نشریه علمی

پژوهش‌نامه ریخته‌گری

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

مقاله پژوهشی:

نقش باریم در تغییرات ساختاری، خواص مکانیکی و رفتار سایشی کامپوزیت Al-20Mg2Si

سعید فراهانی[۱*]، نور ازما نوردین[۲]، حمیدرضا قندوَر[۳]

۱- استادیار، مرکز آموزش عالی فنی و مهندسی بوئین زهرا، قزوین، ایران.
۲- استادیار، موسسه بین‌المللی تکنولوژی مالزی-ژاپن، دانشگاه تکنولوژی مالزی، کوالالامپور، مالزی.
۳- استادیار، گروه مهندسی شیمی، دانشگاه ازبکستان جدید، تاشکند، جمهوری ازبکستان.

* **نویسنده مکاتبه کننده:** تلفن: ۰۲۸۳۳۸۹۴۰۰۰، Email: farahany@bzte.ac.ir

دریافت: ۱۴۰۱/۰۴/۱۴
پذیرش: ۱۴۰۲/۰۲/۰۵

چکیده:

در این تحقیق تاثیر افزودن عنصر باریم با درصدهای مختلف ۰/۱، ۰/۲، ۰/۴، ۰/۶، ۰/۸ و ۱٪ وزنی بر روی فازهای مختلف، خواص مکانیکی و مقاومت سایشی کامپوزیت Al-۲۰Mg_2Si مورد بررسی قرارگرفت. نتایج نشان‌داد که افزودن ۰/۲٪ باریم موجب بهسازی ذرات Mg_2Si اولیه شد. هرچند که با افزودن بیشتر این اثر از بین رفت. ذرات Mg_2Si اولیه از حالت دندریتی خشن به چندضلعی کوچک تغییر کرد. اندازه متوسط آنها از ۱۱۷۸/۵ میکرومتر به ۲۸۹/۱ میکرومتر و سطح نرمال ذرات از ۱ به ۰/۷ کاهش یافت. نسبت ابعادی ذرات از ۱/۲ به ۱/۱ کاهش و تعداد ذرات از ۹ به ۴۱ در میلی‌متر مربع افزایش یافت. مکانیزم بهسازی باریم می‌تواند جوانه‌زنی غیرهمگن برروی ذرات Al_2Si_2Ba و نیز محدودکردن رشد باشد. همچنین ساختار Mg_2Si یوتکتیکی به ورقه‌ای ریز تبدیل شد. افزودن باریم موجب ظاهرشدن ترکیبات α-$Al_{15}Si_2(Fe,Mn)_3$ علاوه بر β-Al_5FeSi شد. هرچند که باریم تغییر خاصی در فازهای $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ و Al_2Cu ایجاد نکرد. ضریب کشسانی، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد افزایش طول، انرژی ضربه و سختی به ترتیب به میزان ۲۲٪ ، ۲۴٪ ، ۳۰٪، ۲۰٪، ۳۳٪ و۱۹٪ پس از افزودن ۰/۲٪ باریم افزایش یافت. بخش زیادی از سطح شکست نمونه‌ها از صفحات کلیواژ تشکیل شده بود که بیانگر حالت شکست تُرد بود که با مقادیر کم درصد ازدیاد طول متناسب بود. بهسازی باعث کاهش نرخ سایش از ۱/۹ به mm^3/km ۲/۱، کاهش ضریب اصطکاک از ۰/۵۸ به ۰/۵۴ و همچنین کاهش وزن از ۷/۱ به ۴/۸ میلی‌گرم برای مسافت طی شده ۲۰۰۰ متر شد.

واژه‌های کلیدی:
کامپوزیت، Mg_2Si ، باریم، خواص مکانیکی، سایش.

ارجاع به این مقاله:
سعید فراهانی، نور ازما نوردین، حمیدرضا قندوَر، نقش باریم در تغییرات ساختاری، خواص مکانیکی و رفتار سایشی کامپوزیت Al-20Mg2Si، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار و تابستان ۱۴۰۱، جلد ۶، شماره ۱، صفحات ۹-۲۱.
شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2023.350479.1158

۱- مقدمه

افزودن منیزیم با نسبت استوکیومتری مشخص به آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم موجب تشکیل ذرات تقویت کننده به دو صورت اولیه (Mg_2SiP) و یوتکتیکی (Mg_2SiE) در حین انجماد می‌شود که به آنها کامپوزیت‌های درجای زمینه آلومینیمی اطلاق می‌شود[۱]. کامپوزیت‌های درجای Al-Mg_2Si به دلیل خواص فیزیکی و مکانیکی منحصربفرد ترکیب بین‌فلزی Mg_2Si از جمله نقطه ذوب بالا (۱۰۸۰°C)، چگالی کم (۹۹/۱ kg.m-۳۱۰۳)، ضریب انبساط حرارتی کم (۵/۷-۶-۱۱۰-k)، پایداری حرارتی عالی، سختی بالا ($MN.m^{-2}$ ۴۵۰۰) و نیز ضریب کشسانی بالا (۱۲۰ GPa)، مواد سبک وزن مناسبی برای استفاده در قطعات مقاوم در برابر سایش در صنایع هوافضا، خودرو و بسته‌بندی الکترونیکی هستند[۲]. از جهت دیگر در مقایسه با کامپوزیت‌های برون‌جا که از ذرات تقویت‌کننده SiC و Al_2O_3 و ZrO_2 استفاده می‌شود، این کامپوزیت‌های درجا مشکلات کمتری در زمینه ترشوندگی و توزیع نامناسب ذرات دارند. هرچند که وجود ذرات نامنظم و درشتِ دندریتیِ Mg_2SiP در ساختار ریختگی منجر به تمرکز تنش در سطح مشترک زمینه و ذره

Mg_2SiP می‌شود که استحکام مکانیکی و چقرمگی را کاهش می دهد. این مشکل کاربردهای صنعتی کامپوزیت های $Al-Mg_2Si$ را محدود کرده است. در سال‌های اخیر،روش‌های زیادی به منظور اصلاح مورفولوژی، اندازه و توزیع فاز Mg_2SiP برای بهبود عملکرد کلی کامپوزیت انجام شده است، از جمله افزودن عناصر بهساز و اصلاح‌کننده در حین ریخته‌گری، عملیات حرارتی انحلالی[۳]، انجام کار مکانیکی[۲]، افزایش سرعت انجماد[۴،۵]، اعمال جریان متناوب [۶] و عملیات حرارتی فوق گداز[۷].

با استفاده همزمان از آنالیز حرارتی منحنی‌های سرد شدن، کوئنچ‌کردن و نیز با استفاده از نرم‌افزار Factsage نشان داده شد که در حین انجماد آلیاژ تجاری $Al-20Mg_2Si$ ابتدا فاز Mg_2SiP، سپس فاز یوتکتیک Mg_2SiE ایجاد می شود [۸]. با پیشرفت انجماد و کاهش بیشتر دما فاز بین فلزی بتای آهن Al_5FeSi (β-Fe) و در نهایت فازهای $(Q)Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ و Al_2Cu (Θ) به طور هم‌زمان در آخرین مراحل انجماد رسوب خواهندکرد. با توجه به نزدیکی سیستم آلیاژی Al-Si-Mg به سیستم Al-Si، از افزودن عناصری که موجب بهسازی مورفولوژی سیلیسم، به خصوص در آلیاژهای هایپریوتکتیک Al-Si شده‌اند برای تغییر ساختاری Mg_2SiP الگو گرفته شده است. گزارش شده‌است که افزودن استرنسیم[۹،۱۰]، آنتیموان [۱۱،۱۲] و بیسموت[۱۳–۱۵] موجب بهبود ساختاری Mg_2Si می‌شود. لی و همکارانش[۱۶] و نیز کین و همکارانش [۱۷] نشان‌دادند که افزودن فسفر ساختار دندریتی Mg_2Si را به ساختار چندوجهی تغییر می‌دهد. امامی و همکارانش[۱۸] تاثیر افزودن ۰/۱٪ سدیم خالص را بر روی ساختار و بهبود خواص کششیِ کامپوزیت $Al-Mg_2Si$ گزارش‌کردند. تانگ و همکارانش[۱۹] نشان دادند که افزودن ۱/۵٪ برلیم موجب تغییر مورفولوژی Mg_2SiP از دندریتی به منظم شده و خواص مکانیکی را بهبود می بخشد. هادیان و همکارانش[۴] بهبود خواص مکانیکی در اثر افزودن لیتیم را گزارش کردند. نشان داده شده است که عناصر نادرخاکی مانند سزیم[۲۰]، ایتریم [۲۱] و گادولونیم [۲۲،۲۳] نیز توانایی بهسازی ذرات Mg_2SiP را دارند. لی و همکارانش[۲۴] تاثیر بهسازی همزمان افزودن برلیم و آنتیموآن و تغییر مورفولوژی دندریتی به هشت وجهی Mg_2SiP را گزارش کردند.

باریم عنصری از فلزات خاکی قلیایی است و از نظر فراوانی چهاردهمین عنصر موجود در پوسته زمین است. به دلیل واکنش‌پذیری شیمیایی بالای آن، هرگز به صورت عنصر آزاد یافت نمی‌شود، بلکه بصورت سولفات‌ها و کربنات‌ها وجود دارد. باریم در انسان‌ها نقش بیولوژیکی شناخته شده‌ای ندارد [۲۵]. باریم در بسیاری از کاربردهای صنعتی استفاده می شود[۲۶] . نمک‌های باریم (نیترات و سولفات باریم) در تولیدات مختلفی مانند پلاستیک، سرامیک، چسب‌ها، در مایعات حفاری چاه‌های نفت و گاز استفاده می‌شوند. نمک‌های باریم حل شونده به عنوان مضر شناخته می‌شوند، در حالی که نمک‌های باریم که نامحلولند، معمولاً به عنوان غیرسمی و نامضر در نظر گرفته می‌شوند [۲۷]. تحقیقات محدودی بر روی تاثیر افزودن باریم بر بهسازی ذرات Mg_2SiP و نیز فازهای موجود گزارش شده است. چن و همکارانش[۲۸] تاثیر افزودن باریم را در آلیاژ زمینه منیزمی Mg-۶Zn-۴Si مورد بررسی قرار دادند و گزارش کردند که با افزودن ۱٪ باریم، شکل ذرات Mg_2SiP از دندریت‌های درشت به چند ضلعی‌های کوچک تبدیل می‌شود. نوردین و همکارانش [۲۹] نشان دادند که با افزودن باریم، شکل دندریتی و اسکلت مانند ذرات Mg_2SiP به چندضلعی ریز تبدیل می‌شود. همچنین قندور و همکارانش [۳۰] ساختار مکعبی Mg_2SiP با میانگین اندازه ذره ۳۵ میکرومتر را پس از افزودن ۰/۲٪ باریم گزارش کردند. تحقیق حاضر به منظور ارزیابی تاثیر باریم با درصدهای مختلف بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار سایشی کامپوزیت $Al-20Mg_2Si$انجام گرفته است. هرچند که در این بررسی تمرکز بیشتر بر روی ذرات تقویت کننده Mg_2SiP بوده است ولی تغییرات فازهای دیگر یعنی Mg_2SiE یوتکتیکی، ترکیب بین‌فلزی Al_5FeSi، $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ (Q) و Al_2Cu (Θ) نیز مورد مطالعه قرار گرفته‌است. علاوه بر این، بر اساس مشاهدات ریزساختاری، مکانیزم بهسازی باریم پیشنهاد گردیده است.

۲- مواد و روش تحقیق

از شمش تجاریِ $Al-20Mg_2Si-2Cu$ با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول(۱) به عنوان ماده اولیه این تحقیق استفاده شد. با قرار دادن تکه‌های شمش در بوته SiC و با استفاده از کوره مقاومتی Nebertherm مواد ذوب شدند. پس از ذوب کامل، مقادیر محاسبه شده‌ای از باریم با درنظر گرفتن اتلاف ۵٪ برای رسیدن به درصدهای وزنی ۰/۱، ۰/۲، ۰/۴، ۰/۶، ۰/۸ و ۱٪ در داخل فویل آلومینیمی پیچیده و در زیر سطح مذاب به آن اضافه گردید. به منظور همگن‌شدن آلیاژ، ابتدا مذاب به صورت دستی بوسیله همزن گرافیتی همزده شد و سپس برای مدت ۱۵ دقیقه در داخل کوره قرارگرفت. سپس مذاب از کوره خارج و در داخل قالب فلزی پیشگرم شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد برای تولید نمونه‌های کشش، ضربه، سایش و متالوگرافی ریخته شد. ۴ عدد نمونه کشش، ۴ نمونه ضربه و ۲ نمونه سایش از هر آلیاژ

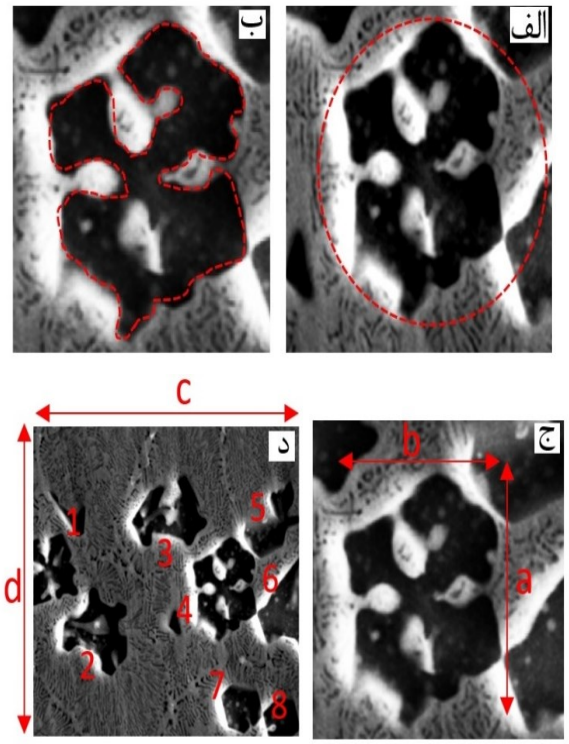
جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژهای تولید شده بر حسب درصد وزنی

آلیاژ	Al	Ba	Mg	Mn	Fe	Cu	Si
Al-20Mg_2Si	Bal.	۰	۱۳/۴	۰/۲	۰/۶	۲	۷/۱
Al-20Mg_2Si-0.1Ba	Bal.	۰/۱	۱۳/۵	۰/۲	۰/۶	۲	۷/۱
Al-20Mg_2Si-0.2Ba	Bal.	۰/۲	۱۳/۲	۰/۲	۰/۶	۲/۱	۷/۲
Al-20Mg_2Si-0.4Ba	Bal.	۰/۴	۱۳/۲	۰/۲	۰/۵	۲	۷
Al-20Mg_2Si-0.6Ba	Bal.	۰/۶	۱۳/۲	۰/۲	۰/۶	۲/۱	۷/۱
Al-20Mg_2Si-0.8Ba	Bal.	۰/۸	۱۳	۰/۲	۰/۶	۲	۷/۱
Al-20Mg_2Si-1Ba	Bal.	۱	۱۳/۱	۰/۲	۰/۶	۲	۷/۱

تهیه گردید.

نمونه های آزمایش کشش گِرد و ضربه مطابق با استاندارد B557 وE23 بترتیب تهیه گردید. آزمایش کشش با استفاده دستگاه یونیورسال Instron-5982 مجهز به کرنش سنج با سرعت جابجایی ۱ میلی‌متر بر دقیقه در دمای محیط انجام شد. برای اندازه‌گیری انرژی ضربه از دستگاه Zwick-D7900 استفاده شد. اندازه‌گیری سختی به روش ویکرز با دستگاه سختی‌سنج یونیورسال UV1 - koopaco در ۶ نقطه متفاوت انجام گردید. آزمایش سایش پین بر روی دیسک در محیط خشک بر اساس استاندارد ASTM-G99-05 انجام گرفت. نمونه‌هایی به صورت پین به طول ۱۰ میلی‌متر و قطر ۵ میلی‌متر با ماشینکاری تهیه و قبل از آزمایش در حمام اُلتراسونیک تمیزکاری گردید. بار اعمال شده ۲۰ نیوتن و سرعت لغزش ۰/۳ متر بر ثانیه و مسافت لغزش ۲۰۰۰ متر انتخاب شد. دیسک مورد استفاده، آلومینا با سختی ۷۵ راکول سی بود.

نمونه‌های متالوگرافی به روش استاندارد آماده‌سازی شدند. پس از پولیش نهایی با محلول جامد معلق سیلیکا، نمونه ها بوسیله محلول ۲٪ اسید فلوئوریدریک حکاکی گردید. تجزیه و تحلیل کمی ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری (Nikon-MIDROPHOT-FXL) مجهز به تحلیلگر تصویر i-Solution انجام شد. سطوح شکست با میکروسکوپ الکترونی روبشی(FESEM Supra- 35VP, Carl Zeiss) مجهز به شناساگر عنصری EDX مورد بررسی قرار گرفت. حداقل هشت تصویر برای هر آلیاژ مورد ارزیابی قرار گرفت و میانگین مساحت، اندازه، تعداد و نسبت ابعادی مطابق با شکل (۱) محاسبه گردید. ترکیب شیمیایی آلیاژهای تولید شده با استفاده از طیف‌سنج پلاسمایی (Leco GDS-850A) اندازه‌گیری گردید که در جدول (۱) آمده است.

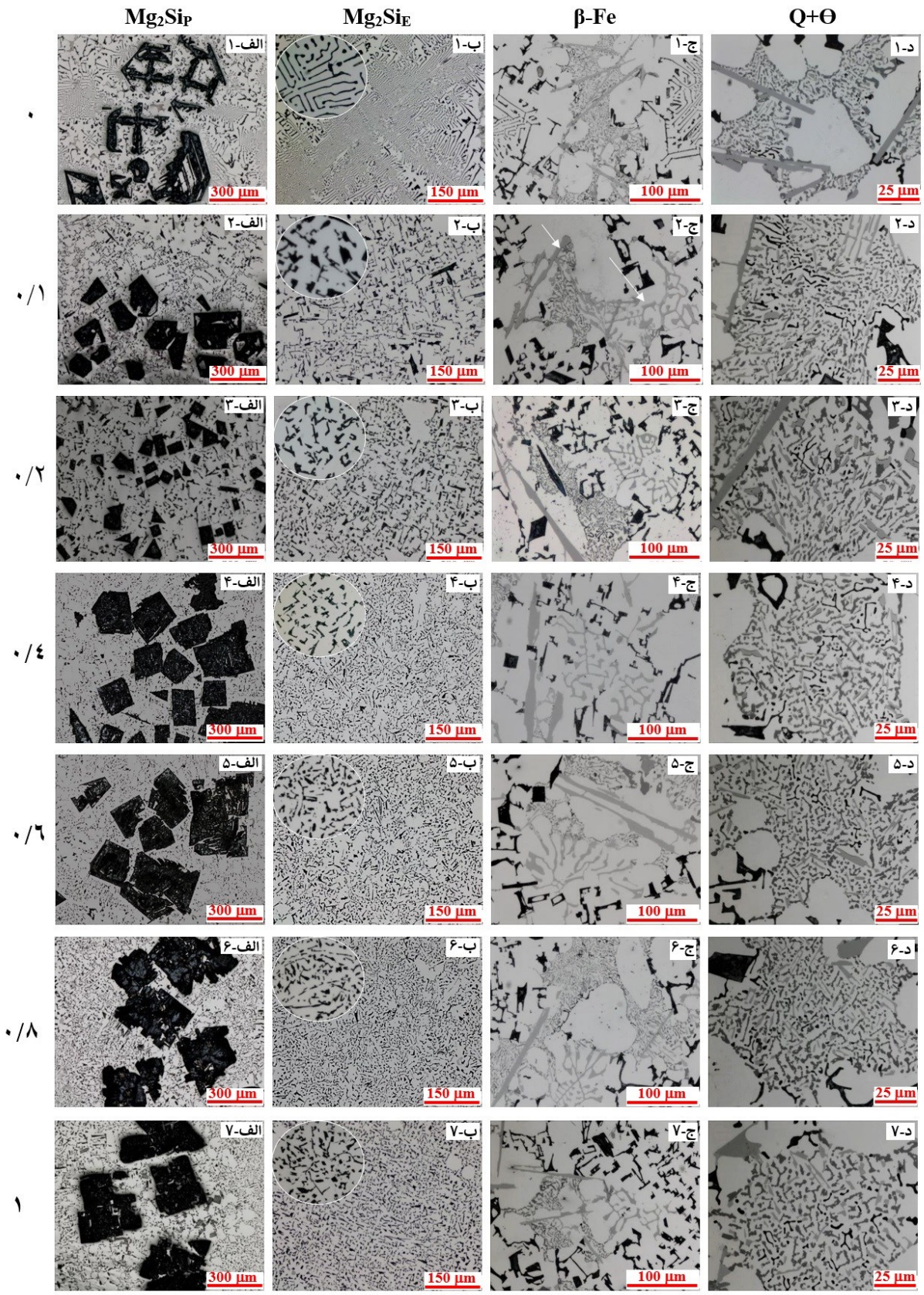


شکل ۱- روش محاسبه الف) اندازه، ب) مساحت، ج) نسبت ابعادی و د) تعداد ذرات Mg_2SiP در واحد سطح.

۳- نتایج

۳-۱- بررسی ریزساختار

شکل (۲) تغییرات ریزساختار مربوط به پنج فاز مختلف یعنی Mg_2SiP، Mg_2SiE، Al_5FeSi، $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$(Q)وAl_2Cu (Θ) را در کامپوزیت Al-Mg_2Si بدون و پس از افزودن درصدهای مختلف باریم نشان می‌دهد. همانطور که در شکل (۲ الف-۱) مشاهده می‌شود شکل ذرات Mg_2SiP بدون افزودن باریم، اسکلت مانند، درشت و توخالی است. وجود لبه‌های تیز در ذرات Mg_2SiP اولیه موجب ایجاد تمرکز تنش، ترک خوردن و کاهش انعطاف‌پذیری می‌شود. می توان دید که افزودن باریم باعث تغییراتی در ساختار Mg_2SiP شده است. علاوه بر این که شکل



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ نوری از تغییرات فازهای موجود: Mg_2SiP اولیه (الف۱-الف۷)، Mg_2SiE یوتکتیکی (ب ۱-ب۷)، β-Fe(ج ۱-ج۷) و Q + θ (د ۱ - د۷) پس از افزودن درصدهای مختلف باریم.

ذرات به چند وجهی تبدیل شده و حفرات خالی حذف شده‌اند، اندازه ذرات تغییر قابل توجهی نموده است. همانطور که در شکل (۲ الف-۲) نشان داده شده است، افزودن ۰/۱٪ وزنی باریم باعث تغییر در ظاهر ذرات شده است. انتهای تیز آنها محو شده و شکل اسکلتی شروع به تبدیل به چندوجهی کرده است. همچنین اندازه ذرات نیز کاهش یافته است. با این حال برخی از ذرات هنوز به شکل توخالی باقی مانده‌اند. با افزایش باریم به ۰/۲٪ ، ذرات Mg_2SiP بیشتر به شکل چندضلعی تبدیل شده‌اند و اندازه ذرات بطور چشمگیری کاهش یافته است، شکل ۲(الف-۳). با افزودن میزان باریم تا ۰/۴٪ وزنی، ذرات Mg_2SiP شکل درشت‌تری ظاهر شده‌اند و اندازه آنها افزایش یافته است شکل (۲ الف-۴). این روند افزایش اندازه ذرات Mg_2SiP با افزایش غلظت باریم به ۰/۶، ۰/۸ و ۱٪ وزنی ادامه یافت شکل(۲ الف۵- الف۷). مشاهده می شود که تفاوت زیادی در تغییر ذرات Mg_2SiP بین ۰/۶ تا ۱٪ باریم وجود ندارد. اندازه ذرات حتی بیشتر از نمونه بدون باریم است. بنظر می رسد که ۰/۲٪ باریم حالت بهینه اصلاح را نشان می‌دهد زیرا که افزودن بیشتر باریم منجر به ظاهرشدن ساختار درشت ذرات Mg_2SiP شده است.

انجماد بیشتر کامپوزیت منجر به تشکیل فاز Mg_2SiE می‌شود. این فاز بصورت ساختار لایه‌ای یا ورقه‌ای همانطور که در شکل (۲ ب-۱) نشان داده شده است وجود دارد. مشاهده شده است که ساختار یوتکتیکی به صورت سلولی ایجاد می‌شود که در مرکز سلول ساختار به صورت میله‌ای که عموما موازی یکدیگر هستند مشاهده می‌شوند و در مرز سلول بصورت پولکی هستند[۳۱]. شکل (۲ ب-۲) تغییرات ساختار Mg_2SiE پس از افزودن ۰/۱ ٪ وزنی باریم را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که مورفولوژی کاملاً به شکل پولکی ریز و در جهات مختلف تبدیل شده است. این ساختار پولکی با یکدیگر موازی نیستند. حالت سلولی نیز محو شده است و این پولکی کوتاه Mg_2SiE به طور یکنواخت در سراسر ساختار کامپوزیت توزیع شده‌اند. با افزودن ۰/۲٪ باریم این پولک ها کوچکتر شده‌اند هرچند که ساختار لایه‌ای دیده نمی شود (شکل ۲ ب-۳). با افزایش میزان باریم به ۰/۴٪، ساختار کمی ریزتر شده است(شکل ۲ ب-۴). هرچند که با افزایش بیشتر مقادیر باریم تا ۱٪ تغییرات قابل‌توجه ای در آنها دیده نمی‌شود، شکل (۲-ب۷).

با کاهش بیشتر دما در حین انجماد، ترکیب بین فلزی آهنی β- Al_5FeSi تشکیل می‌شود. فاز β-Fe به شکل نازک و بلند سوزنی شکل وجود دارد که در شکل (۲ ج-۱) در کامپوزیت بدون باریم مشاهده می‌شود. فاز β-Fe ترکیبی مضری است که موجب تمرکز تنش شده، استحکام و شکل‌پذیری کامپوزیت را تضعیف می کند. همچنین این فاز در مراحل آخر انجماد جریان مذاب را با مشکل مواجه کرده و باعث ایجاد تخلخل در ساختار می شود[۳۲]. همانطور که از شکل (۲ ج-۲) مشاهده می شود پس از افزودن ۰/۱٪ باریم، علاوه بر فاز β-Fe، فاز $Al_{15}Si_2(Fe,Mn)_3$ که به صورت خطِ‌چینی نیز در ساختار ظاهر می‌شود که با پیکانه بر روی شکل نشان داده شده‌است. در اغلب موارد این دو ترکیب آهنی کنار یکدیگر مشاهد شده‌اند. بنظر می رسد که با افزودن باریم فاز α-Fe از فاز β-Fe جوانه‌زده و رشد می‌کند (شکل ۳-الف). هرچند که تائید این مطلب نیاز به شواهد بیشتری مثل بررسی TEM و محاسبه مقدار عدم انطباق شبکه ها دارد. آنالیز EDX این دو فاز در شکل (۳-ب و ۳-ج) نشان داده شده است. تشکیل فاز α-Fe تاثیر مخرب کمتری نسبت به فاز β -Fe دارد. در مقادیر بیشتر باریم نیز این پدیده مشاهده می شود. از شکل‌های (۲ ج ۳- ج ۷) تشکیل α-Fe همراه با β -Fe را پس از افزودن مقادیر مختلف باریم از ۰/۴ تا ۱٪ می توان دید.

آخرین فازهایی که در ساختار کامپوزیت ایجاد می‌شوند ترکیبی از فازهای Q + θ است. این دو فاز بصورت تیره (Q) و خاکستری روشن (Θ) و بصورت درهم مشاهده می‌شوند که اغلب فاز β-Fe را احاطه کرده‌اند. این فازها در کامپوزیت‌های بدون و با باریم مورد بررسی قرار گرفتند. همانطور که از شکل‌های (۲ د۱- د۷) می‌توان دید، افزودن باریم تاثیر خاصی بر روی شکل و اندازه فازهای Q + θ ندارد.

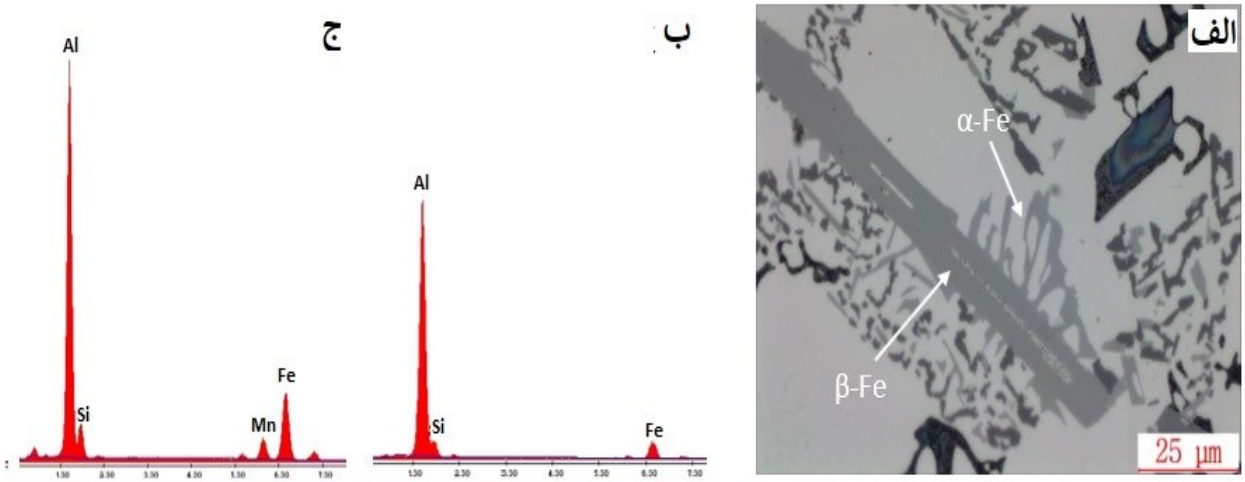
۱-۱-۳- تحلیل کمی ریزساختار

جدول (۲) ویژگی‌های ذرات Mg_2SiP، شامل مساحت نرمال شده، اندازه، نسبت ابعادی و تعداد ذرات در یک میلی‌متر مربع در نتیجه افزودن درصدهای مختلف باریم را نشان می‌دهد. می توان به وضوح مشاهده کرد که در بین درصدهای باریم افزوده شده، ۰/۲ ٪ باریم اثرگذارترین حالت بر روی ذرات بوده است. اندازه ذرات از۱۱۷۸/۵ میکرومتر (بدون باریم) به ۲۸۹/۱ میکرومتر تغییر یافته است که حدود ۷۵/۵ درصد کاهش را نشان می‌دهد. این تغییر با کاهش سطح نرمال از ۱ (برای کامپوزیت اصلاح نشده) به ۰/۷ برای ۰/۲ ٪ وزنی باریم همراه است. با افزایش بیشتر باریم (۰/۴تا ۱٪) مساحت نرمال حتی بیشتر از نمونه بدون باریم شده است. همچنین نسبت ابعادی از ۱/۲۲ در کامپوزیت بدون باریم به ۱/۱۲ پس از افزودن۰/۲٪ باریم، یعنی حدود ۸٪ کاهش یافته است. در حالیکه پس از افزودن بیشتر باریم مجدداً نسبت ابعادی افزایش می‌یابد. علاوه بر این، ۰/۲٪ درصد باریم باعث ایجاد بیشترین تعداد ذرات Mg_2SiP می‌شود.

تعداد ذرات برای کامپوزیت بدون باریم ۹ است که با افزایش چشمگیری به ۴۱ برای کامپوزیت حاوی ۰/۲٪ رسیده است. بر اساس نتایج کمی ذرات Mg_2SiP، ۰/۲ باریم بهترین اثر را در بین درصدهای مختلف افزوده شده ایجاد کرده است.

۲-۳- مکانیزم پیشنهادی برای بهسازی باریم

مشاهدات شکل (۲) و نتایج جدول (۲) نشان‌دادند که باریم می تواند نقش یک عامل بهساز را بازی کند و افزودن ۰/۲٪ باریم تاثیر چشمگیری بر روی مشخصه‌ها و شکل ذرات Mg_2SiP دارد. جوانه‌زنی و رشد دو مرحله مهم در تشکیل یک فاز هستند. بنابراین انتظار می‌رود که باریم بر روی جوانه‌زنی و/ یا رشد ذرات Mg_2SiP تاثیرگذار باشد. شکل (۴-الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی یک ذره Mg_2SiP را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود ذره سفید رنگی تقریبا در مرکز ذره قابل شناسایی است. نقشه توزیع غلظت عناصری نشان می‌دهد که این ذره از ترکیب باریم، آلومینیم و سیلیسیم تشکیل شده است. می توان پیش‌بینی کرد که این ترکیب بعنوان محلی برای جوانه‌زنی غیرهمگن ذرات Mg_2SiP عمل می‌کند. در نتیجه با حضور این ترکیب باریمی در مذاب، شرایط برای جوانه‌زنی آسان‌تر خواهد شد. قندور و همکارانش [۳۰] گزارش نمودند که افزودن ۰/۲٪ باریم موجب افزایش دمای جوانه‌زنی ذرات Mg_2SiP می‌شود. بطورکلی دمای جوانه‌زنی ارتباط معکوسی با سد انرژی جوانه‌زنی دارد. بنابراین افزایش دمای جوانه‌زنی در اثر افزودن باریم بیانگر سد انرژی جوانه‌زنی کمتر و به بیان دیگر سهولت در جوانه‌زنی غیرهمگن است [۳۳،۳۴]. در نتیجه می‌توان انتظار داشت که افزودن باریم موجب ایجاد محل‌های جوانه‌زنی بیشتری برای جوانه‌زنی ذرات Mg_2SiP خواهد شد. تعداد هسته‌های جوانه‌زنی متناظر با تعداد ذراتMg_2SiP در واحد سطح است. همانطورکه در جدول (۲) نشان داده شده است، تعداد ذرات در نمونه اصلاح‌شده با ۰/۲٪ باریم بمیزان ۳۵۵٪ نسبت به نمونه بدون باریم افزایش یافته‌است. این مشاهدات نشانگر تاثیر باریم بر فرآیند جوانه‌زنی Mg_2SiP است.



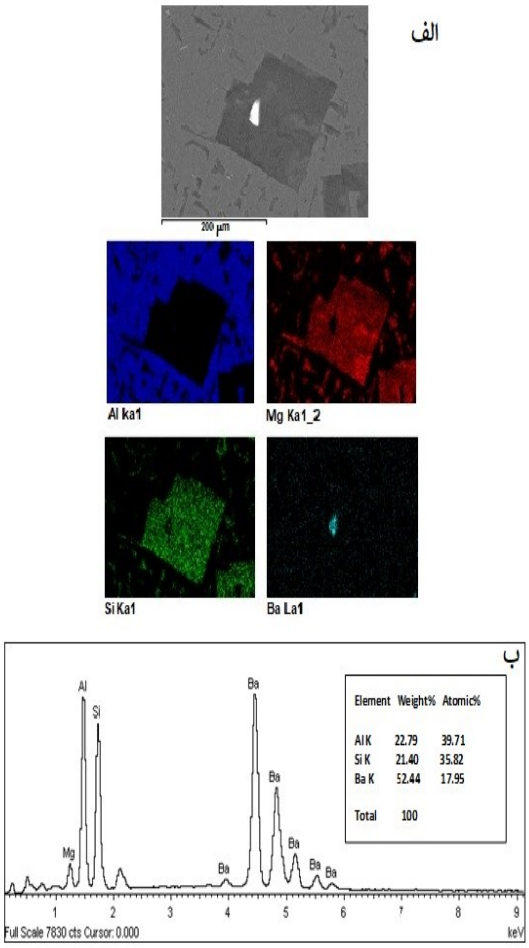
شکل ۳- الف) مورفولوژی ترکیبات آهن به همراه آنالیز EDX آنها: ب) β-Fe و ج)α-F .

جدول ۲- تغییرات مشخصه‌های ذرات Mg_2Si_P پس از افزودن درصدهای مختلف باریم.

درصد وزنی باریم	مساحت نرمال شده	اندازه (میکرومتر)	نسبت ابعادی	تعداد/واحد سطح
۰	۱	۱۱۷۸/۵ ± ۳۲۸/۱	۱/۲۲ ± ۰/۰۶	۹ ± ۴
۰/۱	۰/۸	۶۱۲/۳ ± ۳۸۸/۳	۱/۱۶ ± ۰/۰۳	۱۳ ± ۷
۰/۲	۰/۷	۲۸۹/۱ ± ۲۲۵/۳	۱/۱۲ ± ۰/۰۳	۴۱ ± ۱۲
۰/۴	۱/۵	۸۷۷/۴ ± ۴۱۸	۱/۱۶ ± ۰/۰۲	۱۳ ± ۵
۰/۶	۱/۹	۱۱۰۶/۱ ± ۴۵۹/۱	۱/۱۷ ± ۰/۰۲	۹ ± ۴
۰/۸	۲/۶	۱۳۰۹/۵ ± ۳۸۰	۱/۱۷ ± ۰/۰۲	۷ ± ۴
۱	۳	۱۵۴۱/۸۰ ± ۵۲۷/۱	۱/۱۷ ± ۰/۰۳	۶ ± ۳

این مکانیزم، بعنوان یکی از روشهای موثر در اصلاح ذرات Mg_2SiP مطرح شده است [۱۱،۱۹،۳۵،۳۶]. از آنجائیکه باریم در آلومینیم حل نمی‌شود، فازهای دوتایی یا سه‌تایی از واکنش باریم با عناصر دیگر در حین انجماد ایجاد خواهد شد. نشان داده شده است که باریم اضافه شده به آلیاژ Mg-۶Zn-۴Si باعث تشکیل ترکیب Mg_2Si_2Ba می‌شود که مکان بسیار مناسبی برای جوانه‌زنی ذرات Mg_2SiP است [۲۸]. شکل (۴-ب) همچنین آنالیز EDX مربوط به ذره سفید رنگ را نشان می‌دهد. با توجه به نتایج آنالیز، ساختار مولکولی را می‌توان به صورت Al_2Si_2Ba در نظر گرفت که بسیار شبیه به ترکیب ذکر شده‌است. ترکیب Al_2Si_2Ba در سال ۲۰۱۸ نیز توسط جینسونگ و همکارانش [۳۷] پس از افزودن باریم به آلیاژ Al-7Si گزارش شده است. این ترکیب می‌تواند بعنوان مکانی برای جوانه‌زنی غیرهمگن عمل کند. بنابراین در شروع فرایند انجماد این کامپوزیت، تعداد زیادی از ترکیبات Al_2Si_2Ba قبل از تشکیل ذرات Mg_2SiP ایجاد خواهند شد که مکانهای مناسبی برای جوانه‌زنی Mg_2SiP هستند. محاسبات انجام شده بر اساس تئوری برامفیت و تئوری فصل مشترک همبسته نشان داده است که میزان عدم تطابق بین ذرات و ترکیبات Al-Ba کمتر از ۶٪ است[۳۰]. در این حالت ترکیباتAl-Ba نقش بسیار موثری بعنوان بستر مناسب برای جوانه‌زنی غیرهمگنِ Mg_2SiP ایفا می‌کنند. با افزایش هسته‌های Al-Ba، نرخ جوانه‌زنی افزایش یافته و رشد دندریتی ذرات Mg_2SiP محدود می‌شود و ذرات ریزتر می‌شوند.

همانطور که از شکل‌های (۲ الف-۳) مشاهده می‌شود، ذره بهسازی شده Mg_2SiP پس از افزودن ۰/۲٪ باریم به صورت مکعبی شکل درآمده است. این شکل مکعبی از تکامل شکلِ چهارده پهلو حاصل می‌شود. از آنجایی که جوانه‌ها از طریق جوانه‌زنی غیرهمگن تشکیل می‌شوند، ذرات در جهت [۱۰۰] که بالاترین نرخ رشد را دارد رشد می‌کنند، سپس صفحات کناری در جهت‌های [۱۰۰] و [۱۱۱] ظاهر می‌شوند. رشد در جهات [۱-۰۰]، [۱۰-۰]، [۱۰۰-]، [۰۰۱]، [۰۱۰] و [۱۰۰] منجر به تشکیل هشت وجهی Mg_2SiP می‌شود. در حین رشد بیشتر، ذرات تمایل دارند شکل هشت‌وجهی کاملی داشته باشند. چون میزان حلالیت باریم در آلومینیم بسیار ناچیز است، باریم به آسانی در حین انجماد در فصل مشترک بین ذره Mg_2SiP و مذاب انباشته می‌شود که می‌تواند موجب کاهش انرژی سطحی، افزایش قدرت محدود کنندگی رشد و کاهش سرعت رشد گردد. با استفاده از شکل قطبی نشان داده شده است که با افزودن باریم شدت صفحات{۱۰۰} بسیار بیشتر از صفحات{۱۱۱} و {۱۰۱} خواهد بود [۳۰]. این بیانگر آن است که شکل ذره، یک مکعب با صفحات {۱۰۰} است و نشان‌دهنده تاثیر باریم بر روی حالت رشد Mg_2SiP می باشد. کین و همکارانش [۱۰] و نیز لی و همکارانش [۳۸] مکانیزم مشابهی را در زمینه تشکیل ذره مکعبی Mg_2SiP پس از افزودن استرنسیم پیشنهاد کرده‌اند. همانطور که در شکل ۲ مشاهده گردید در مقادیر بیشتر از ۰/۲٪، اثر بهسازی باریم از بین می‌رود. می‌توان پیش‌بینی کرد که با افزایش باریم ترکیباتی تشکیل می‌شوند که نقش بازدارندگی باریم در حین رشد را از بین می‌برند که این موضوع نیاز به بررسی های بیشتری دارد. در این خصوص قندور و همکارانش[۳۰] ترکیب باریمی Al-Si-Ba-Mg را به دو شکل نامنظم و نیز سوزنی گزارش کرده‌اند. عناصری که موجب جلوگیری از رشد Mg_2Si اولیه می شوند تمایل دارند که بر روی صفحه {۱۰۰}بلور Mg_2Si جذب شوند. بنابراین هر عاملی که موجب کاهش میزان جذب شوندگی این عناصر در صفحه موردنظر شود اثر محدود کنندگی رشد در جهت [۱۰۰] را کاهش داده و در نتیجه ذرات Mg_2Si می‌توانند رشد کرده و درشت شوند.



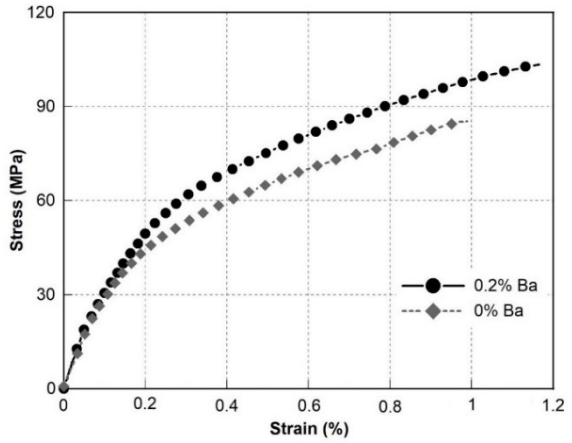
شکل ۴-الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی از ذره Mg_2SiP بهمراه نقشه توزیع غلظت عنصری و ب) آنالیز EDXذره سفید رنگ در مرکز آن.

۳-۳- خواص مکانیکی

خواص مکانیکی کامپوزیت مرتبط با ریزساختار است ، لذا تغییر خواصی مانند ضریب کشسانی (E) ، استحکام تسلیم (YS)، استحکام کششیِ نهایی (UTS) و درصد افزایش طول (El٪) پس از افزودن باریم را می‌توان پیش‌بینی نمود. از آنجائیکه بهترین اثر بهسازی در نمونه حاوی ۰/۲٪ باریم مشاهده شد، در این بخش خواص مکانیکی مربوط به کامپوزیت بدون باریم و بهسازی شده با ۰/۲٪ باریم مورد ارزیابی قرار گرفته و مقایسه شد.

شکل ۵ منحنی تنش-کرنشِ کامپوزیتِ بدون باریم و حاوی ۰/۲٪ باریم را نشان می‌دهد. از آنجائی که در کامپوزیت بهسازی شده، اندازه ذرات کوچکتر بوده و ذرات توزیع بهتری در زمینه دارند، استحکام کششی نسبت به نمونه بدون باریم افزایش یافته‌است. هرچند این میزان خواص ثبت شده کمتر از میزان مورد انتظار است. عیوب متالورژیکی ایجاد شده در حین تولید نظیر آخال و تخلل می‌تواند موجب کاهش خواص شود. ، اما نتایج منطبق با گزارش‌هایی است که پس از اصلاح ساختار خشن و درشت ذرات Mg_2SiP منتشر شده است [۴،۱۸،۳۹،۴۰].

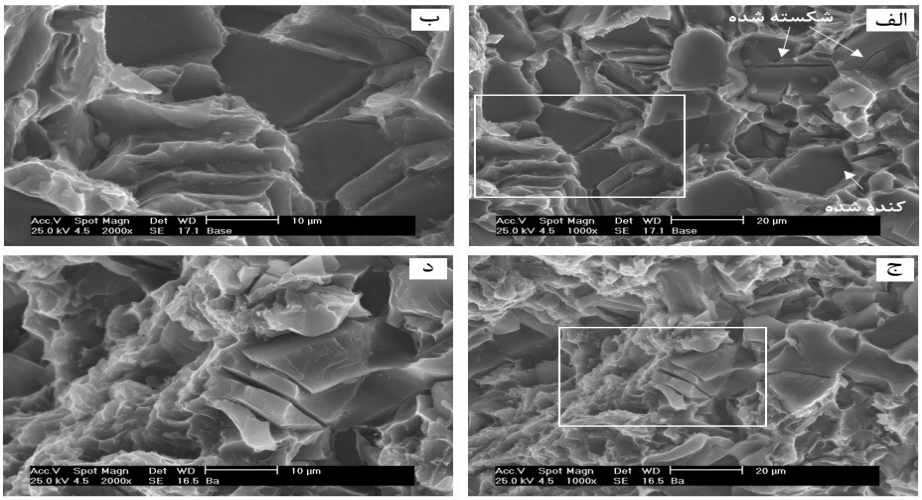
جزئیات مربوط به آزمایش کشش شامل ضریب کشسانی، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول در جدول ۳ آمده است. بر این اساس، ضریب کشسانی حدود ۲۲ درصد از ۵۹/۵ به ۷۲/۸ گیگا پاسکال افزایش یافته است. همچنین نتایج نشان می‌دهد که استحکام تسلیم کامپوزیت پس از افزودن ۰/۲٪ باریم از ۶۰/۲ به ۷۴/۹ مگاپاسکال افزایش یافته است. حداکثر استحکامی که کامپوزیت قبل از شکست می‌تواند تحمل کند نیز از ۸۷/۴ به ۱۱۴/۲ مگاپاسکال افزایش یافته است. درصد افزایش طول از ۱ به ۱/۲٪ افزایش یافته است که نشان می‌دهد شکل‌پذیری کامپوزیت به میزان ۲۰٪ بهبود یافته است.



شکل ۵- منحنی تنش-کرنش کامپوزیت $Al-20Mg_2Si$ بدون و حاوی ۰/۲٪ باریم.

جدول ۳- نتایج آزمایش کشش کامپوزیت $Al-Mg_2Si$ بدون و با ۰/۲٪ باریم

باریم (درصد وزنی)	ضریب کشسانی (گیگا پاسکال)	استحکام تسلیم (مگا پاسکال)	استحکام کششی نهایی (مگا پاسکال)	درصد ازدیاد طول
۰	۱	۱۱۷۸/۵ ± ۳۲۸/۱	۱/۲۲ ± ۰/۰۶	۹ ± ۴
۰/۲	۵۹/۵ ± ۴/۲	۶۰/۲ ± ۵/۳	۸۷/۴ ± ۳/۲	۱ ± ۰/۱

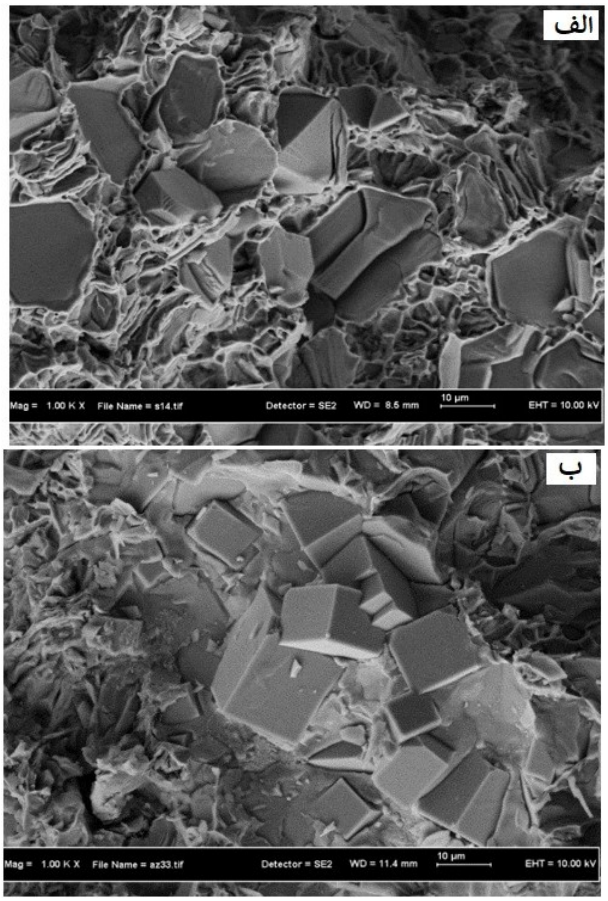


شکل ۶- سطح شکست نمونه‌های کشش برای کامپوزیت Al-20Mg2Si: الف، ب) بدون باریم و ج، د) با ۰/۲٪ باریم.

مشخصه‌های انعطاف‌پذیری را همچنین می‌توان در سطوح شکست نمونه‌های کشش ارزیابی نمود. شکل (۶) تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح شکست کامپوزیت بدون و با ۰/۲٪ باریم را نشان می‌دهد. مناطق بین زمینه و ذرات Mg_2SiP در بزرگنمایی بالاتر نشان داده شده است. با توجه به پائین بودن مقادیر درصد ازدیاد طول می‌توان گفت که هر دو نمونه در حالت تُرد شکسته شده‌اند. شکست همواره با جوانه‌زنی یک ترک در ذرات تقویت کننده و یا فصل مشترک ذره و زمینه آغاز می‌شود. این ترک می‌تواند در اثر کنده شدن ذره از زمینه و یا شکست شدن آن رخ دهد که این دو مکانیزم در شکل ۶ نشان داده شده است.

شکل ذرات، اندازه آنها و استحکام فصل مشترک ذره زمینه عواملی هستند که مکانیزم تشکیل ترک اولیه را تحت تاثیر قرار می‌دهند. بدلیل ریزتر بودن ذرات Mg_2SiP در نمونه بهسازی شده، بار اعمالی از زمینه به ذرات کمتر بوده و در مقایسه با کامپوزیت بدون باریم مقاومت بیشتری به شکسته‌شدن از خود نشان می‌دهد. همچنین مقدار ذرات شکسته‌شده به کنده‌شده در نمونه بهسازی شده کمتر است. چقرمگی ضربه یکی دیگر از ویژگی‌های مکانیکی است که می‌تواند بیان کننده انعطاف‌پذیری ماده زمانی که نیرو به سرعت به نمونه وارد می‌شود باشد. میزان جذب انرژی برای کامپوزیت بدون باریم۰/۹ ژول بود که پس از افزودن ۰/۲٪ باریم به میزان ۳۳٪ افزایش یافت و به ۱/۲ ژول رسید.

در واقع نمونه‌ای که حاوی ۰/۲٪ باریم است، می‌تواند انرژی بیشتری را قبل از گسیختگی جذب کند. سطح شکست نمونه‌های ضربه به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. به دلیل ماهیت درجا بودن، اتصال مناسبی بین زمینه و ذره در هر دو نمونه ایجاد شده است و همانطور که در شکل ۷-الف مشاهده می‌شود شکست کلیواژی ذرات Mg_2SiP مهمترین عاملِ تخریب است. در این حالت، وجود گوشه‌های تیز و ایجاد تمرکز تنش نقش مهمی در کاهش میزان انعطاف‌پذیری دارد. حال آنکه به دلیل تغییر مورفولوژی و اندازه ذرات در نمونه بهسازی شده، ایجاد ترک اولیه دیرتر صورت خواهد گرفت. در نتیجه شکست در ذرات کمتر رخ خواهد داد (شکل ۷-ب) و ظرفیت انعطاف‌پذیری افزایش می‌یابد. همچنین سختی کامپوزیت بدون باریم در حدود ۱±۶۷ ویکرز بود که پس از افزودن ۰/۲٪ باریم به مقدار ۸۰±۳ ویکرز افزایش یافت. ریزتر شدن ذرات و افزایش تعداد ذرات موجب کاهش فاصله بین ذرات شده و در نتیجه سختی کامپوزیت افزایش می‌یابد.

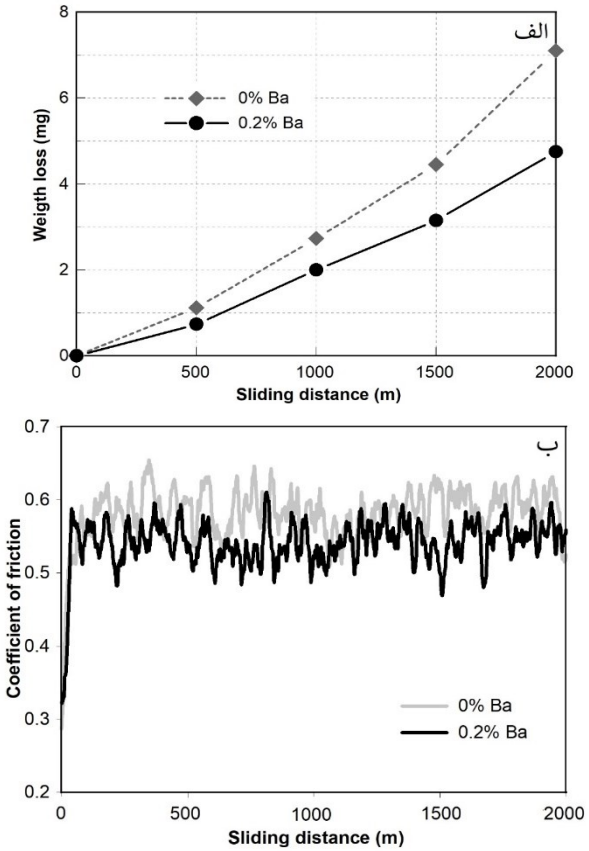


شکل ۷- سطح شکست نمونه‌های ضربه برای کامپوزیت Al-20Mg2Si: (الف) بدون باریم و (ب) با ۰/۲٪ باریم.

۴-۳- خواص سایشی

یکی از مهمترین خواصی که از کامپوزیت‌ها انتظار می‌رود، مقاومت سایشی آنها است. اشاره شده است که قرار گرفتن ذرات سخت در زمینه آلومینیمی منجر به بهبود مقاومت سایشی آلیاژ پایه می‌شود[۴۱]. بهمین منظور خواص سایشی نمونه بدون باریم و نمونه بهسازی شده با ۰/۲ باریم مورد ارزیابی قرار گرفت و با یکدیگر مقایسه شد. شکل (۸-الف) نشان‌دهنده تغییرات کاهش وزن نمونه‌های کامپوزیت پس از مسافت ۲۰۰۰ متر تحت بار ۲۰ نیوتن است. می‌توان دید که کاهش وزن تقریباً به صورت خطی با افزایش مسافت لغزش در هر دو نمونه افزایش یافته است. همان‌طور که مشخص است در مسافت‌های ۵۰۰، ۱۰۰۰، ۱۵۰۰ و ۲۰۰۰ متر میزان کاهش وزن برای نمونه بدون باریم بیشتر از نمونه دارای ۰/۲٪ باریم است. بر اساس داده‌های کاهش وزن، پس از طی مسافت ۲۰۰۰ متر میزان کاهش وزن نمونه بدون باریم ۷/۱ میلی‌گرم است که ۳۲٪ بیشتر از نمونه حاوی ۰/۲٪ باریم است. نمونه حاوی باریم مقاومت به سایش بالاتری را نشان می‌دهد. همچنین بررسی نرخ سایش نشان داد که نرخ سایش با افزودن ۰/۲٪ باریم کاهش می‌یابد. نرخ سایش برای کامپوزیت بدون باریم ۱/۹ mm^3/km است که به ۱/۲ mm^3/km پس از

افزودن باریم کاهش یافت. با توجه به رابطه آرچارد ، مقاومت سایشی کامپوزیت به طور مستقیم با سختی آن مرتبط است. نرخ سایش کامپوزیت تحت تأثیر نرخ سایش فاز مقاوم‌تر، یعنی Mg_2SiP است [۴۲]. سختی بالاتر، ریزتر بودن و پراکندگی بهتر ذرات، مقاومت سایشی نمونه بهسازی شده را افزایش می‌دهد. شکل (۸-ب) تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش را برای نمونه‌های فوق تحت بار ۲۰ نیوتن نشان می‌دهد. ضریب اصطکاک کامپوزیت بدون باریم ۰/۵۸ است که به ۰/۵۴ پس از افزودن ۰/۲٪ باریم کاهش یافته است. در حین سایش ذرات درشت Mg_2SiP کمتر می‌توانند در مقابل تغییر شکل ایجاد شده در سطح سایش مقاومت کنند و بر اساس رابطه گریفیث، $\sigma c= KC/d^{1/2}$ ، در صورتی که میزان تنش وارده بر آنها از یک مقدار بحرانی (σc) بیشتر شود، شکست در ذرات رخ خواهد داد. در این رابطه KC چقرمگی شکست و d قطر ذره است. کوچک بودن اندازه ذرات در کامپوزیت بهسازی شده، کمتر بودن وجوه تیزِ تمرکز تنش و سختی بالاتر، مقاومت در برابر شکسته شدن در حین سایش را افزایش می‌دهد. بنابراین تاثیر مخرب حضور ذرات سخت شکسته و یا کنده شده Mg_2SiP در سطح سایش کمتر خواهد شد[۴۲] و در نتیجه خراش کمتری در سطح ایجاد شده و ضریب اصطکاک کاهش می‌یابد.



شکل ۸- تغییرات الف) کاهش وزن-مسافت و ب) ضریب اصطکاک-مسافت طی شده برای کامپوزیت Al-20Mg2Si بدون و با ۰/۲٪ باریم.

نتیجه‌گیری

در این تحقیق اثرات افزودن باریم (۰/۱ تا ۱٪) بر روی فازهای موجود، خواص مکانیکی و رفتار سایشی کامپوزیت ۲۰Al-Mg_2Si مورد بررسی قرار گرفت. مکانیزم‌های بهسازی فاز Mg_2Si اولیه توسط باریم ارائه گردید. سطح شکست نمونه های کشش و ضربه مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج به شرح زیر خلاصه می‌شود:

۱- افزودن ۰/۲٪ باریم می‌تواند مورفولوژی Mg_2SiP را از خشن دندریتی به چندضلعی کوچک تغییر دهد. اندازه ذرات Mg_2SiP بطور چشمگیری از۱۱۷۸/۵ به ۲۸۹/۱ میکرومتر کاهش‌یافت. مساحت و نسبت ابعادی بمیزان ۳۰٪ و ۸٪ کاهش یافت. همچنین تعداد ذرات بمیزان ۳۵۵٪ افزایش یافت. اما افزایش بیشتر باریم باعث از دست رفتن اثر بهسازی باریم گردید. با افزودن باریم، فاز یوتکتیک Mg_2SiE بصورت پولکی ریز درآمد. همچنین ترکیب α- $Al_{15}Si_2(Fe,Mn)_3$ علاوه بر β-Al_5FeSi در ساختار مشاهده شد. افزودن باریم تغییر محسوسی در فازهای $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ و Al_2Cu ایجاد نکرد.

۲- مکانیزم بهسازی باریم می‌تواند جوانه‌زنی غیرهمگن بر روی فاز Al_2Si_2Ba و نیز جذب باریم بر روی صفحات رشد و محدود کردن رشد باشد.

۳- ضریب کشسانی، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد افزایش طول کامپوزیت Al-۲۰Mg_2Si-۰/۲Ba بترتیب از ۵۹/۵ به ۷۲/۸ گیگا پاسکال، ۶۰/۲ به ۷۴/۹ مگا پاسکال، ۸۷/۴ به ۱۱۴/۲ مگا پاسکال و ۱به ۱/۲٪ نسبت به کامپوزیت بدون باریم افزایش یافت. انرژی ضربه و سختی نیز بترتیب از ۰/۹ ژول و۶۷ ویکرز به ۱/۲ ژول و ۸۰ ویکرز بهبود یافت.

۴- با افزودن ۰/۲٪ باریم میزان کاهش وزن، نرخ سایش و ضریب اصطکاک بترتیب به میزان ۳۲٪، ۳۶٪ و ۷٪ بهبود یافت.

مراجع

[1] Wu X.-F., Wang Z.-C., Wang K.-Y., Zhao R.-D., Wu F.-F., Microstructural refinement and tensile properties enhancement of Al-10Mg2Si cast alloys by copper addition, J Alloys Compd., 2021, 163058.

[2] Tong X., Zhang D., Wang K., Lin J., Liu Y., Shi Z., Li Y., Lin J., Wen C., Microstructure and mechanical properties of high-pressure-assisted solidification of in situ Al–Mg2Si composites, Materials Science and Engineering: A. 733, 2018, 9–15.

[3] Yu H.C., Wang H.Y., Chen L., Zha M., Wang C., Li C., Jiang Q.C., Spheroidization of primary Mg2Si in Al-20Mg2Si-4.5Cu alloy modified with Ca and Sb during T6 heat treatment process, Materials Science and Engineering: A. 685, 2017, 31–38.

Al–20%Mg_2Si–xCe in situ composite solidified at a slow cooling rate, J Alloys Compd., 2015, (650), 821–834.

[21] Jafari Nodooshan H.R., Liu W., Wu G., Bahrami A., Pech-Canul M.I., Emamy M., Mechanical and tribological characterization of Al-Mg_2Si composites after yttrium addition and heat treatment, J Mater Eng. Perform., 2014, (23), 1146–1156.

[22] Ghandvar H., Idris M.H., Ahmad N., Emamy M., Effect of gadolinium addition on microstructural evolution and solidification characteristics of Al-15%Mg_2Si in-situ composite, Mater Charact., 2018, (135), 57–70.

[23] Wang K.Y., da Zhao R., Wu F.F., Wu X.F., Chen M.H., Xiang J., Chen S.H., Improving microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-Mg_2Si alloy by Gd addition, J Alloys Compd., 2020, (813), 152178.

[24] Li C., Fan Z., Jia H.L., Wang C., Ma P.K., Ren M.W., Wang H.Y., Synergetic modification effects on primary Mg_2Si in Al-20Mg_2Si alloy induced by the co-addition of beryllium and antimony, J Alloys Compd., 2021, (888), 161477.

[25] Zoroddu M.A., Aaseth J., Crisponi G., Medici S., Peana M., Nurchi V.M., The essential metals for humans: a brief overview, J Inorg Biochem., 2019, (195), 120–129.

[26] Chałupnik S., Wysocka M., Chmielewska I., Samolej K., Radium removal from mine waters with the application of barium chloride and zeolite: comparison of efficiency, Journal of Sustainable Mining, 2019, (18), 174–181.

[27] Peana M., Medici S., Dadar M., Antonietta Zoroddu M., Pelucelli A., Chasapis T.C., Bjørklund G., Environmental barium: potential exposure and health-hazards, Arch Toxicol., 2021, (95), 2605–2612.

[28] Chen K., Li Z.Q., Liu J.S., Yang J.N., Sun Y.D., Bian S.G., The effect of Ba addition on microstructure of in situ synthesized Mg_2Si/Mg–Zn–Si composites, J Alloys Compd., 2009, (487), 293–297.

[29] Nordin N.A., Farahany S., Abu Bakar T.A., Ourdjini A., Mazlan S.A., Aziz S.A.A., Yahaya H., Effect of barium on the structure and characteristics of Mg_2Si reinforced particles Al–Mg_2Si–Cu in situ composite, in: U. Sabino, F. Imaduddin, A.R. Prabowo (Eds.), Proceedings of the 6th International Conference and Exhibition on Sustainable Energy and Advanced Materials, Springer Singapore, Singapore, 2020, 265–274.

[30] Ghandvar H., Jabbar K.A., Idris M.H., Ahmad N., Jahare M.H., Rahimian Koloor S.S., Petru M., Influence of barium addition on the formation of primary Mg_2Si crystals from Al–Mg–Si melts, Journal of Materials Research and Technology, 2021, (11), 448–465.

[31] Li C., Wu Y., Li H., Wu Y., Liu X., Effect of Ni on eutectic structural evolution in hypereutectic Al–Mg_2Si cast alloys, Materials Science and Engineering: A., 2010, (528), 573–577.

[32] Ma Z., Samuel A.M., Samuel F.H., Doty H.W., Valtierra S., A study of tensile properties in Al–Si–Cu and Al–Si–Mg alloys: Effect of β-iron intermetallics and porosity, Materials Science and Engineering: A., 2008, (490), 36–51.

[33] Tong X., Wu G., Zhang L., Liu W., Ding W., Achieving low-temperature Zr alloying for microstructural refinement of sand-cast Mg-Gd-Y alloy by employing zirconium tetrachloride, Mater Charact., 2021, (171), 110727.

[34] Ashkevary S., Shabestari S., Investigation on effects of melt temperature on solidification behavior of in-situ Al-Mg_2Si composite using cooling curve thermal analysis, Founding Research Journal, 2020, (4), 1–9.

[35] Li C., Liu X., Wu Y., Refinement and modification performance of Al-P master alloy on primary Mg_2Si in Al-Mg-Si alloys, J Alloys Compd., 2008, (465), 145–150.

[4] Hadian R., Emamy M., Varahram N., Nemati N., The effect of Li on the tensile properties of cast Al-Mg_2Si metal matrix composite, Materials Science and Engineering A.490, 2008, 250–257.

[5] YANG C., LI Y., DANG B., LÜ H., LIU F., Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A356 alloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, (25), 3189–3196.

[6] Du J., Iwai K., Modification of Primary Mg_2Si Crystals in Hypereutectic Mg-Si Alloy by Application Alternating Current, Mater Trans., 2009, (50), 562–569.

[7] Farahany S., Nordin N.A., Ghandvar H., Simultaneous effect of melt superheating and holding time on structural changes, solidification characteristics, and hardness of Al-20Mg_2Si-2Cu composite, Founding Research Journal., 2021, (5), 93–106.

[8] Farahany S., Nordin N.A., Ourdjini A., Abu-Bakar T., Hamzah E., Idris M.H., Hekmat-Ardakan A., The sequence of intermetallic formation and solidification pathway of an Al-13Mg-7Si-2Cu in-situ composite, Mater Charact., 2014, (98), 119–129.

[9] Zhao Y.G., Qin Q.D., Hang Y.H., Zhou W., Jiang Q.C., In-situ Mg_2Si/Al-Si-Cu composite modified by strontium, J Mater Sci., 2005, (40), 1831–1833.

[10] Qin Q.D., Zhao Y.G., Liu C., Cong P.J., Zhou W., Strontium modification and formation of cubic primary Mg_2Si crystals in Mg_2Si/Al composite, J Alloys Compd. , 2008, (454), 142–146.

[11] Ren B., Liu Z.X., Zhao R.F., Zhang T.Q., Liu Z.Y., Wang M.X., Weng Y.G., Effect of Sb on microstructure and mechanical properties of Mg_2Si/Al-Si composites, Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition), 2010, (20), 1367–1373.

[12] Wang H.Y., Li Q., Liu B., Zhang N., Chen L., Wang J.G., Jiang Q.C., Modification of primary Mg_2Si in Mg-4Si alloys with antimony, Metal Mater Trans A Phys Metal Mater Sci., 2012, (43), 4926–4932.

[13] Guo E.J., Ma B.X., Wang L.P., Modification of Mg_2Si morphology in Mg-Si alloys with Bi, J Mater Process Technol., 2008, (206), 161–166.

[14] WU X., ZHANG G., WU F., Influence of Bi addition on microstructure and dry sliding wear behaviors of cast Al-Mg_2Si metal matrix composite, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, (23), 1532–1542.

[15] Nordin N.A., Farahany S., Ourdjini A., Abu Bakar T.A., Hamzah E., Refinement of Mg_2Si reinforcement in a commercial Al-20%Mg_2Si in-situ composite with bismuth, antimony and strontium, Mater Charact., 2013, (86), 97–107.

[16] Li Z., Li C., Gao Z., Liu Y., Liu X., Guo Q., Yu L., Li H., Corrosion behavior of Al-Mg_2Si alloys with/without addition of Al-P master alloy, Mater Charact., 2015, (110), 170–174.

[17] Qin Q.D., Zhao Y.G., Zhou W., Cong P.J., Effect of phosphorus on microstructure and growth manner of primary Mg_2Si crystal in Mg_2Si/Al composite, Materials Science and Engineering A., 2007, (447), 186–191.

[18] Emamy M., Khorshidi R., Raouf A.H., The influence of pure Na on the microstructure and tensile properties of Al-Mg_2Si metal matrix composite, Materials Science and Engineering A., 2011, (528), 4337–4342.

[19] Tang P., Yu F., Teng X., Peng L., Wang K., Effect of beryllium addition and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of the 15%Mg_2Si/Al-8Si composite, Mater Charact., 2021, (180), 111416.

[20] Nordin N.A., Farahany S., Abu Bakar T.A., Hamzah E., Ourdjini A., Microstructure development, phase reaction characteristics and mechanical properties of a commercial

[36] Jin Y., Fang H., Wang S., Chen R., Su Y., Guo J., Effects of Eu modification and heat treatment on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–Mg_2Si composites, Materials Science and Engineering: A., 2022, (831), 142227.
[37] Rao J., Zhang J., Liu R., Zheng J., Yin D., Modification of eutectic Si and the microstructure in an Al-7Si alloy with barium addition, Materials Science and Engineering A., 2018, (728).
[38] Li C., Wu Y.Y., Li H., Liu X.F., Morphological evolution and growth mechanism of primary Mg_2Si phase in Al-Mg_2Si alloys, Acta Mater., 2011, (59), 1058–1067.
[39] Khorshidi R., Honarbakhsh Raouf A., Emamy M., Campbell J., The study of Li effect on the microstructure and tensile properties of cast Al–Mg_2Si metal matrix composite, J Alloys Compd., 2011, (509), 9026–9033.
[40] Nasiri N., Emamy M., Malekan A., Norouzi M.H., Microstructure and tensile properties of cast Al–15%Mg_2Si composite: Effects of phosphorous addition and heat treatment, Materials Science and Engineering: A., 2012, (556), 446–453.
[41] Miracle D.B., Metal matrix composites – from science to technological significance, Compos Sci Technol., 2005, (65), 2526–2540.
[42] Sameezadeh M., Emamy M., Farhangi H., Effects of particulate reinforcement and heat treatment on the hardness and wear properties of AA 2024-$MoSi_2$ nanocomposites, Mater Des., 2011, (32), 2157–2164.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

The Role of Barium in Structural Changes, Mechanical Properties, and Wear Behavior of Al-20Mg_2Si Composite

Saeed Farahany [1*], Nur Azmah Nordin[2], Hamidreza Ghandvar[3]

1. Assistant Professor, Buein Zahra Technical University, Qazvin, Iran
2. Assistant Professor, Malaysia-Japan International Institute of Technology (MJIIT), Universiti Teknologi Malaysia (UTM), Kuala Lumpure, Malaysia
3. Assistant Professor, Department of Chemical Engineering, New Uzbekistan University, Mustaqillik Ave. 54, 100007 Tashkent, Republic of Uzbekistan

* Corresponding author, Address: Buein Zahra Technical Unive Tel: +98 (28) 33894 farahany@bzte.ac.ir; saeedfarahany@gmail.com

Paper history:

Received: 05 July 2022
Accepted: 25 April 2023

Keywords:

Composite,
Mg_2Si,
Barium,
Mechanical properties,
Wear.

Abstract:

This study investigated the effect of adding barium elements with various weight percentages of 0.1, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, and 1% on different phases, mechanical properties, and wear resistance of the Al-20Mg_2Si composite. The results showed that adding 0.2% barium modified the primary Mg_2Si particles. However, with further increasing Ba content, this effect disappeared. The primary Mg_2Si particles changed from coarse dendritic to small polygon. The average size decreased from 1178.5 to 289.1 µm, and the normalized area decreased from 1 to 0.7. The aspect ratio of the particles decreased from 1.2 to 1.1, and the number of particles increased from 9 to 41 mm2. The mechanism of barium modification can be heterogeneous nucleation on Al_2Si_2Ba particles and growth restriction. The eutectic Mg_2Si structure also became fine flakes. The α-$Al1_5Si_2(Fe, Mn)_3$ emerged in addition to β-Al_5FeSi after adding Ba. However, adding Ba did not cause any significant changes in the $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ and Al_2Cu phases. Elastic Modulus, yield strength, ultimate tensile strength, elongation percentage, impact energy, and hardness increased by 22%, 24%, 30%, 20%, 33%, and 19% after adding 0.2% Ba, respectively. A large part of the fracture surface of the specimens was composed of cleavage plates, which indicated a brittle fracture mode consistent with a small elongation percentage. Modification decreased the wear rate from 1.9 to 1.2 mm^3/ km, reduced the coefficient of friction from 0.58 to 0.54, and the weight loss from 7.1 to 4.8 mg for a sliding distance of 2000 m.

Please cite this article using:
Saeed Farahany, Nur Azmah Nordin, Hamidreza Ghandvar, The Role of Barium in Structural Changes, Mechanical Properties, and Wear Behavior of Al-20Mg_2Si Composite, in Persian, Founding Research Journal, 2022, 6(1) 9-21.

DOI: 10.22034/FRJ.2023.350479.1158

Journal homepage: www.foundingjournal.ir