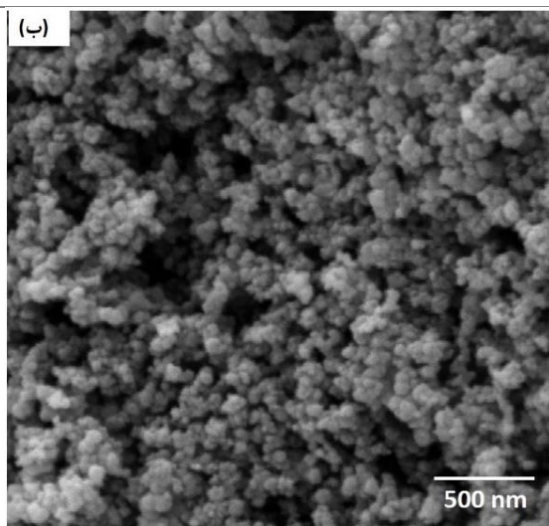
حضور ذرات سیلیکا و گرافیت تولید شد تا اثر استفاده از ذرات تقویت‌کننده بر تغییر خواص نیز مورد بررسی قرار گیرد.

مواد و روش‌ها

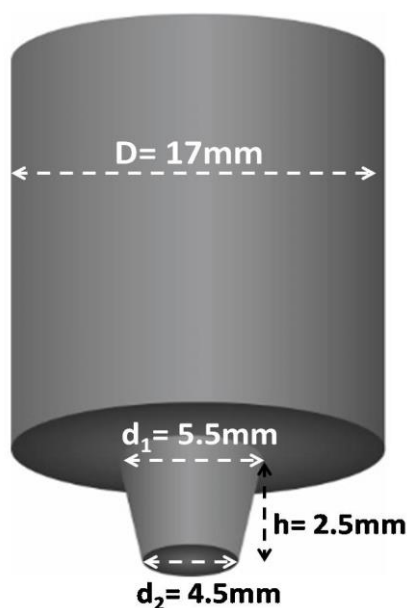
در این پژوهش، از ورق AZ31B با ضخامت ۳/۵ mm به عنوان زمینه استفاده شد. ترکیب شیمیایی این ورق در جدول ۱ آمده است. همچنین از مخلوط سیلیکای آمورف با اندازه ذرات ۲۰-۳۰ nm و گرافیت با اندازه ذرات ۸۰-۱۰۰ nm (هر دو محصول US Research Nanomaterials) با نسبت وزنی ۲ به عنوان تقویت‌کننده استفاده شد. (تصاویر میکروسکوپی این نانوذرات در شکل ۱ آمده است.) سپس، شیاری با فرز پولکی با ضخامت ۰/۶ mm و عمق ۲/۵ mm در سطح ورق ایجاد و ذرات تقویت‌کننده در داخل شیار قرار داده شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ31B

Element	Mg	Al	Zn	Si	Fe	Na	Ca	K	Cl	Ti	Mn	P	S
wt. %	Rem.	۲/۸	۰/۸۷	۰/۱۹	۰/۰۲	۰/۰۲	۰/۰۳	۰/۱۲	۰/۳۴	۰/۰۱۲	۰/۵۱	۰/۰۰۸	۰/۳۸۴



شکل ۱- (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری نانوذرات سیلیکا و (ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نانوذرات گرافیت



شکل ۲- ابزار با پین به شکل مخروط ناقص

جدول ۲- نام گذاری نمونه ها

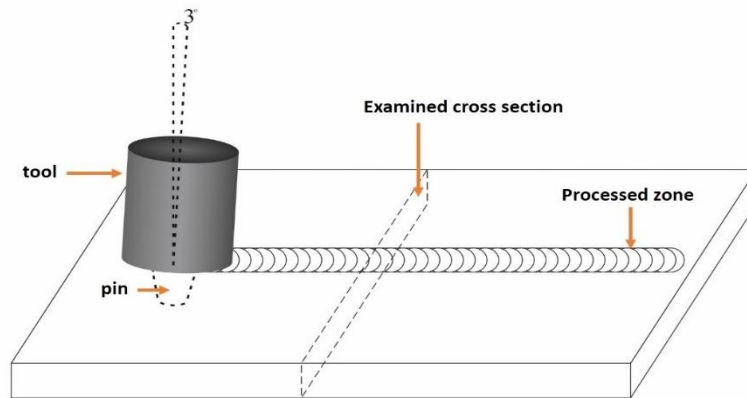
نمونه/تعداد پاس	بعد از ۲ پاس	بعد از ۴ پاس
بدون تقویت کننده	M2	M4
با مخلوط سیلیکا و گرافیت	H2	H4

سختی سنجی با اعمال نیروی ۲۰۰ gf و زمان ۱۰ s توسط دستگاه میکروسختی سنج مدل Buehler انجام شد. آزمون سایش به روش پین روی دیسک مطابق استاندارد ASTM G99-05 در شرایط خشک، دمای محیط ۳۰°C و رطوبت نسبی ۳۰ درصد انجام شد. قطر پین فولادی ۲ mm و سختی آن ۵۸ HRC، سرعت پیشروی ۰/۰۷ m/s، نیروی عمودی ۷/۵ N، مسافت انجام آزمون ۵۰۰ m و قطر چرخش پین ۹ mm بود. سطح ساییده شده و براده ها با میکروسکوپ الکترونی روبشی و EDS بررسی شد.

شکل ۳ (الف) سطح نمونه های فراوری شده و شکل ۳ (ب) محل نمونه برداری جهت بررسی خواص را به صورت شماتیک نشان می دهد. برای آشکارسازی ریزساختار، نمونه ها به مدت ۴ تا ۶ ثانیه در محلول پیکرال (۰/۲۸ gf) اسید پیکریک، ۱۰ cc اتانول ۹۶ درصد، ۱/۴ cc اسید استیک و ۱/۴ آب مقطر) قرار داده شد. برای تهیه تصاویر ریزساختار، از میکروسکوپ نوری مدل Olympus GX51، میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل PHENOM (15kV) مجهز به EDS و میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی مدل MIRA3 ساخت شرکت Tescan (15kV) استفاده شد.



(الف)



(ب)

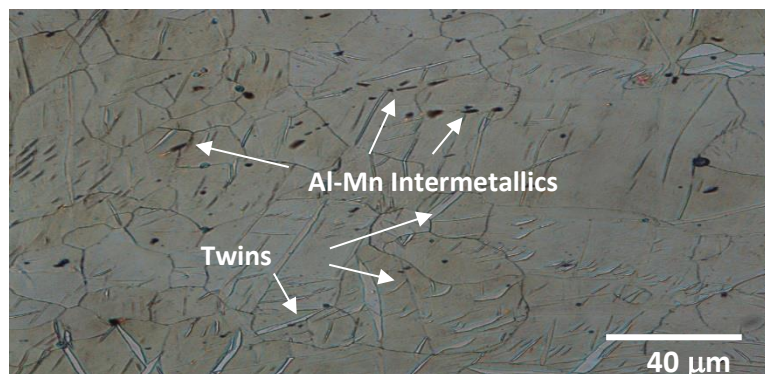
شکل ۳- (الف) سطح نمونه ها پس از انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی، (ب) شماتیک فرایند اصطکاکی اغتشاشی و محل تهیه نمونه جهت بررسی ریزساختار

ریزساختار آلیاژ AZ31B در شکل ۴ دیده می شود. این آلیاژ دارای دانه هایی با اندازه های متفاوت با متوسط اندازه دانه $33/5 \mu\text{m}$ (مطابق استاندارد ASTM E112) است (پراکندگی اندازه دانه این آلیاژ در شکل ۵ آمده است). ریز ساختار این آلیاژ شامل زمینه $\alpha\text{-Mg}$ و ترکیب بین فلزی Al-Mn است (جدول ۳).

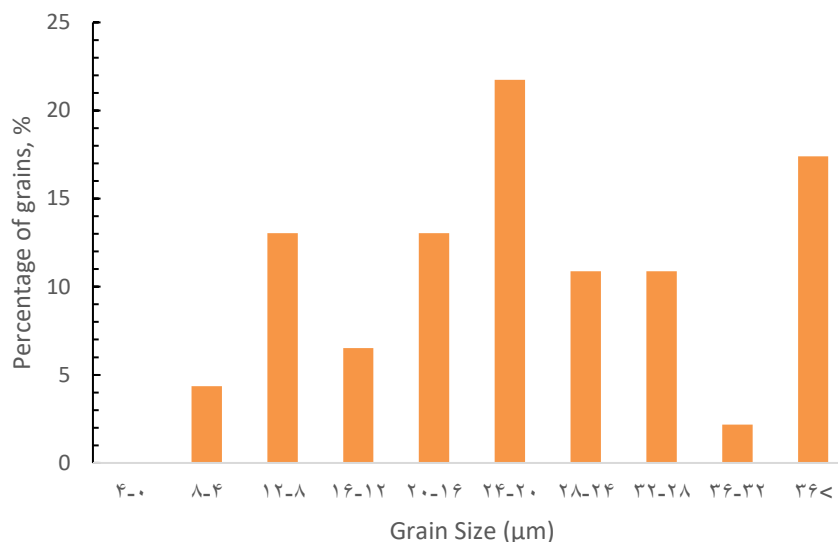
نتایج و بحث

در بیان نتایج، ابتدا تصاویر میکروسکوپ نوری و نتایج سختی سنجی بررسی می شود. سپس خواص سایشی نمونه ها تحلیل می شود.

بررسی ریزساختار در ناحیه هم زده



شکل ۴- ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ31B



شکل ۵- نمودار توزیع اندازه دانه آلیاژ منیزیم AZ31B

جدول ۳- آنالیز EDS زمینه و ترکیب بین فلزی شکل ۴

منیزیم	آلومینیوم	روی	منگنز	عناصر دیگر	فاز
۳۲/۵	۲۶/۵	۰/۴	۳۰/۲	۱۰/۴	α
۹۰/۷	۲/۸	۰/۸	۰/۲	۵/۵	ترکیب بین فلزی

یافت. اگرچه متوسط اندازه دانه نمونه M4 نسبت به نمونه M2 افزایش ۴۶/۷ درصدی نشان داد؛ اما متوسط اندازه دانه این نمونه نسبت به آلیاژ منیزیم اولیه ۵۹/۷ درصد کمتر است. با افزایش تعداد پاس، حل شدن رسوبات موجود در ریزساختار و افزایش اندازه آن ها، باعث اثر قفل کنندگی کم تر و رشد دانه ها شد. ضریب انتقال حرارت پایین برای آلیاژهای منیزیم، دلیل دیگری برای رشد دانه پس از تبلور مجدد است [۳۷]. با افزایش تعداد پاس، اندازه دانه نمونه های کامپوزیتی نیز کاهش یافت و پس از دو و چهار پاس به ترتیب به ۱۱/۳ و ۶/۷ μm رسید. کاهش متوسط اندازه دانه برای این نمونه ها به ترتیب ۶۶/۳ و ۸۰ درصد و بیش تر از نمونه های M2 و M4 است؛ زیرا برای نمونه های H علاوه بر تبلور مجدد دینامیکی، اثر قفل کنندگی زبر نیز از رشد دانه جلوگیری کرده و باعث کاهش بیش تر اندازه دانه می شود. با افزایش تعداد پاس،

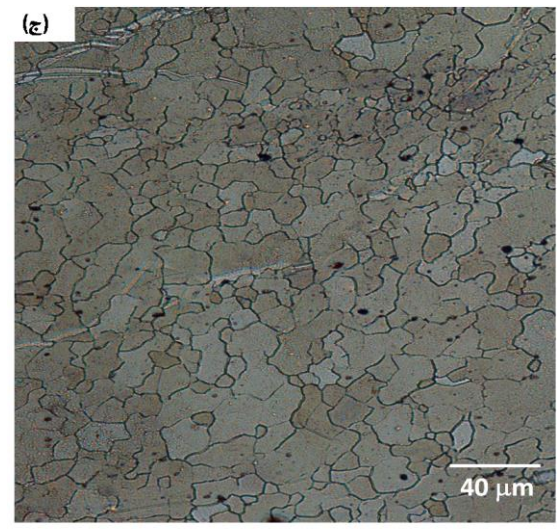
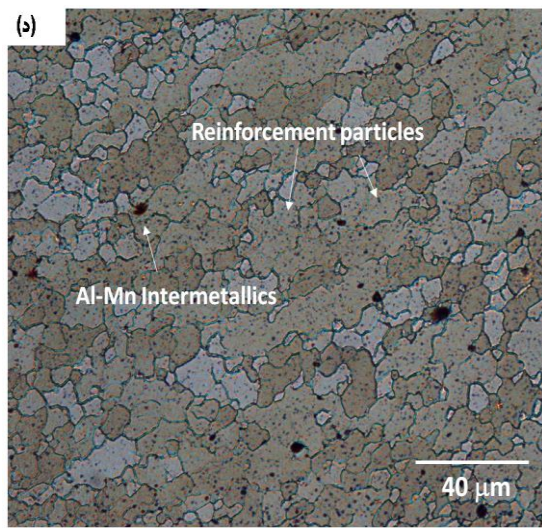
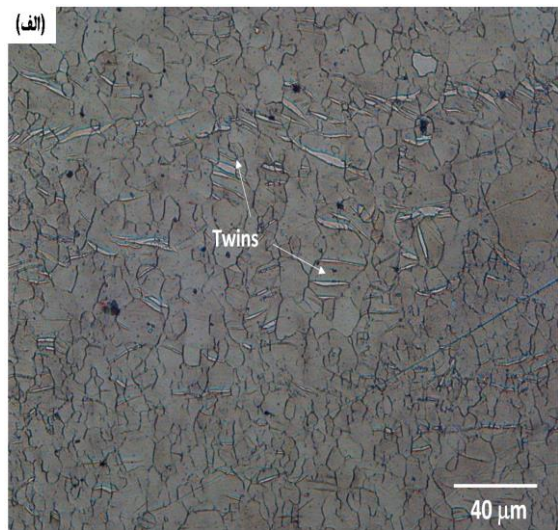
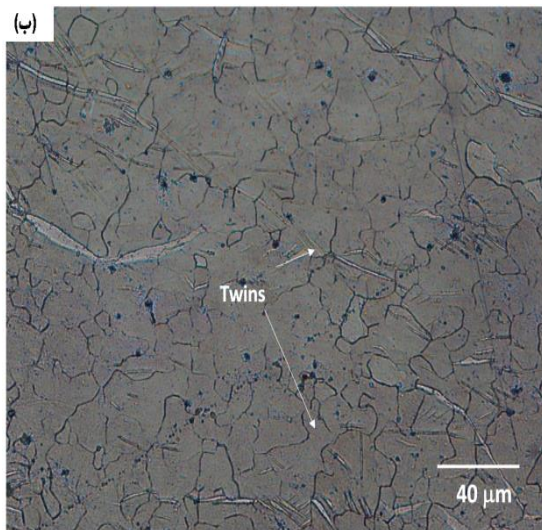
در شکل ۶، تصویر میکرو سکوپ نوری مقطع عرضی نمونه های غیر کامپوزیتی (M) و نمونه های کامپوزیتی (H) در ناحیه هم زده آمده است که نشان دهنده ریز ساختاری عاری از عیوبی مانند حفره است. این در حالی است که بر طبق برخی پژوهش های قبلی، استفاده از ابزار بدون رزوه، باعث ایجاد عیب در ساختار می شود (برای مثال، مراجعه کنید به عزیزیه و همکاران [۲۸] و فرجی و همکاران [۳۵]).

شکل ۷ (الف) روند تغییرات متوسط اندازه دانه با افزایش تعداد پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی را نشان می دهد. تغییر فرم پلاستیک شدید و گرمای ناشی از فرایند اصطکاکی اغتشاشی، باعث تبلور مجدد دینامیک و کاهش اندازه دانه شد به گونه ای که متوسط اندازه دانه نمونه M2 نسبت به آلیاژ منیزیم اولیه ۷۳ درصد کاهش

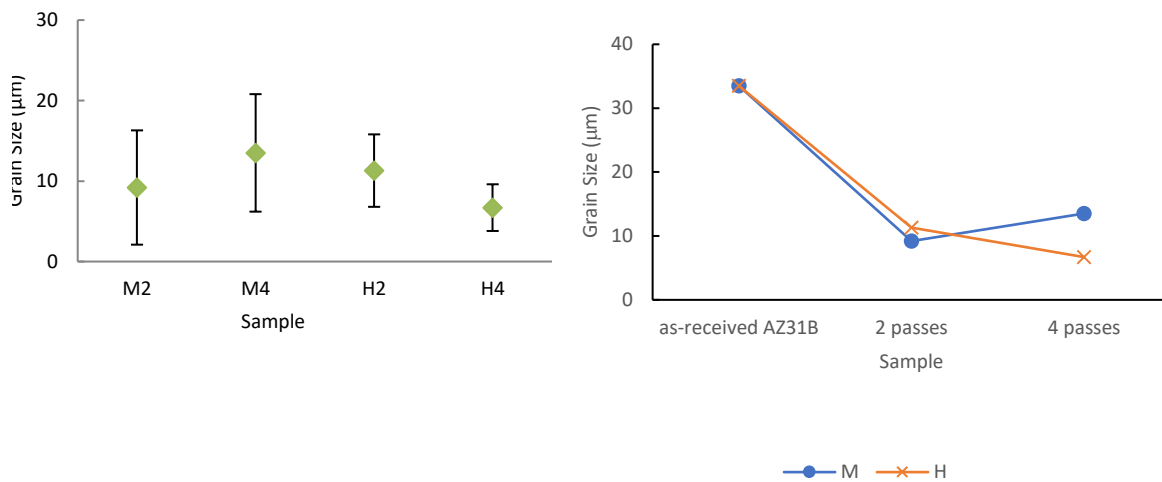
است. این ذرات در داخل دانه و مرزدانه توزیع شده‌اند (شکل ۹).

مطابق شکل ۷ (ب)، با افزایش تعداد پاس، دامنه تغییرات متوسط اندازه دانه نمونه‌های M تغییر چندانی نداشت؛ اما برای نمونه‌های کامپوزیتی پراکندگی اندازه دانه با افزایش تعداد پاس کاهش می‌یابد که نشان می‌دهد، ریزساختار نمونه پس از ۴ پاس همگن می‌شود.

توزیع ذرات باعث افزایش اثر مکانیزم زبر و افزایش مکان‌های جوانه‌زنی دانه‌های جدید در هنگام تبلور مجدد شد و اندازه دانه کاهش یافت به گونه‌ای که پس از چهار پاس اندازه دانه نمونه H4 نسبت به نمونه M4 به نصف کاهش یافت. شکل ۸ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی توزیع ذرات در نمونه H4 را نشان می‌دهد. اندازه ذرات تجمع‌یافته در این نمونه بین ۱۰۰ تا ۳۵۰ nm



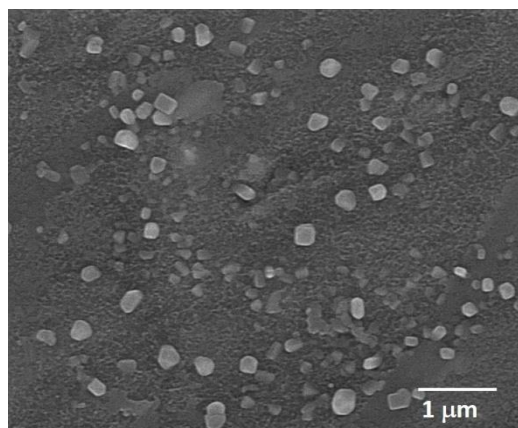
شکل ۶- تصویر میکروسکوپ نوری در ناحیه هم زده نمونه‌های (الف) بدون تقویت کننده بعد از ۲ پاس، (ب) بدون تقویت کننده بعد از ۴ پاس، (ج) با مخلوط تقویت کننده سیلیکا و گرافیت بعد از ۲ پاس و (د) با مخلوط تقویت کننده سیلیکا و گرافیت بعد از ۴ پاس



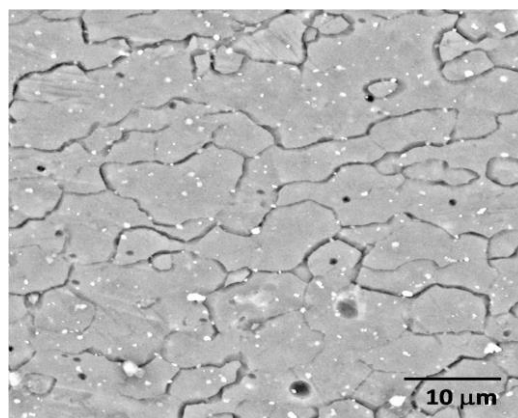
(ب)

(الف)

شکل ۷- (الف) روند تغییرات اندازه دانه با افزایش تعداد پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی، (ب) محدوده تغییرات اندازه دانه برای نمونه بدون تقویت کننده بعد از ۲ پاس (M2)، نمونه بدون تقویت کننده بعد از ۴ پاس (M4)، نمونه با مخلوط تقویت کننده سیلیکا و گرافیت بعد از ۲ پاس (H2)، نمونه با مخلوط تقویت کننده سیلیکا و گرافیت بعد از ۴ پاس (H4)



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی نمونه با مخلوط تقویت کننده سیلیکا و گرافیت بعد از ۴ پاس



شکل ۹- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه با مخلوط تقویت کننده سیلیکا و گرافیت بعد از ۴ پاس

ریزسختی در ناحیه همزده

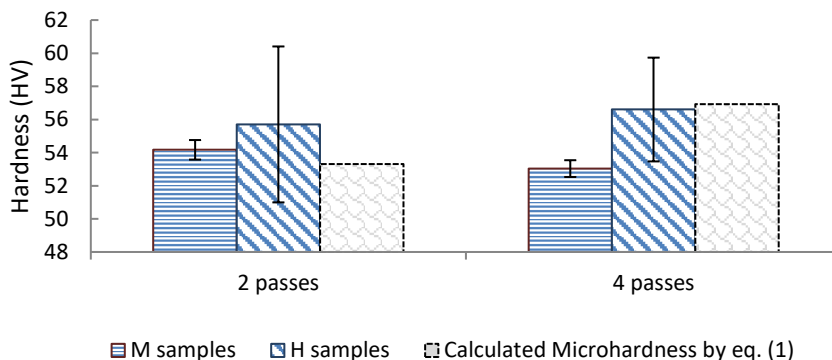
$$\Delta\sigma = \frac{0.13 Gb}{\lambda} \ln \frac{r}{b} \quad (2)$$

در این رابطه λ فاصله بین ذرات، G مدول برشی زمینیه، b بردار برگرز و r شعاع متوسط ذرات است. همانگونه که بیان شد با افزایش تعداد پاس، ذرات توزیع شده و فاصله بین آنها کاهش می‌یابد. بنابراین کاهش فاصله بین ذرات، باعث افزایش استحکام‌دهی ناشی از مکانیزم اوروان می‌شود. علاوه براین، اختلاف در ضریب انبساط حرارتی زمینیه و تقویت‌کننده دانسیته نابجایی‌ها را افزایش داده و سبب استحکام‌بخشی می‌شود [۳۹]. برای تعیین سهم هر کدام از این مکانیزم‌های استحکام‌دهی، مطابق رابطه ۱ میزان تاثیر اندازه دانه روی سختی تعیین شد (شکل ۱۰). مطابق این رابطه، کاهش اندازه دانه برای نمونه H2 می‌تواند سختی را ۱۱ درصد افزایش دهد؛ اما برای این نمونه سختی اندازه‌گیری شده ۱۶ درصد از آلیاژ منیزیم اولیه است که نشان می‌دهد، مرزدانه (کاهش اندازه دانه) مکانیزم غالب استحکام‌دهی در نمونه H2 است؛ اما برای نمونه H4 سختی محاسبه شده از رابطه ۱ با متوسط سختی اندازه‌گیری برابر است. برای این نمونه می‌توان گفت انحلال ترکیبات سخت بین فلزی سختی را کاهش داده و حضور ذرات تقویت‌کننده این کاهش سختی را جبران کرده است.

در شکل ۱۰، مقادیر متوسط سختی در ناحیه همزده نمونه‌های M و H آمده است. برای تمام نمونه‌ها سختی نسبت به آلیاژ منیزیم اولیه افزایش یافته است. پس از پاس چهارم، رشد دانه به دلیل انحلال و درشت شدن ترکیبات بین فلزی ریزساختار آلیاژ منیزیم اولیه، باعث کاهش سختی نمونه M4 شد. شکل ۱۱ نمودار سختی بر حسب اندازه دانه آلیاژ منیزیم اولیه و نمونه‌های M را نشان می‌دهد. مطابق این نمودار، رابطه هال-پچ برای این نمونه‌ها به صورت زیر به دست می‌آید:

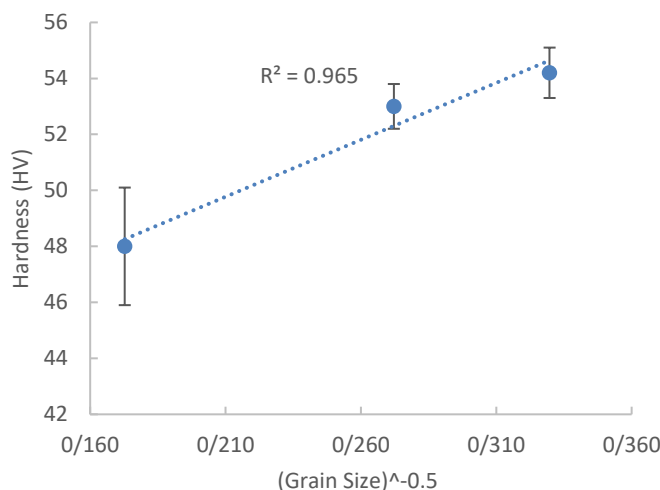
$$HV=41.2+40.7 d^{-0.5} \quad (1)$$

مطابق شکل ۱۰ برای نمونه‌های H، با افزایش تعداد پاس، سختی افزایش می‌یابد و سختی نمونه‌های H از نمونه‌های M بیش‌تر است. سختی بیش‌تر نمونه H2 نسبت به نمونه M2، علی‌رغم داشتن متوسط اندازه دانه بزرگ‌تر، به دلیل حضور ذرات سخت سیلیکا در ساختار است. افزایش سختی در ساختارهای کامپوزیتی، علاوه بر مکانیزم استحکام بخشی مرزدانه، ناشی از اندرکنش نابجایی و ذرات تقویت‌کننده است. ذرات تقویت‌کننده به دو طریق حرکت نابجایی‌ها را به تأخیر می‌اندازند: نابجایی این ذرات را بریده و یا آنها را دور می‌زند. اگر ذرات تقویت‌کننده سخت باشند، نابجایی نمی‌تواند آنها را برش دهد و باید از آنها عبور کند و مکانیزم اوروان حاکم می‌شود [۳۸].



شکل ۱۰- متوسط سختی و انحراف معیار برای نمونه‌های تقویت نشده و تقویت شده با مخلوط سیلیکا و گرافیت در ناحیه

همزده



شکل ۱۱- عکس مجذور متوسط اندازه دانه در مقابل سختی اندازه گیری شده برای آلیاژ منیزیم اولیه و نمونه های تقویت

نشده

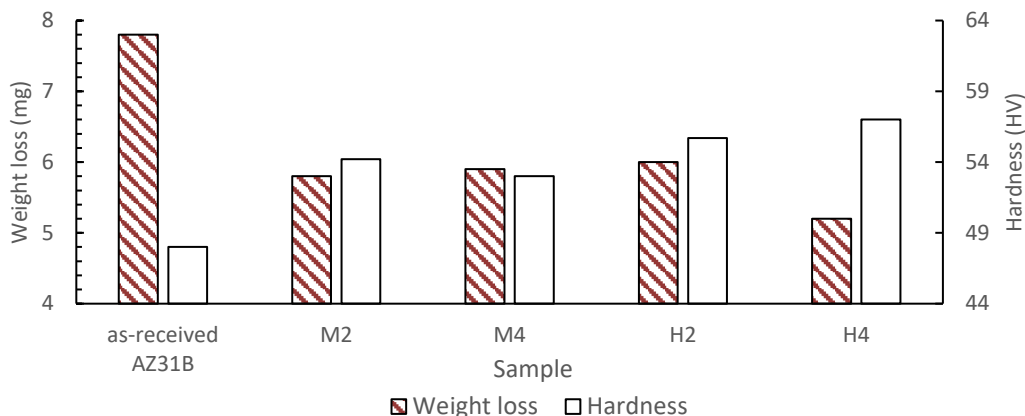
H4 ذرات سیلیکا و گرافیت در ریز ساختار به خوبی توزیع شده اند. در کسر حجمی ثابت از ذرات تقویت کننده، وقتی ذرات در ریزساختار توزیع شوند، تعداد ذرات سیلیکای بیشتری بارهای وارد شده به نمونه را تحمل کرده، میزان تنش برشی وارد شده به هر ذره کاهش یافته و احتمال جدا شدن آن از زمینه کم می شود [۳۸، ۴۱]. نمونه H4 کم ترین وزن سایش یافته را بین تمام نمونه ها دارد.

شکل ۱۳ نمودار نرخ سایش بر حسب مسافت برای نمونه های آلیاژ پایه و نمونه های H و M را نشان می دهد. مطابق این شکل شیب نمودارها در ۱۰۰ متر اول انجام آزمون بیش تر از ۲۰۰ متر دوم و سوم انجام آزمون است. به عبارت دیگر، در ۱۰۰ متر اول انجام آزمون افزایش شدید در نرخ سایش مشاهده شد؛ زیرا ناهمگونی های سطحی قطعه و پین و تغییر شکل و جدایش برجستگی های کوچکی که در سطح نمونه و پین وجود دارد، باعث افزایش نرخ سایش می شود؛ اما پس از ۱۰۰ متر که درگیری های مکانیکی کاهش یافت، این تأثیر کم تر شده و نرخ سایش برای تمامی نمونه ها کاهش یافت. کار سختی دلیل دیگر کاهش نرخ سایش در مسافت های بیش تر آزمون است. نرخ سایش نمونه H4 بیش از ۳۳ درصد کم تر از آلیاژ اولیه بود. مطابق شکل ۱۳ برای سایر نمونه ها نرخ سایش ۲۶-۲۳٪ کاهش نشان داد.

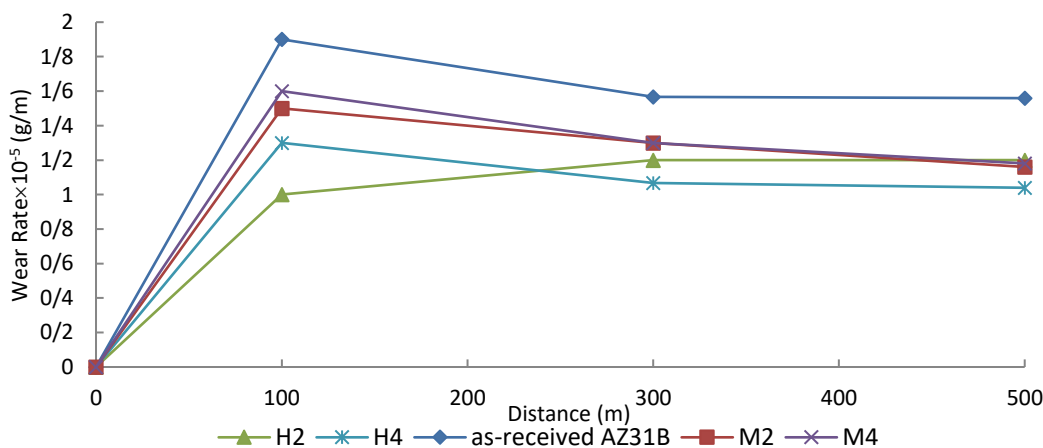
همچنین شکل ۱۰ نشان می دهد برای نمونه های H و M، با افزایش تعداد پاس و همگن تر شدن ریزساختار، اختلاف بین حداقل و حداکثر سختی کم تر می شود. کاهش پراکندگی اعداد سختی برای نمونه های کامپوزیتی تأیید می کند که ذرات به خوبی توزیع شده و موفق به کنترل رشد دانه و ایجاد ریزساختار همگن شده اند. بنابراین، حضور دانه های کوچک در مقابل دانه های بزرگ علت پراکندگی اعداد سختی است و همگراشدن نتایج سختی سنجی به عدد متوسط سختی، نتیجه دیگر انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی است.

آزمون سایش

شکل ۱۲ متوسط سختی و کاهش وزن (وزن سایش یافته) آلیاژ پایه و نمونه های H و M بعد از ۵۰۰ متر را نشان می دهد. مطابق این شکل میزان کاهش وزن نمونه ها، با افزایش سختی کاهش می یابد. در نمونه های M که روانکار گرافیت حضور ندارد، وزن سایش یافته از نمونه های H بیش تر است. برای نمونه های H، توزیع ذرات گرافیت، به عنوان جزء روانکار، نیروی اصطکاک را کاهش داده و گرافیت با تشکیل لایه در سطح نمونه از تماس فلز با فلز جلوگیری کرده و مقاومت سایشی را افزایش می دهد [۴۰]. برای نمونه های H2 و H4 اگر چه سختی تقریباً ثابت است؛ اما وزن سایش یافته نمونه H4 کم تر است. زیرا برای نمونه



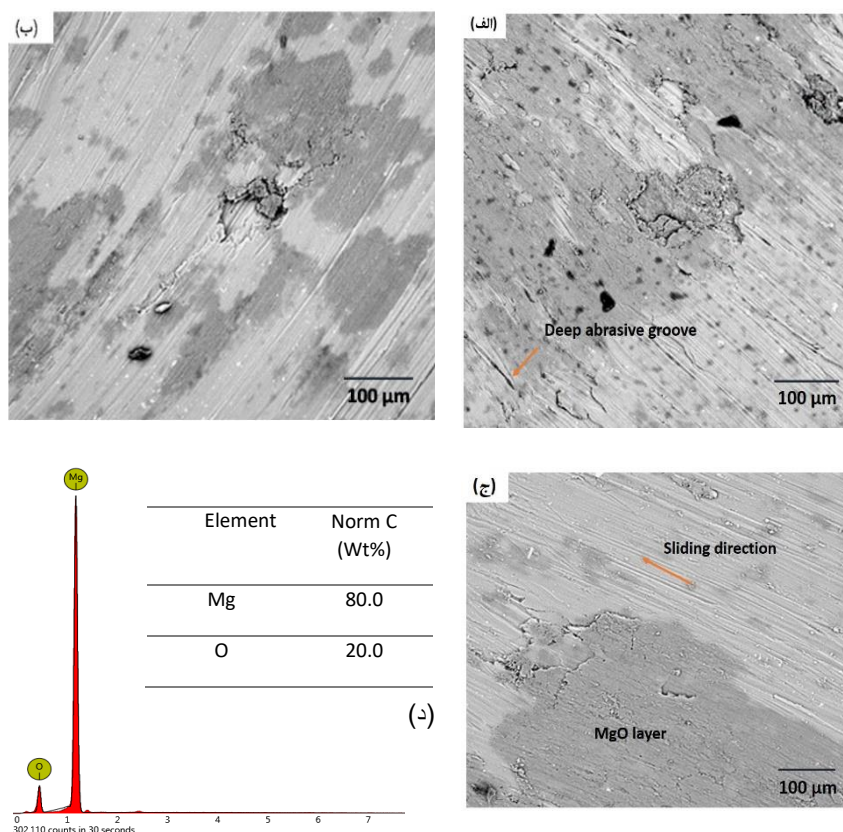
شکل ۱۲- متوسط سختی و کاهش وزن آلیاژ پایه و نمونه‌های تقویت نشده و تقویت شده با مخلوط سیلیکا و گرافیت



شکل ۱۳- نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت برای آلیاژ پایه و نمونه بدون تقویت کننده بعد از ۲ پاس (M2)، نمونه بدون تقویت کننده بعد از ۴ پاس (M4)، نمونه تقویت شده با مخلوط سیلیکا و گرافیت بعد از ۲ پاس (H2)، نمونه تقویت شده با مخلوط سیلیکا و گرافیت بعد از ۴ پاس (H4)

کرده و می‌تواند نرخ سایش را کاهش دهد [۴۰]. در نمونه‌های H، در صورتی که ذرات از زمینه جدا شوند، با توجه به اینکه فلز زمینه منیزیم نرم است ذرات دوباره وارد زمینه شده و مکانیزم سایش خراشان سه بدنه‌ای در نمونه رخ می‌دهد. برای نمونه‌های M نیز ترکیبات بین فلزی جدا شده از سطح، مکانیزم سایش خراشان سه بدنه‌ای را پیگیری می‌کنند. خطوط سایش غیر مستقیم در سطح نمونه‌ها می‌تواند دلیل انجام این مکانیزم باشد. علائم مکانیزم سایش چسبان نیز در نمونه‌های بدون ذرات تقویت کننده دیده شد؛ اما مقدار آن برای نمونه حاوی ذرات تقویت کننده کم‌تر بود.

شکل ۱۴ سطح نمونه‌ها پس از آزمون سایش را نشان می‌دهد. شیارها و خراش‌های زیاد در سطح نمونه‌ها دیده می‌شود که مکانیزم سایش خراشان را تأیید می‌کند. با توجه به اینکه آلیاژ منیزیم نسبت به پین فولادی سختی کمتری دارد، مکانیزم سایش خراشان در نمونه‌ها دیده می‌شود. شیارهای ایجاد شده در سطح نمونه H4 کم عمق‌تر از نمونه M4 است. این به دلیل سختی بیش‌تر نمونه H4 است. نتایج آزمون EDS تشکیل لایه اکسیدی بر سطح این نمونه در حین آزمون سایش را نیز تأیید کرد (نواحی تیره رنگ در شکل ۱۴ ج)). بنابراین برای نمونه H4 اکسید سیون نیز در حین آزمون سایش رخ می‌دهد. این لایه اکسیدی چسبنده، از تماس فلز-فلز جلوگیری



شکل ۱۴ - (الف) سطح سایش آلیاژ پایه، (ب) سطح سایش نمونه بدون تقویت کننده بعد از ۴ پاس (M4)، (ج) سطح سایش نمونه تقویت شده با مخلوط سیلیکا و گرافیت بعد از ۴ پاس (H4) و (د) آنالیز EDS نواحی تیره رنگ شکل (ج)

نتیجه گیری

۲- با افزایش تعداد پاس علاوه بر کاهش اندازه دانه، تفاوت در اندازه دانه‌های ریز و درشت کاهش یافته و ریز ساختار همگن شد. این مطلب، باعث کاهش پراکندگی اعداد سختی نیز شد.

۳- نتایج آزمون سایش به روش پین و دیسک نشان داد مقاومت به سایش نمونه کامپوزیتی پس از ۴ پاس بیش از ۱۱ درصد بیش‌تر از نمونه‌ای بود که بدون حضور ذرات تقویت کننده تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفته است. ایجاد لایه اکسیدی در حین آزمون سایش، سختی بیش‌تر و تشکیل لایه گرافیت در سطح نمونه دلیل افزایش مقاومت به سایش این نمونه بود.

در این پژوهش نانو کامپوزیت هیبریدی پایه منیزیم تقویت شده با مخلوط ذرات سیلیکا و گرافیت به روش اصطکاکی اغتشاشی تولید شد. مهم‌ترین نتایج حاصل از این تحقیق عبارتند از:

۱- افزایش تعداد پاس، سبب توزیع مناسب ذرات در ناحیه هم‌زده و جلوگیری از رشد دانه شد به نحوی که پس از ۴ پاس، ریزساختار دارای دانه‌های ریز هم‌محور بوده و کاهش ۸۰ درصدی در اندازه دانه و افزایش ۱۷/۹ درصدی در سختی نسبت به آلیاژ پایه دیده شد.

References:

[۱] H.E. Friedrich, B.L. Mordike, Magnesium Technology: Metallurgy, Design Data, Automotive Applications, Springer, 2006.

[۲] م. امینی، ح. ثابت، ب. کاربخش راوری، "بررسی تاثیر مقادیر ذرات B₄C بر سختی و مقاومت به ساییش کامپوزیت Al-SiC-B₄C ایجاد شده به روش GTAW بر آلیاژ AA332"، فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، ۸ (۲۰۱۸) ۱۲۳-۱۴۰.

[۳] H.Q. Sun, Y.N. Shi, M.X. Zhang, Wear behaviour of AZ91D magnesium alloy with a nanocrystalline surface layer, Surface and Coatings Technology, 202 (2008) 2859-2864.

[۴] C.J. Lee, J.C. Huang, P.J. Hsieh, Mg based nano-composites fabricated by friction stir processing, Scripta Materialia, 54 (2006) 1415-1420.

[۵] ف. زرقانی، س.م. موسوی زاده، غ. ابراهیمی، ح. عزت پور، "تاثیر زمان نگهداری و قطر شانه ابزار بر استحکام و رفتار شکست فرآیند جو شکاری اصطکاکی اغتشاشی نقطه‌ای زائده‌ای آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴"، فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، ۸ (۲۰۱۸) ۱۳-۳۰.

[۶] D. Khayyamin, A. Mostafapour, R. Keshmiri, The effect of process parameters on microstructural characteristics of AZ91/SiO₂ composite fabricated by FSP, Materials Science and Engineering: A, 559 (2013) 217-221.

[۷] Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka, M. Fukusumi, Effect of friction stir processing with SiC particles on microstructure and hardness of AZ31, Materials Science and Engineering: A, 433 (2006) 50-54.

[۸] Z.Y. Ma, Friction Stir Processing Technology: A Review, Metallurgical and Materials Transactions A, 39 (2008) 642-658.

[۹] ح. مسرور، ک. جانقربان، ح. دانش منش، بررسی ریزساختار و سختی کامپوزیت سطحی AA5086(H116)/ZrO₂ و کامپوزیت هیبریدی سطحی AA5086(H116)/ZrO₂/Gr ساخته شده توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، ۶ (۲۰۱۶) ۱۰۱-۱۱۴.

[۱۰] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering: R: Reports, 50 (2005) 1-78.

[۱۱] ا. ربیعی زاده، ا. افسری، م. محمدی، "تولید و بررسی خواص نانو کامپوزیت سطحی آلومینیوم/نانولوله کربنی (Al-CNT) تولید شده با فرآیند اصطکاکی - اغتشاشی"، فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، ۱ (۲۰۱۰) ۱۳-۲۴.

[۱۲] م. زاد علی، م. کوتیانی، خ. رنجبر، "تولید کامپوزیت درجای Al₃Ti/Al3003 با استفاده از ذرات عنصری تیتانیوم توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی"، فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، ۸ (۲۰۱۸) ۵۷-۷۰.

[۱۳] S. Sahraeinejad, H. Izadi, M. Haghshenas, A. Gerlich, Fabrication of metal matrix composites by friction stir processing with different particles and processing parameters, Materials Science and Engineering: A, 626 (2015) 505-51.

[۱۴] I. Dinaharan, R. Nelson, S. Vijay, E.T. Akinlabi, Microstructure and wear characterization of aluminum matrix composites reinforced with industrial waste fly ash particulates synthesized by friction stir processing, Materials Characterization, 118 (2016) 149-158.

[۱۵] E.R. Mahmoud, M. Takahashi, T. Shibayanagi, K. Ikeuchi, Wear characteristics of surface-hybrid-MMCs layer fabricated on aluminum plate by friction stir processing, Wear, 268 (2010)

1111-1121.

[۱۶]H. Esmaily, A. Habibolahzade, M. Tajally, Parametric investigation of Al5456/BNi-2 composite properties fabricated by friction stir processing, *Journal of Alloys and Compounds*, 725 (2017) 1044-1054.

[۱۷]K. Sun, Q.Y. Shi, Y.J. Sun, G.Q. Chen, Microstructure and mechanical property of nano-SiCp reinforced high strength Mg bulk composites produced by friction stir processing, *Materials Science and Engineering: A*, 547 (2012) 32-37.

[۱۸]M. Habibnejad-Korayem, R. Mahmudi, H.M. Ghasemi, W.J. Poole, Tribological behavior of pure Mg and AZ31 magnesium alloy strengthened by Al₂O₃ nano-particles, *Wear*, 268 (2010) 405-412.

[۱۹]H. Sarmadi, A.H. Kokabi, S.M. Seyed Reihani, Friction and wear performance of copper-graphite surface composites fabricated by friction stir processing (FSP), *Wear*, 304 (2013) 1-12.

[۲۰]I. Dinaharan, R. Sathiskumar, N. Murugan, Effect of ceramic particulate type on microstructure and properties of copper matrix composites synthesized by friction stir processing, *Journal of Materials Research and Technology*, 5 (2016) 302-316.

[۲۱]A. Ghasemi-Kahrizangi, S. Kashani-Bozorg, M. Moshref-Javadi, Effect of friction stir processing on the tribological performance of Steel/Al₂O₃ nanocomposites, *Surface and Coatings Technology*, 276 (2015) 507-515.

[۲۲]H. Farnoush, A.A. Bastami, A. Sadeghi, J.A. Mohandesi, F. Moztarzadeh, Tribological and corrosion behavior of friction stir processed Ti-CaP nanocomposites in simulated body fluid solution, *Journal of the mechanical*

behavior of biomedical materials, 20 (2013) 90-97.

[۲۳]A. Shamsipur, S.F. Kashani-Bozorg, A. Zarei-Hanzaki, The effects of friction-stir process parameters on the fabrication of Ti/SiC nano-composite surface layer, *Surface and Coatings Technology*, 206 (2011) 1372-1381.

[۲۴]B. Li, Y. Shen, L. Luo, W. Hu, Fabrication of TiC_p/Ti-6Al-4V surface composite via friction stir processing (FSP): Process optimization, particle dispersion-refinement behavior and hardening mechanism, *Materials Science and Engineering: A*, 574 (2013) 75-85.

[۲۵]G.L. You, N.J. Ho, P.W. Kao, In-situ formation of Al₂O₃ nanoparticles during friction stir processing of AlSiO₂ composite, *Materials Characterization*, 80 (2013) 1-8.

[۲۶]D. Ahmadkhaniha, M. Fedel, M. Heydarzadeh Sohi, A. Zarei Hanzaki, F. Deflorian, Corrosion behavior of magnesium and magnesium-hydroxyapatite composite fabricated by friction stir processing in Dulbecco's phosphate buffered saline, *Corrosion Science*, 104 (2016) 319-329.

[۲۷]Z.Y. Zhang, R. Yang, Y. Li, G. Chen, Y.T. Zhao, M.P. Liu, Microstructural evolution and mechanical properties of friction stir processed ZrB₂/6061Al nanocomposites, *Journal of Alloys and Compounds*, 762 (2018) 312-318.

[۲۸]M. Azizieh, A.H. Kokabi, P. Abachi, Effect of rotational speed and probe profile on microstructure and hardness of AZ31/Al₂O₃ nanocomposites fabricated by friction stir processing, *Materials & Design*, 32 (2011) 2034-2041.

[۲۹]D. Lu, Y. Jiang, R. Zhou, Wear performance of nano-Al₂O₃ particles and CNTs reinforced magnesium matrix

composites by friction stir processing, *Wear*, 305 (2013) 286-290.

[۳۰] M.M. Jalilvand, Y. Mazaheri, A. Heidarpour, M. Roknian, Development of A356/Al₂O₃+SiO₂ surface hybrid nanocomposite by friction stir processing, *Surface and Coatings Technology*, 360 (2019) 121-132.

[۳۱] H.S. Arora, H. Singh, B.K. Dhindaw, H.S. Grewal, Some investigations on friction stir processed zone of AZ91 alloy, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 65 (2012) 735-739.

[۳۲] N. Bhadouria, P. Kumar, L. Thakur, S. Dixit, N. Arora, A Study on Micro-hardness and Tribological Behaviour of Nano-WC-Co-Cr/Multi-walled Carbon Nanotubes Reinforced AZ91D Magnesium Matrix Surface Composites, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 70 (2017) 2477-2483.

[۳۳] I. Aatthisugan, A. Razal Rose, D. Selwyn Jebadurai, Mechanical and wear behaviour of AZ91D magnesium matrix hybrid composite reinforced with boron carbide and graphite, *Journal of Magnesium and Alloys*, 5 (2017) 20-25.

[۳۴] M. Dadashpour, A. Mostafapour, R. Yeşildal, S. Rouhi, Effect of process parameter on mechanical properties and fracture behavior of AZ91C/SiO₂ composite fabricated by FSP, *Materials Science and Engineering: A*, 655 (2016)

379-387.

[۳۵] G. Faraji, P. Asadi, Characterization of AZ91/alumina nanocomposite produced by FSP, *Materials Science and Engineering: A*, 528 (2011) 2431-2440.

[۳۶] P. Asadi, G. Faraji, M.K. Besharati, Producing of AZ91/SiC composite by friction stir processing (FSP), *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 51 (2010) 247-260.

[۳۷] F.J. Humphreys, M. Hatherly, Recrystallization and related annealing phenomena, Elsevier, 2012.

[۳۸] J.R. Davis, Surface engineering for corrosion and wear resistance, ASM international, 2001.

[۳۹] N. Chawla, K. Chawla, Metal-matrix composites in ground transportation, *JoM*, 58 (2006) 67-70.

[۴۰] A. Devaraju, A. Kumar, B. Kotiveerachari, Influence of addition of Grp/Al₂O₃_p with SiC_p on wear properties of aluminum alloy 6061-T6 hybrid composites via friction stir processing, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23 (2013) 1275-1280.

[۴۱] P.J. Blau, ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology. vol. 18, 1992.

