



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

تأثیر کسر جامد بر تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی کامپوزیت در جای Mg/Mg₂Si تولید شده به روش ریخته‌گری نیمه‌جامد

حسن حسینی جبلی^۱، مهدی رئیسی^{۲*}، سیدحسن نوربخش^۳

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، دانشگاه شهرکرد، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مواد

۲- استادیار، دانشگاه شهرکرد، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مواد

۳- دانشیار، دانشگاه شهرکرد، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مکانیک

* نویسنده مکاتبه کننده: Email: raeissi@sku.ac.ir

دریافت: ۱۴۰۲/۰۱/۰۷

پذیرش: ۱۴۰۲/۰۲/۱۹

چکیده:

در این تحقیق، کامپوزیت درجای زمینه منیزیم تقویت شده با ذرات Mg₂Si توسط فرایند ریخته‌گری نیمه‌جامد و با استفاده از روش هم‌زدن مکانیکی تولید شد و تأثیر میزان کسر ذرات جامد اولیه قبل از ریخته‌گری بر مورفولوژی ذرات اولیه Mg₂Si و همچنین خواص مکانیکی و سایشی کامپوزیت تولیدی مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج نشان داد افزایش کسر جامد تأثیر قابل توجهی بر مورفولوژی ذرات جامد اولیه Mg₂Si دارد و با افزایش کسر جامد قبل از ریخته‌گری (کاهش دمای ریخته‌گری) شکل ذرات به تدریج از حالت دندردریتی مسطح به چندوجهی و نهایتاً شبه‌کروی تغییر می‌کند. همچنین افزایش کسر جامد سبب بهبود خواص مکانیکی و سایشی کامپوزیت در جای Mg/Mg₂Si شد. استحکام کششی کامپوزیت از حدود ۱۸۰ MPa برای نمونه ریخته‌گری شده در حالت مذاب با افزایش ۲۵ درصدی به ۲۳۰ MPa برای نمونه ریخته‌گری شده در کسر جامد ۰/۲ افزایش یافت. ضمن آنکه درصد ازدیاد طول از ۲/۳ برای نمونه ریخته‌گری شده در حالت مذاب به ۴ (حدود ۴۸ درصد افزایش) برای نمونه ریخته‌گری شده در کسر جامد ۰/۳۹ افزایش یافت. پارامترهایی مانند کاهش مناطق نوک‌تیز با تمرکز تنش زیاد، کاهش تخلخل، کاهش ابعاد متوسط ذرات جامد اولیه و بهبود اتصال بین زمینه و ذرات تقویت کننده با افزایش کسر جامد به عنوان عوامل موثر در بهبود خواص کامپوزیت مورد بحث قرار گرفت.

واژه‌های کلیدی:

کامپوزیت درجای

Mg/Mg₂Si

ریخته‌گری نیمه‌جامد،

ساختار غیردندردریتی،

خواص مکانیکی.

ارجاع به این مقاله:

حسن حسینی جبلی، مهدی رئیسی، سیدحسن نوربخش، تأثیر کسر جامد بر تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی کامپوزیت درجای Mg/Mg₂Si تولید شده به روش ریخته‌گری نیمه‌جامد، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، زمستان ۱۴۰۱، جلد ۶، شماره ۳، صفحات ۱۷۱-۱۸۲.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2023.391080.1176

۱- مقدمه

خصوصیات منحصربه‌فرد این ترکیب همچون نقطه ذوب بالا، چگالی کم، سختی زیاد و ضریب انبساط حرارتی پایین سبب شده است Mg₂Si به عنوان تقویت کننده در آلیاژهای آلومینیم [۲، ۳] و منیزیم [۱، ۴] و برای کاربردهایی که نیاز به مقاومت به سایش زیاد و یا استحکام زیاد در دماهای بالا (مانند قطعات موتور خودرو) دارد، مورد توجه محققان قرار بگیرد [۵]. مهمترین روش تولید جهت ساخت کامپوزیت Mg/Mg₂Si فرایند ریخته‌گری است. اما کامپوزیت‌های تولید شده با این روش به

آلیاژهای هایپرپروتکتیک منیزیم-سیلیسیم (با درصد وزنی سیلیسیم بین ۱/۳۸ تا ۳۶/۶) را می‌توان به عنوان یک کامپوزیت درجا در نظر گرفت. به دلیل حلالیت بسیار کم سیلیسیم در منیزیم در حالت جامد (حداکثر حد حلالیت حدود ۰/۰۰۳ درصد وزنی است که در دمای °C ۶۴۰ اتفاق می‌افتد)، در حین انجماد، ترکیب بین‌فلزی Mg₂Si ایجاد می‌شود [۱].

این روش بتوان برای اصلاح مورفولوژی ذرات Mg₂Si در آلیاژهای هایپرپروتکتیک Mg-Si نیز استفاده کرد. زیرا روند انجماد آلیاژهای هایپرپروتکتیک در دو سیستم آلیاژی Al-Si و Mg-Si شباهت زیادی با هم دارد. علیرغم این مساله، تاکنون از روش ریخته‌گری نیمه‌جامد برای اصلاح ریزساختار در آلیاژهای هایپرپروتکتیک Mg-Si استفاده نشده است. به همین دلیل، در این تحقیق تاثیر فرایند ریخته‌گری نیمه‌جامد با روش همزدن مکانیکی مذاب بر ریزساختار، خواص مکانیکی و سایشی آلیاژ هایپرپروتکتیک Mg-6%Si مورد بررسی قرار گرفته است.

۲- روش تحقیق

آلیاژ Mg-6wt%Si از طریق ذوب مقادیر مشخصی از شمش‌های منیزیم و سیلیسیم خالص در یک کوره القایی و ریخته‌گری آن تحت اتمسفر گاز SF₆ تولید شد. در ابتدا جهت تعیین دمای لیکوئیدوس، حدود ۷۰۰ گرم از آلیاژ تولیدی، در داخل بوته فولادی و با استفاده از کوره مقاومتی که دمای آن در ۹۰۰ °C تنظیم شده بود تحت اتمسفر آرگون مجدداً ذوب شد. پس از ذوب شدن آلیاژ، کوره خاموش شد و ترموکوپلی از نوع K کنار دیواره بوته داخل مذاب قرار گرفت. با اتصال ترموکوپل به سیستم داده‌گیر، تغییرات دمای مذاب بر حسب زمان با نرخ داده‌برداری ۱۰ داده بر ثانیه ثبت شد. شکل (۱-الف) منحنی سرد شدن و مشتق اول حاصل از این آزمون را نشان می‌دهد. منحنی سرد شدن دارای دو ایست دمایی است که نشان دهنده دماهای شروع (لیکوئیدوس) و خاتمه (استحاله یوتکتیک) انجماد است. بر این اساس، دمای لیکوئیدوس آلیاژ ۸۰۹ °C اندازه‌گیری شد. جهت بررسی تغییرات کسر جامد با دما برای آلیاژ Mg-6%Si از مدل شایل (رابطه ۱) استفاده شد [۲۴].

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_M - T}{T_M - T_l} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (1)$$

در این رابطه، f_s کسر جامد، T_M نقطه ذوب Mg₂Si (۱۰۸۵ °C)، T_l دمای لیکوئیدوس آلیاژ (۸۰۹ °C) و k ضریب توزیع تعادلی است که مقدار آن با توجه به دیاگرام فازی دوتایی Mg-Si (شکل ۱-ب) [۷] حدود ۰/۶۴۳ در نظر گرفته شد. با قرار دادن مقادیر مذکور در رابطه (۱) تغییرات کسر جامد با دمای ریخته‌گری به دست آمد (شکل ۱-ج).

دلیل حضور ذرات درشت و خشن Mg₂Si در ریزساختار و همچنین وجود عیوب ریخته‌گری مانند تخلخل زیاد از خواص مکانیکی مطلوبی برخوردار نیستند [۱، ۴]. جهت رفع این مشکل، روش‌های مختلفی مورد استفاده قرار گرفته است. در بیشتر تحقیقات، از روش‌های شیمیایی (اضافه کردن بهسازهایی مانند آنتیموان [۶]، بیسموت [۷] و مس [۸] به مذاب) و روش‌های حرارتی [۹] برای اصلاح ریزساختار استفاده شده است.

در سال‌های اخیر از روش‌های تغییرشکل پلاستیک شدید مانند پرس در کانال‌های زاویه‌دار همسان^۱ [۱۰] و فرایندهای اصطکاکی-اغتشاشی^۲ [۱۱] نیز جهت اصلاح شکل ذرات Mg₂Si در کامپوزیت درجای Mg/Mg₂Si استفاده شده است. روش‌های مذکور هر چند در مقایسه با دو روش قبلی امکان حصول خواص مکانیکی بالاتری را فراهم می‌کنند ولی نیازمند انجام فرایند ثانویه روی کامپوزیت تولیدی می‌باشند. در صورتی که همانند روش‌های شیمیایی و حرارتی بتوان با انجام فرایندی، شکل ذرات Mg₂Si اولیه را در مرحله انجماد اصلاح کرد امکان بیشتری جهت استفاده صنعتی از آن فراهم می‌شود. به این منظور، در تحقیق پیشرو از فرایند ریخته‌گری نیمه‌جامد جهت اصلاح مورفولوژی ذرات Mg₂Si اولیه استفاده شد.

روش‌های ریخته‌گری (و شکل‌دهی) در حالت نیمه‌جامد در اوایل دهه ۱۹۷۰ میلادی ابداع شده‌اند [۱۲]. در این فرایندها، انجام عملیات خاصی روی مذاب در حین انجماد سبب می‌شود ذرات جامد اولیه بر خلاف مورفولوژی دندریتی معمول به صورت غیردندریتی (و ترجیحاً) کروی منجمد شوند. به عبارت دیگر در این دسته از فرایندها، هدف ایجاد مخلوطی از مذاب و جامد قبل از ریخته‌گری است که در آن ذرات جامد به صورت غیردندریتی حضور داشته باشند [۱۲-۱۵].

روش‌های مختلفی برای رسیدن به ریزساختار غیردندریتی وجود دارد که می‌توان آنها را در دو دسته کلی ۱- روش‌های مبتنی بر اعمال تنش بر مذاب در حین انجماد و ۲- روش‌های مبتنی بر ایجاد شرایط جوانه‌زنی شدید در لحظات شروع انجماد تقسیم‌بندی کرد [۱۶، ۱۷]. روش‌هایی مانند همزدن مکانیکی مذاب [۱۲، ۱۴] و اعمال امواج فراصوت [۱۸] در دسته اول و روش‌های سطح شیب‌دار [۱۹]، دمش گاز^۳ [۲۰] و استفاده از میله چرخان سرد^۴ [۲۱] در گروه دوم قرار می‌گیرند.

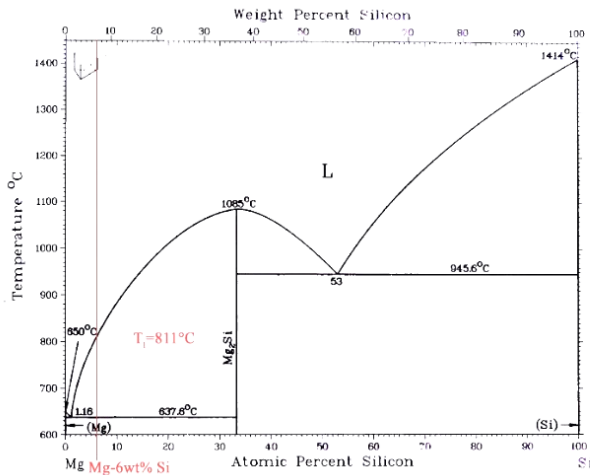
اصلاح مورفولوژی ذرات سیلیسیم اولیه در آلیاژهای هایپرپروتکتیک Al-Si با روش ریخته‌گری نیمه‌جامد موضوع چند تحقیق در سال‌های اخیر بوده است [۲۲، ۲۳]. به نظر می‌رسد از

³ Gas Induced Semi-Solid (GISS)

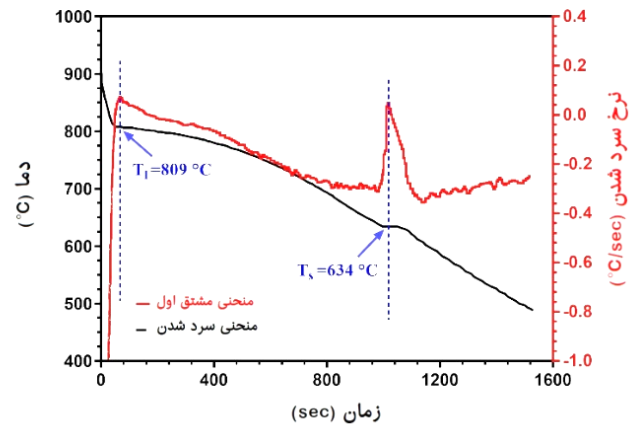
⁴ Semi-Solid Rheocasting (SSR)

¹ Equal Channel Angular Press (ECAP)

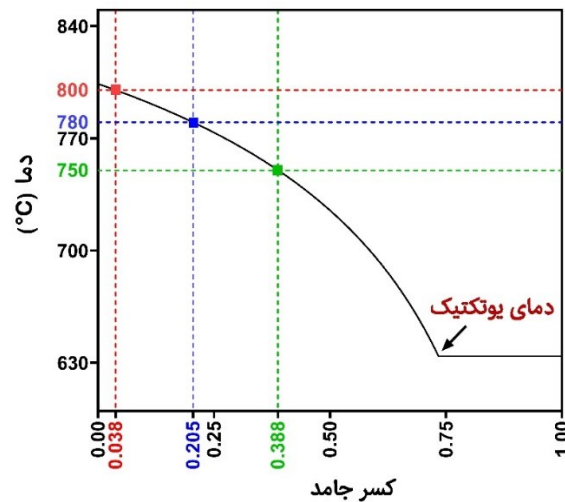
² Friction Stir Processing (FSP)



(ب)



(الف)



(ج)

شکل ۱- (الف) منحنی سرد شدن آلیاژ Mg-6%Si، (ب) دیاگرام فازی دوتایی Mg-Si [۷] و (ج) تغییرات کسر جامد با دما برای آلیاژ مذکور بر اساس مدل شایل.

در سه آزمایش مذکور، دماهای ریخته‌گری، 800°C ($T_1-9^\circ\text{C}$)، 780°C ($T_1-29^\circ\text{C}$) و 750°C ($T_1-59^\circ\text{C}$) بود که با توجه به شکل (۱-ج)، این سه دما به ترتیب متناظر با کسرهای جامد حدود $0/04$ ، $0/2$ و $0/39$ هستند. سرعت سرد شدن مذاب در این سه آزمایش در محدوده دمایی انجماد حدود $0/08^\circ\text{C}/\text{min}$ محاسبه شد.

پس از انجام فرایند ریخته‌گری، منطقه مشابهی از تمامی نمونه‌ها (در مرکز و نیمه ارتفاع) جهت مطالعات بعدی بریده شد. فرایند آماده‌سازی نمونه‌ها به منظور متالوگرافی به روش معمول و استاندارد انجام پذیرفت و جهت آشکار نمودن ریزساختار نمونه‌ها از محلول اچ شامل 10 ml آب مقطر، 60 ml پیکرال و 5 cc اسید نیتریک استفاده شد. جهت مطالعه ریزساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز EDS بهره گرفته شد.

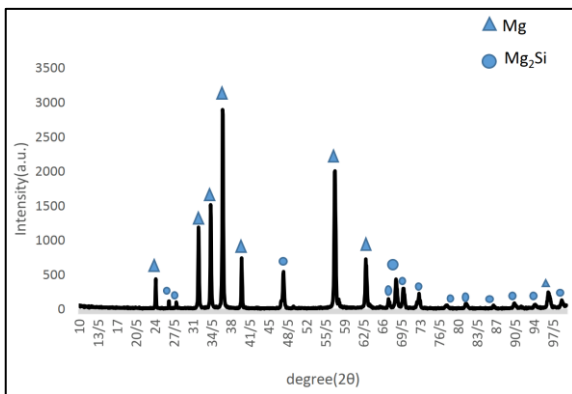
ابعاد متوسط ذرات Mg_2Si اولیه و درصد حجمی این ذرات در ساختار با استفاده از نرم‌افزار ImageJ اندازه‌گیری شد. لازم به

برای بررسی تاثیر دمای ریخته‌گری، در هر آزمایش حدود 1300°C گرم از آلیاژ در کوره مقاومتی که دمای آن در 900°C تنظیم شده بود، تحت اتمسفر آرگون مجدداً ذوب شد. بوته فولادی استفاده شده استوانه‌ای شکل با ارتفاع و قطر داخلی 120 و قطر خارجی 140 mm بود. در آزمایش اول، پس از ذوب آلیاژ، کوره خاموش شد و با رسیدن دمای مذاب به 820°C ($T_1+11^\circ\text{C}$) ریخته‌گری به داخل قالب فولادی استوانه‌ای شکل با ارتفاع 120 ، قطر داخلی 80 و قطر خارجی 100 mm انجام شد. بوته فولادی مجهز به سیستم کف‌ریز بود و به محض رسیدن دمای مذاب به دمای موردنظر، با برداشتن استاپر تعبیه شده در کف بوته، ریخته‌گری انجام می‌شد. در آزمایش‌های دوم تا چهارم، با سرد شدن مذاب و رسیدن دمای آن به 820°C ، هم‌زن پره‌دار فولادی استوانه‌ای شکل به قطر 50 میلی‌متر و سرعت چرخش 600 rpm وارد مذاب شد و عملیات سرد شدن و هم‌زدن مذاب تا رسیدن به دمای ریخته‌گری موردنظر در ناحیه نیمه‌جامد ادامه می‌یافت و نهایتاً ریخته‌گری مشابه روندی که در بالا ذکر شد انجام گرفت.

چگالی سه نمونه از هر قطعه ریخته‌گری شده در دمای مشخص به طور مجزا اندازه‌گیری و سپس میانگین آنها گزارش شد.

۳- نتایج و بحث

شکل (۲) الگوی XRD نمونه ریخته‌گری شده در دمای ۷۶۰ °C را نشان می‌دهد. مطابق انتظار دو فاز Mg و Mg₂Si در این الگوی پراش قابل مشاهده هستند. همچنین شکل (۳) ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. در شرایط تعادلی برای آلیاژ Mg-6wt% Si، در حد فاصل دمای لیکوئیدوس و دمای یوتکتیک، ذرات پرویوتکتیک (Mg₂Si)_p منجمد می‌شوند و با رسیدن به دمای یوتکتیک، مذاب باقیمانده قبل از یوتکتیک به مخلوطی شامل α(Mg) و (Mg₂Si)_E تبدیل خواهد شد. به عبارت دیگر، در شرایط انجماد تعادلی، ریزساختار آلیاژ مذکور شامل ذرات اولیه Mg₂Si و مخلوط یوتکتیک خواهد بود. اما بررسی ریزساختار نمونه‌ها نشان می‌دهد که غیر از این دو جزء، فاز α اولیه نیز در ریزساختار قابل مشاهده است (مناطق روشن در اطراف ذرات اولیه Mg₂Si که در شکل (۳-ب) با فلش مشخص شده است). دلیل این تفاوت به غیرتعادلی بودن انجماد برمی‌گردد. در شرایط غیرتعادلی نیز مشابه حالت تعادلی، شروع انجماد با تشکیل ذرات اولیه Mg₂Si است. با توجه به جرم مولی منیزیم (۲۴/۳) و جرم مولی سیلیسیم (۲۸/۱)، می‌توان محاسبه کرد که درصد وزنی سیلیسیم در ترکیب Mg₂Si حدود ۶۴ درصد است. با مقایسه عدد به دست آمده با ترکیب آلیاژ می‌توان نتیجه گرفت که با تشکیل ذرات Mg₂Si اولیه، درصد عنصر سیلیسیم در مذاب اطراف آن کاهش می‌یابد که این مساله منجر به تشکیل فاز غنی از منیزیم (محلول جامد α) به صورت هاله‌ای دور ذرات Mg₂Si خواهد شد [۲۷]. در نهایت با رسیدن دمای مذاب به دمای یوتکتیک، مذاب باقیمانده به مخلوط یوتکتیک منجمد می‌شود.



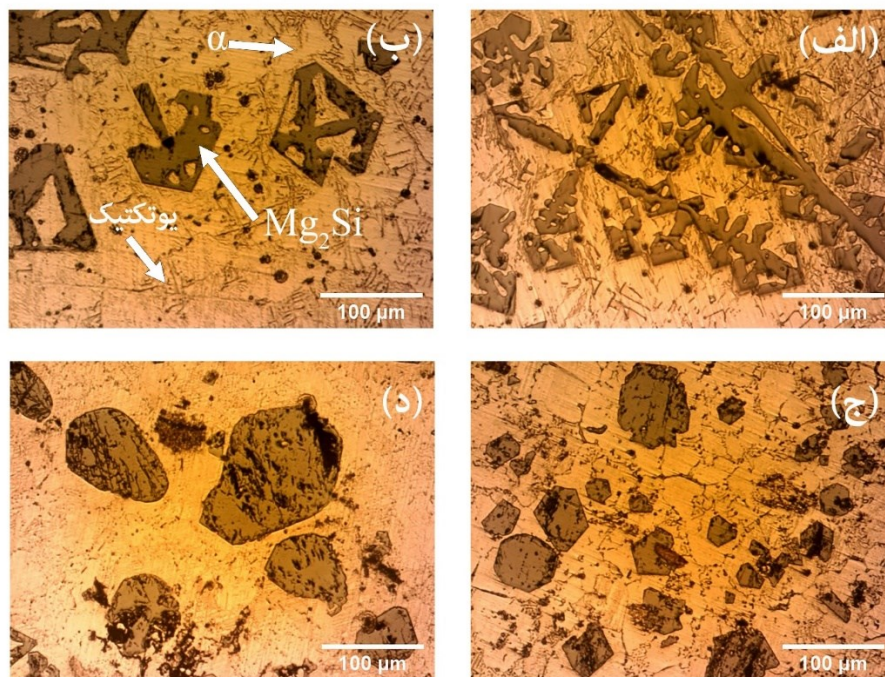
شکل ۲- الگوی پراش پرتوی ایکس آلیاژ Mg-6%Si.

ذکر است که در این تحقیق، طول بزرگترین بعد هر ذره اولیه [۲۵] به عنوان طول آن ذره در نظر گرفته شد و اعداد گزارش شده برای ابعاد ذرات، مقدار متوسط برای حداقل ۴۰ ذره مختلف است. شناسایی فازهای موجود در آلیاژ توسط دستگاه پراش پرتوی ایکس (XRD) با منبع لامپ آند مسی Cu Kα با طول موج $\lambda=1.5406\text{\AA}$ انجام شد. نرخ روبش ۴ °/min و اندازه گام روبش ۰/۰۲ درجه انتخاب شد. نمونه‌های مربوط به آزمون کشش به صورت استوانه‌ای شکل به قطر ۴ mm، طول کلی ۴۰/۳ mm و طول گیج ۱۶/۲ mm بر اساس استاندارد ASTM E8-04 آماده شد. آزمون کشش تک‌محوره در دمای محیط و نرخ کرنش 0.01 s^{-1} انجام شد. مقدار ازدیاد طول نمونه‌ها با اندازه‌گیری طول گیج، قبل و بعد از آزمون کشش انجام شد. برای هر کدام از دماهای ریخته‌گری، آزمون کشش دو بار تکرار شد تا از تکرارپذیری نتایج آزمون اطمینان حاصل شود.

برای انجام آزمون سختی‌سنجی ماکرو از دستگاه سختی‌سنجی برینل استفاده شد. آزمون تحت بار ۳۱/۲۵ kg با فرورونده فولادی به قطر ۲/۵ mm انجام پذیرفت. به منظور بررسی خواص سایشی، آزمون پین روی دیسک استفاده شد. پین مورد استفاده در آزمون از جنس نمونه‌های ریخته‌گری شده با قطر ۴/۹ mm و طول ۱۲ mm و دیسک متحرک از جنس فولاد بلبرینگ با سختی RC ۶۳ و قطر ۷۰ mm و ضخامت ۵ mm انتخاب شد. سایش در محیطی فاقد روانکار و در سرعت ۳۰ rpm، تحت بار ۳۵ N، شعاع ۱۵ mm و مسافت ۲۰۰ m انجام شد. میزان سایش با اندازه‌گیری وزن نمونه‌ها با دقت ۰/۱ میلی‌گرم قبل و بعد از آزمون سایش تعیین شد. نرخ سایش با استفاده از کاهش وزن نمونه و مسافت سایش محاسبه شد. همچنین ضریب اصطکاک از داده‌های خروجی دستگاه سایش استخراج و با استفاده از آن مقدار متوسط ضریب اصطکاک برای هر نمونه برآورد شد. سطح نمونه‌های تحت سایش نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. چگالی ظاهری نمونه‌ها، طبق استاندارد ASTM B311-13 و با استفاده از روش ارشمیدس تعیین شد. پس از اندازه‌گیری وزن نمونه در هوا (وزن خشک W_d) و وزن نمونه در حالت غوطه‌وری در آب مقطر (وزن تر W_w)، چگالی ظاهری نمونه‌ها توسط رابطه (۲) تعیین شد [۲۶]:

$$\rho_s = \frac{W_d}{W_d - W_w} \times \rho_f \quad (2)$$

در معادله فوق، ρ_s چگالی ظاهری و ρ_f چگالی آب مقطر (gr/cm^3) ۰/۹۹۷۳ است. لازم به ذکر است که جهت دستیابی به دقت بالا،

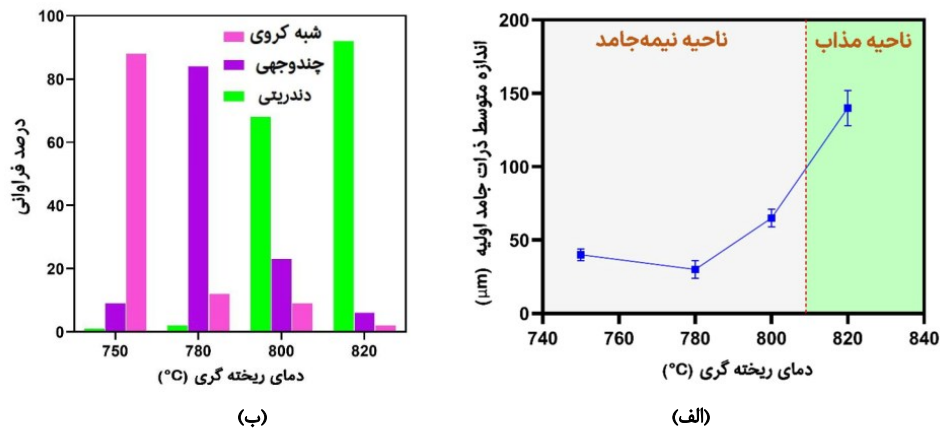


شکل ۳- ریزساختار کامپوزیت Mg/Mg₂Si در دماهای مختلف ریخته‌گری: (الف) ۸۲۰، (ب) ۸۰۰، (ج) ۷۸۰ و (د) ۷۵۰ °C.

دمای ریخته‌گری به ۸۰۰ و ۷۸۰ °C ابعاد متوسط ذرات اولیه کاهش یافته و به حداقل مقدار حدود ۳۰ μm می‌رسد. اما کاهش بیشتر دمای ریخته‌گری به ۷۵۰ °C سبب درشت‌تر شدن ابعاد ذرات اولیه می‌شود. کاهش دمای ریخته‌گری از یک طرف به معنای زمان هم‌زدن بیشتر در ناحیه نیمه‌جامد و طولانی‌تر شدن زمان اعمال تنش بر مذاب (و در نتیجه افزایش فرایندهای شکسته شدن ذرات [۲۸]) و از طرف دیگر به معنای افزایش درصد جامد (و در نتیجه افزایش ابعاد متوسط ذرات جامد اولیه) است. به نظر می‌رسد تاثیر معکوس این دو پارامتر عامل ایجاد تغییرات نشان داده شده در شکل (۴-الف) بوده است. به عبارت دیگر، در مراحل اولیه انجماد تاثیر پارامتر اول (شکسته شدن ذرات در اثر اعمال تنش) بر پارامتر دوم (درشت شدن ذرات در اثر افزایش کسر جامد) غالب بوده و به همین دلیل کاهش دمای ریخته‌گری تا ۷۸۰ °C سبب ریزتر شدن ابعاد ذرات Mg₂Si شده است. با رسیدن ابعاد ذرات به ۳۰ μm، تاثیر تنش اعمالی بر شکسته شدن ذرات کاهش می‌یابد چرا که ذرات ریزتر برای شکسته شدن بیشتر نیاز به تنش بیشتری دارند [۲۹]. اما از طرف دیگر با کاهش بیشتر دمای ریخته‌گری، درصد جامد کم‌کم در حال افزایش است و این عامل سبب افزایش مجدد ابعاد ذرات خواهد شد. به عبارت دیگر در دماهای بالاتر از ۷۸۰ °C نقش تنش برشی اعمالی بر شکسته شدن ذرات و در دماهای پایین‌تر، نقش افزایش درصد جامد بر درشت شدن ذرات، پررنگ‌تر است.

در ریزساختار نمونه ریخته‌گری شده در دمای ۸۲۰ °C (شکل ۳-الف) تمامی ذرات اولیه ساختار دندریتی مسطح درشتی دارند که ابعاد متوسط این ذرات حدود ۱۵۰ μm است. تصاویر (۳-ب) تا (۳-د) ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای ۸۰۰، ۷۸۰ و ۷۵۰ °C را نشان می‌دهد. تمامی این دماها بر خلاف دمای ۸۲۰ °C در منطقه نیمه‌جامد و به ترتیب مربوط به کسرهای جامد ۰/۰۴، ۰/۲ و ۰/۳۹ می‌باشند. مقایسه این تصاویر با تصویر مربوط به نمونه ریخته‌گری شده در دمای ۸۲۰ °C نشان می‌دهد که با کاهش دمای ریخته‌گری در منطقه نیمه‌جامد، ابعاد ذرات Mg₂Si اولیه به مقدار قابل توجهی کاهش یافته است. هم‌زدن مذاب در ناحیه نیمه‌جامد از طریق اعمال تنش بر ذرات ترد Mg₂Si سبب شکسته شدن و کاهش ابعاد آنها شده است. ضمن اینکه با کاهش دما، مورفولوژی ذرات اولیه نیز تغییر یافته است. به طور کلی سه نوع مورفولوژی برای ذرات در ریزساختار نمونه‌ها قابل شناسایی است. مورفولوژی دندریتی، چندوجهی و کروی (بیضوی). همان‌طور که اشاره شد مورفولوژی تمامی ذرات در نمونه مربوط به دمای ۸۲۰ °C به صورت دندریتی است. ولی با کاهش دما، مورفولوژی ذرات به تدریج به حالت چندوجهی و نهایتاً کروی تبدیل می‌شود به گونه‌ای که در دمای ۷۵۰ °C اکثر ذرات شکل کروی (بیضوی) دارند.

شکل (۴-الف) تغییرات متوسط طول بزرگترین بعد ذرات Mg₂Si اولیه را با دمای ریخته‌گری نشان می‌دهد. زمانی که ریخته‌گری در حالت مذاب انجام می‌شود، ذرات Mg₂Si بزرگترین ابعاد (حدود ۱۵۰ μm) را در مقایسه با بقیه نمونه‌ها دارند و با کاهش



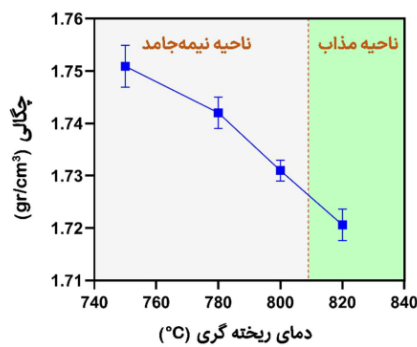
شکل ۴- تاثیر دمای ریخته‌گری بر (الف) اندازه متوسط ذرات اولیه و (ب) درصد فراوانی مورفولوژی مختلف ذرات Mg₂Si.

می‌رسد دلیل این افزایش، ناشی از طولانی‌تر شدن زمان انجام قبل از ریخته‌گری با کاهش دمای ریخته‌گری است. در نتیجه ذرات زمان بیشتری را برای رشد در اختیار داشته‌اند. در نقطه مقابل زمان انجام یوتکتیک که بعد از ریخته‌گری است کاهش می‌یابد که سبب کاهش درصد یوتکتیک در ساختار می‌شود.

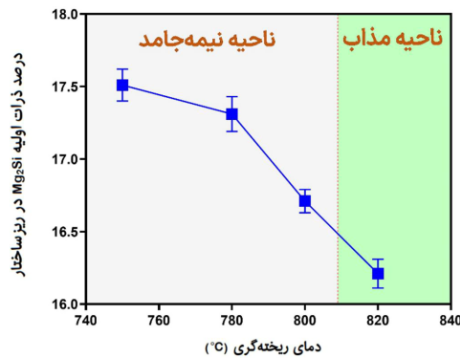
تاثیر دمای ریخته‌گری بر چگالی کامپوزیت‌های تولیدی در شکل (۵-ب) نشان داده شده است. چگالی تئوری آلیاژ Mg-6%Si با استفاده از قانون مخلوط‌ها حدود $1/77 \text{ g/cm}^3$ محاسبه شد. اما به دلیل وجود عیوب ریخته‌گری مانند معایب گازی و انقباضی، چگالی نمونه‌های ریخته‌گری شده از چگالی تئوری کمتر است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، افزایش درصد جامد قبل از ریخته‌گری (کاهش دمای ریخته‌گری) سبب افزایش چگالی آلیاژ شده در حالت مذاب $1/72.06 \text{ gr/cm}^3$ به دست آمد و با کاهش دمای ریخته‌گری به 750°C (معادل با کسر جامد ۰/۴۹)، چگالی با حدود ۱/۸ درصد افزایش به $1/75.09 \text{ gr/cm}^3$ رسیده است. به نظر می‌رسد که عامل اصلی این افزایش چگالی، کاهش عیوب انقباضی در اثر انجام فرایند نیمه‌جامد است. در ریخته‌گری نیمه‌جامد بخشی از انجام در داخل بوته و قبل از ریختن مذاب به داخل قالب انجام می‌شود و به همین دلیل کاهش حجم ناشی از انجام در این مرحله به راحتی توسط حرکت مذاب و جامد جبران می‌شود [۱۳، ۱۴، ۲۹]. در مرحله انجام در داخل قالب نیز حضور ذرات غیردندیریتی (چند وجهی و یا کروی) شرایط مناسب‌تری را برای حرکت مذاب در فضای بین ذرات جامد جهت تغذیه‌گذاری فراهم می‌کند. ضمن آنکه ویسکوزیته بالاتر مخلوط مذاب/جامد در موقع وارد شدن به داخل قالب، معایب مرتبط با تلاطم سطحی مذاب را کاهش می‌دهد [۱۸].

شکل (۴-ب) نمودار فراوانی درصد مورفولوژی‌های مختلف برای ذرات Mg₂Si اولیه را بر حسب دمای ریخته‌گری نشان می‌دهد. همان‌طور که بررسی شکل نشان می‌دهد برای حالتی که ریخته‌گری از حالت مذاب انجام شود اغلب ذرات مورفولوژی دندیریتی داشته و به صورت حروف چینی خشن هستند. با کاهش دمای ریخته‌گری به 800°C ، درصد ذرات با مورفولوژی دندیریتی از حدود ۹۵ درصد به ۷۰ درصد کاهش می‌یابد و مابقی ذرات مورفولوژی چند وجهی و گل‌برگی شکل دارند. در این دما کماکان بیشتر ذرات دندیریتی هستند اما ابعاد آنها کمی کاهش یافته است. کاهش بیشتر دمای ریخته‌گری به 780°C ، سبب حذف ذرات دندیریتی، افزایش درصد ذرات با مورفولوژی چندوجهی به ۸۵ درصد و شروع تشکیل ذرات کروی در ریزساختار شده است که این ذرات تقریباً مورفولوژی حدود ۱۵ درصد ذرات را به خود اختصاص داده است. در پایین‌ترین دمای ریخته‌گری استفاده شده در این تحقیق (یعنی 750°C)، بیشتر ذرات (حدود ۹۰ درصد) مورفولوژی کروی و بقیه مورفولوژی چندوجهی دارند. مقایسه دو نمودار شکل (۴) نشان می‌دهد بیشترین تاثیر همزدن بر شکسته‌شدن ذرات و کاهش ابعاد آنها مربوط به حالتی است که ذرات با مورفولوژی دندیریتی در ساختار وجود دارند (دمای 800°C). در دماهای 780°C و 750°C که مورفولوژی دندیریتی کاملاً از بین رفته است اعمال تنش در زمان طولانی‌تر نتوانسته است سبب ریزتر شدن ابعاد ذرات اولیه شود.

شکل (۵-الف) تغییرات درصد ذرات Mg₂Si در ریزساختار را بر حسب دمای ریخته‌گری نشان می‌دهد. با کاهش دما، افزایش نسبی در درصد ذرات در ریزساختار قابل مشاهده است، به طوری که با کاهش دمای ریخته‌گری از 820°C به 750°C ، درصد این ذرات از حدود ۱۶ به ۱۷/۵ درصد افزایش یافته است. به نظر

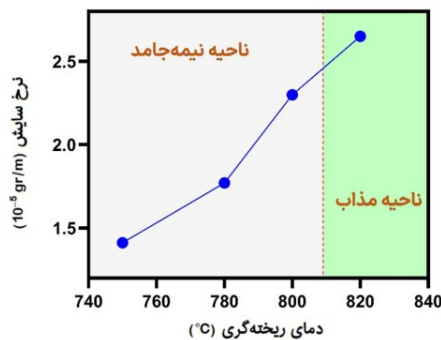


(ب)

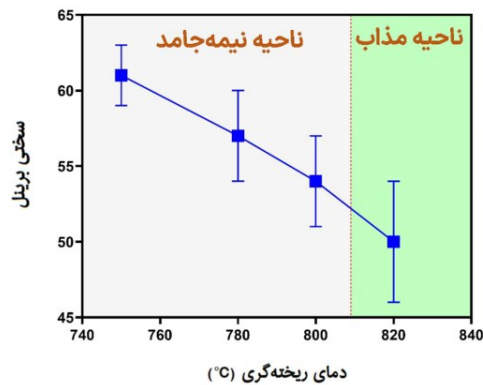


(الف)

شکل ۵- تاثیر دمای ریخته‌گری بر (الف) درصد ذرات اولیه Mg₂Si در ریزساختار و (ب) چگالی کامپوزیت تولیدی.



(ب)



(الف)

شکل ۶- تاثیر دمای ریخته‌گری بر (الف) سختی برینل و (ب) نرخ سایش کامپوزیت در جای Mg/Mg₂Si.

و تغییر مورفولوژی آنها از حالت دندردیتی به حالت کروی، استحکام اتصال فصل مشترک بین ذرات اولیه Mg₂Si و منیزیم را افزایش می‌دهد، ۲- حضور نسبتاً بیشتر ذرات سخت Mg₂Si در ریزساختار در دماهای ریخته‌گری پایین‌تر (شکل) نیز سبب بهبود بیشتر مقاومت به سایش خواهد شد. ۳- افزایش چگالی و کاهش تخلخل با افزایش کسر جامد نیز عامل مهم دیگری در بهبود مقاومت به سایش با کاهش دمای ریخته‌گری است.

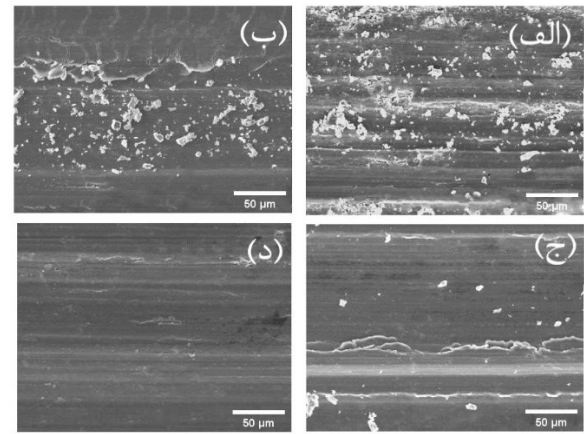
شکل (۷) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح تحت آزمون سایش نمونه‌های کامپوزیتی را برای دماهای مختلف ریخته‌گری نشان می‌دهد. شکل (۷-الف) مربوط به بالاترین دمای ریخته‌گری است که بررسی آن حضور مقدار زیادی از ذرات شکسته شده Mg₂Si را در سطح سایش نشان می‌دهد. هنگام لغزش، ذرات دندردیتی درشت و خشن Mg₂Si می‌شکنند و از زمینه کامپوزیت کنده می‌شوند. این ذرات خردشده بین سطح کامپوزیت و سطح مقابل حبس شده و با فعال کردن مکانیزم سایش سه جسمی باعث تشدید تخریب سطح و افزایش نرخ سایش می‌شوند. در نتیجه، شیارهای عمیق و پهن روی سطح کامپوزیت به وجود می‌آوردند ضمن آنکه شکسته شدن ذرات Mg₂Si با اعمال تنش به سطح سایش سبب پوسته پوسته شدن

تاثیر دمای ریخته‌گری بر سختی کامپوزیت ریختگی Mg-Mg₂Si در شکل (۶-الف) نشان داده شده است. با کاهش دمای ریخته‌گری، سختی نمونه‌ها روند افزایشی داشته است که احتمالاً ناشی از توزیع یکنواخت‌تر ذرات اولیه Mg₂Si در ریزساختار و همچنین افزایش نسبی درصد این ذرات با کاهش دمای ریخته‌گری است. ضمن آنکه کاهش تخلخل و افزایش چگالی نمونه‌ها با کاهش دما و افزایش کسر جامد (شکل ۵-ب) عامل مهم دیگری است که در این افزایش سختی نقش ایفا می‌کند. شکل (۶-ب) تاثیر دمای ریخته‌گری را بر نرخ سایش نمونه‌های مختلف تحت شرایط سایشی یکسان نشان می‌دهد. بر اساس این شکل، با پایین آوردن دمای ریخته‌گری، نرخ سایش از ۱/۴۱×۱۰^{-۵} برای دمای ریخته‌گری ۸۲۰ °C به ۲/۶۵×۱۰^{-۵} برای دمای ریخته‌گری ۷۵۰ °C کاهش یافته است. روند فوق مشابه روند تغییرات سختی با دمای ریخته‌گری است که با رابطه آرچارد مطابقت دارد. بر اساس این رابطه، نرخ سایش با سختی رابطه معکوس دارد [۳۰]. گزارش شده است که مشخصات ساختاری (ابعاد و مورفولوژی) ذرات سخت نقش مهمی در رفتار سایشی کامپوزیت‌ها دارد [۳۱]. بر این اساس، کاهش نرخ سایش را می‌توان به عوامل زیر نسبت داد: ۱- ریز شدن ذرات اولیه Mg₂Si

می‌بخشند. صافی بیشتر سطح سایش بیانگر مقاومت به سایش بالاتر کامپوزیت است.

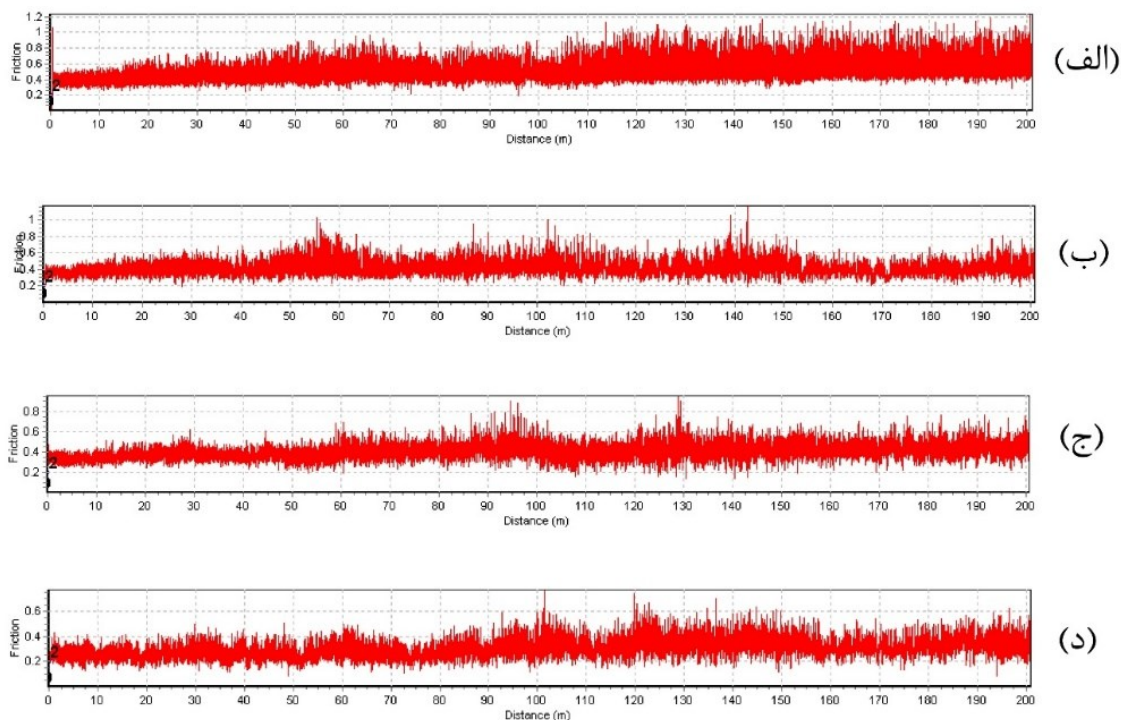
نکته‌ای که در رابطه با نتایج مربوط به سختی، استحکام و نرخ سایش در رابطه با نمونه‌های ریخته‌گری شده قابل ذکر است آن است که درشت شدن ذرات با کاهش دمای ریخته‌گری برای نمونه ریخته‌گری شده در دمای $750^{\circ}C$ علیرغم آنکه بر روی استحکام و درصد ازدیاد طول تاثیر منفی داشته اما سبب افزایش نرخ سایش و کاهش سختی نشده است. بر این اساس می‌توان نتیجه گرفت که در رابطه با سختی و سایش، ابعاد ذرات کمتر تاثیرگذار بوده و پارامترهای دیگری مانند مورفولوژی ذرات و تخلخل تاثیر بیشتری را بر رفتار سایشی داشته باشد. به ویژه در رابطه با نرخ سایش کامپوزیت‌های آلومینیومی تقویت شده با ذرات Mg_2Si نتایج تحقیقات قبلی نشان داده است که تغییر مورفولوژی ذرات ثانویه از حالت نامنظم به منظم نقش موثرتری در مقایسه با ابعاد ذرات بر میزان مقاومت به سایش دارد [۳۴]. شکل (۸) تغییرات ضریب اصطکاک در طول مسافت لغزش را برای نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای مختلف نشان می‌دهد. بر اساس این نمودارها، مقدار متوسط ضریب اصطکاک برای نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای $750^{\circ}C$ ، $800^{\circ}C$ و $820^{\circ}C$ به ترتیب $0/488$ ، $0/411$ و $0/399$ و $0/299$ محاسبه شد که نشان می‌دهد که با افزایش کسر جامد (کاهش دمای ریخته‌گری)، تغییرات ضریب اصطکاک متوسط رفتار مشابهی با تغییرات نرخ سایش دارد. این امر حاکی از آن است که ریز شدن و اصلاح مورفولوژی ذرات Mg_2Si ، اثر مثبتی بر مقاومت سایشی کامپوزیت تولیدی دارد.

نمودارهای تنش-کرنش مهندسی مربوط به نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای مختلف در شکل (۹-الف) نشان داده شده است. مقادیر مربوط به استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول هر نمونه از روی نمودار کششی مربوطه استخراج شد که نتایج آن در شکل (۹-ب) آورده شده است. در میان ۴ نمونه کامپوزیتی، نمونه ریخته‌گری شده در حالت مذاب کمترین میزان استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول را دارا است. در این نمونه ذرات Mg_2Si اولیه به شکل دندریته‌های درشت و خشن با مناطق نوک‌تیز زیاد بوده که تمرکز تنش در این مناطق سبب کاهش قابل توجه خواص مکانیکی کامپوزیت ریخته‌گری شده است. در عین حال، این نمونه در مقایسه با ۳ نمونه دیگر، از کمترین چگالی (بالاترین میزان تخلخل) برخوردار است که این عامل نیز می‌تواند دلیل دیگری بر خواص کششی ضعیف نمونه مذکور باشد. هم‌زدن مذاب در حین انجماد همانطور که اشاره شد سبب تغییر مورفولوژی ذرات

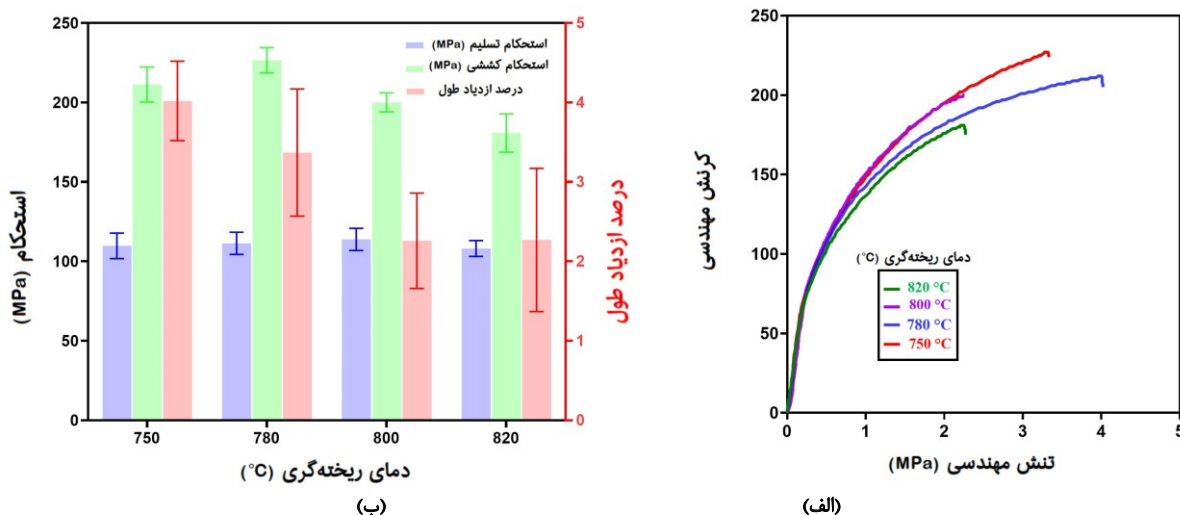


شکل ۷- تصاویر SEM از سطح کامپوزیت بعد از سایش. دماهای ریخته‌گری: (الف) $820^{\circ}C$ ، (ب) $800^{\circ}C$ ، (ج) $780^{\circ}C$ و (د) $750^{\circ}C$.

سطح می‌شود. به بیان دیگر، به دلیل وجود تنش تماسی شدید در نوک ذرات نامنظم دندریتی و درشت Mg_2Si ، این ذرات مستعد به ترک خوردن در فصل مشترک‌شان هستند [۳۲، ۳۳]. هنگام لغزش، جوانه‌زنی ترک بیشتر در ذرات سخت فاز ثانویه رخ می‌دهد. این ترک‌ها تمایل دارند روی سطح سایش رشد کنند، و در نهایت به پوسته‌پوسته شدن سطح منجر می‌شوند. این مساله نشان می‌دهد که ترکیبی از سایش خراشان و سایش ورقه‌ای در این نمونه رخ داده است. در نمونه ریخته‌گری شده در دمای $800^{\circ}C$ (شکل ۷-ب)، نیز هر دو مکانیزم سایش خراشان و سایش ورقه‌ای قابل مشاهده است. با این حال مقدار کمتری از ذرات شکسته شده در سطح سایش مشاهده می‌شود. به دلیل کوچکترین بودن ابعاد ذرات Mg_2Si برای نمونه ریخته‌گری شده در این دما در مقایسه با دمای $820^{\circ}C$ ، تمایل این ذرات برای کنده شدن از سطح سایش کمتر است و به همین دلیل، سایش سه جسمی کمتر اتفاق می‌افتد. سطح سایش برای نمونه ریخته‌گری شده در دمای $780^{\circ}C$ (شکل ۷-ج) شیارها کم‌عمق‌تر شده و ذرات کمتری در سطح سایش مشاهده می‌شوند. همانطور که در شکل (۳-ج) قبلاً مشاهده شد، در این دمای ریخته‌گری، ذرات Mg_2Si مورفولوژی منظمی پیدا کرده‌اند. در اثر این تغییر مورفولوژی، تمرکز تنش به طور چشم‌گیری کاهش می‌یابد. کنده شدن ذرات منظم Mg_2Si از زمینه دشوارتر شده و در نتیجه، شکستگی در زمینه کمتر اتفاق می‌افتد. به همین دلیل شیارها عمق کمتری دارند. با کاهش دمای ریخته‌گری به $750^{\circ}C$ (شکل ۷-د)، سطح سایش کامپوزیت ظاهری به نسبت صاف دارد و فقط شیارهایی با عمق و پهنای کم در اثر سایش یکنواخت، مشاهده می‌شوند. بنابراین، سایش فقط از طریق خراشان انجام می‌شود. ذرات Mg_2Si کروی (شکل) تمرکز تنش کمتری ایجاد می‌کنند و پیوستگی زمینه را بهبود



شکل ۸- تغییرات ضریب اصطکاک در طول مسافت لغزش برای نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای (الف) ۸۲۰، (ب) ۸۰۰، (ج) ۷۸۰ و (د) ۷۵۰ °C.



شکل ۹- (الف) منحنی تنش- کرنش مهندسی آلیاژ Mg-6%Si برای دماهای مختلف ریخته‌گری و (ب) تاثیر دمای ریخته‌گری بر مقادیر استحکام کششی، استحکام تسلیم و درصد ازدیاد طول کامپوزیت تولیدی.

باقیمانده در فصل مشترک ذرات Mg_2Si و زمینه منیزیم ایجاد می‌شود. این کرنش پلاستیکی باقیمانده سبب ایجاد نابجایی‌های در فصل مشترک ذرات با زمینه خواهد شد تا این عدم تطابق حرارتی را جبران کند [۳۶]. تعداد بیشتر ذرات Mg_2Si به معنای لزوم تشکیل بیشتر این نابجایی‌های عدم تطابق در فصل مشترک است چکالی بالاتر نابجایی‌ها خود سبب افزایش استحکام کامپوزیت درجا خواهد شد. به همین دلیل همانطور که در شکل (۹-ب) مشخص است با کاهش دمای ریخته‌گری به ۸۰۰ °C و ۷۸۰ °C بهبود خواص کششی کامپوزیت مشاهده می‌شود به گونه‌ای که درصد ازدیاد طول، استحکام کششی و استحکام تسلیم در

از حالت دندریتی به حالت چند وجهی خواهد شد و با این تغییر مورفولوژی مراکز تمرکز تنش به طور قابل توجهی کاهش می‌یابد [۳۵]. همچنین، کاهش دمای ریخته‌گری سبب کاهش عیوب انقباضی و در نتیجه کاهش تخلخل و افزایش نسبی چگالی نمونه‌ها می‌شود. عامل سومی که می‌تواند بر رفتار کششی کامپوزیت تولیدی تاثیرگذار باشد درصد ذرات اولیه Mg_2Si در ریزساختار است. با فرض یکسان بودن درصد حجمی ذرات Mg_2Si در تمام نمونه‌ها، ریزتر شدن این ذرات به معنای افزایش تعداد آنها در زمینه است و به دلیل تفاوت ضریب انبساط حرارتی این ذرات با زمینه منیزیمی، در موقع انجماد، کرنش پلاستیکی

کششی کامپوزیت از حدود ۱۸۰ MPa برای نمونه ریخته‌گری شده در حالت مذاب با افزایش ۲۵ درصدی به ۲۳۰ MPa برای نمونه ریخته‌گری شده در کسر جامد ۰/۲ افزایش یافت. ضمن آنکه درصد ازدیاد طول از ۲/۳ درصد برای نمونه ریخته‌گری شده در حالت مذاب به ۴ درصد (حدود ۴۸ درصد افزایش) برای نمونه ریخته‌گری شده در کسر جامد ۰/۳۸ افزایش یافت.

۵- افزایش کسر جامد سبب کاهش نرخ سایش، کاهش ضریب اصطکاک و افزایش سختی کامپوزیت تولیدی شد.

مراجع

- Mabuchi M., Kubota K., Higashi K., Tensile strength, ductility and fracture of magnesium-silicon alloys. *Journal of Materials Science*, 1996, 31(6) 1529-1535.
- Frommeyer G., Beer S., Oldenburg K., Microstructure and mechanical properties of mechanically alloyed intermetallic Mg, Si-Al alloys. *International Journal of Materials Research*, 1994. 85(5) 372-378.
- Zhang J., et al., Microstructural development of Al-15wt.% Mg₂Si in situ composite with mischmetal addition. *Materials Science and Engineering: A*, 2000. 281(1-2)104-112.
- Jiang Q., et al., Modification of Mg₂Si in Mg-Si alloys with yttrium. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 392(1-2) 130-135.
- Ajith K.K., et al., Microstructure and mechanical property correlation of Mg-Si alloys. *Silicon*, 2022, 14(15) 9499-9515.
- Wang H.Y., et al., The effect of Sb addition on microstructures and tensile properties of extruded Al-20Mg₂Si-4Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 657, 331-338.
- Guo E., Ma B., Wang L., Modification of Mg₂Si morphology in Mg-Si alloys with Bi. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 206(1-3) 161-166.
- Maleki M., Mirzadeh H., Emamy M., Improvement of mechanical properties of in situ Mg-Si composites via Cu addition and hot working, *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 905, 164176.
- Cao L.J., Tang C.C., Effects of isothermal process parameters on semisolid microstructure of Mg-8% Al-1% Si alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(10) 2364-2369.
- Gan W., et al., Microstructure and mechanical property of the ECAPed Mg₂Si/Mg composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 516(1-2) 283-289.
- Raeissi M., Nourbaksh S.H., Enhancement of the microstructure homogeneity and mechanical performance of the As-Cast Mg/Mg₂Si in-situ composite through friction stir processing. *Materials Research Express*, 2019, 6(10) 1065e7.
- Spencer D., Mehrabian R., Flemings M., Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1972, 3, 1925-1932.

نمونه ریخته‌گری شده در دمای °C ۷۸۰ به ترتیب افزایش ۴۸، ۲۵ و ۳ درصدی را نشان می‌دهد. مقایسه این اعداد نشان می‌دهد تغییر مورفولوژی ذرات شاخص انعطاف‌پذیری کامپوزیت (درصد ازدیاد طول) را در مقایسه با شاخص استحکام (استحکام کششی و تسلیم) بیشتر تحت تاثیر قرار داده است. در کامپوزیت ریخته‌گری شده در دمای °C ۷۸۰ همان‌طور که در شکل (۴-ب) مشاهده شد بیشتر ذرات شکل چندوجهی دارند اما با کاهش دمای ریخته‌گری به °C ۷۵۰، ذرات با مورفولوژی کروی غالب هستند. از آنجایی که ذرات کروی در مقایسه با ذرات چندوجهی شرایط تمرکز تنش کمتری ایجاد می‌کنند انتظار می‌رود که نمونه ریخته‌گری شده در دمای °C ۷۵۰ در مقایسه با سایر نمونه‌ها بیشترین درصد ازدیاد طول را داشته باشد که نتایج ارائه شده در شکل (۹-ب) این مطلب را تایید می‌کند. اما در عین حال کاهش دمای ریخته‌گری از ۷۸۰ به °C ۷۵۰ تاثیر منفی روی استحکام کششی و استحکام تسلیم داشته و سبب کاهش ۶ و ۱ درصدی این دو پارامتر شده است. افت خواص مکانیکی در اثر درشت شدن ذرات می‌تواند ناشی از این مطلب باشد که به طور کلی ذرات درشت‌تر Mg₂Si عیوب ساختاری بیشتری دارند و احتمالاً حضور این عیوب سبب کاهش خواص مکانیکی شده است [۳۷].

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق، تاثیر کسر جامد قبل از ریخته‌گری (زمان هم‌زدن در ناحیه نیمه‌جامد) بر ریزساختار و خواص مکانیکی و سایشی کامپوزیت درجای Mg/Mg₂Si مورد مطالعه قرار گرفت و نتایج زیر حاصل شد:

۱- زمان هم‌زدن در ناحیه نیمه‌جامد تاثیر قابل توجهی بر مورفولوژی ذرات اولیه Mg₂Si دارد و با طولانی‌تر کردن زمان هم‌زدن و کاهش دمای ریخته‌گری مورفولوژی ذرات به تدریج از حالت دندردیتی به چندوجهی و نهایتاً (شبه) کروی تغییر خواهد کرد.

۲- هم‌زدن در ناحیه نیمه‌جامد سبب ریزتر شدن قابل توجه ابعاد ذرات اولیه Mg₂Si می‌شود و ریزترین ابعاد ذرات در این تحقیق که مربوط به کسر جامد ۰/۲ بود حدود ۳۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد.

۳- در کسر جامدهای کمتر از ۰/۲ فرایند شکسته شدن ذرات و در کسر جامدهای بیشتر، درشت شدن ذرات در اثر افزایش درصد جامد پارامتر تعیین‌کننده در ابعاد ذرات جامد اولیه تشخیص داده شد.

۴- افزایش کسر جامد سبب بهبود خواص مکانیکی و سایشی کامپوزیت درجای Mg/Mg₂Si شد. به عنوان مثال استحکام

- (coarsening) during stir casting. *Journal of Crystal Growth*, 1986, 76(1) 151-169.
26. Ortega-Celaya F., et al., Microstructure and impact behavior of Al/SiCp composites fabricated by pressureless infiltration with different types of SiCp. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 183(2-3) 368-373.
 - 27- Pan Y., Liu X., and Yang H., Microstructural formation in a hypereutectic Mg-Si alloy. *Materials Characterization*, 2005, 55(3) 241-247.
 - 28- Li T., Lin X., Huang W., Morphological evolution during solidification under stirring. *Acta Materialia*, 2006, 54(18) 4815-4824.
 29. Wan G., Sahm P., Ostwald ripening in the isothermal rheocasting process. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1990, 38(6) 967-972.
 30. Archard J., Contact and rubbing of flat surfaces. *Journal of applied physics*, 1953, 24(8) 981-988.
 31. Chong, L., et al., Dry sliding wear behavior of rheocast hypereutectic Al-Si alloys with different Fe contents. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(3) 665-675.
 32. Qin, Q., Zhao Y., Zhou W., Dry sliding wear behavior of Mg₂Si/Al composites against automobile friction material. *Wear*, 2008, 264(7) 654-661.
 33. Sun Y., Ahlatci H., Mechanical and wear behaviors of Al-12Si-XMg composites reinforced with in situ Mg₂Si particles. *Materials & Design*, 2011, 32(5) 2983-2987.
 34. Wu X.F., Zhang G.A., and Wu F.F., Influence of Bi addition on microstructure and dry sliding wear behaviors of cast Al-Mg₂Si metal matrix composite. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(6) 1532-1542.
 35. Jamalpour M., Alizadeh R., Effects of heat treatment and Y addition on the microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Si alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 859, 144209.
 36. Ye H.Z., Liu X.Y., Review of recent studies in magnesium matrix composites. *Journal of Materials Science*, 2004, 39, 6153-6171.
 37. Li C., et al., Morphological evolution and growth mechanism of primary Mg₂Si phase in Al-Mg₂Si alloys. *Acta Materialia*, 2011, 59(3) 1058-1067.
 13. Fan Z., Semisolid metal processing. *International Materials Reviews*, 2002, 47(2) 49-85.
 14. Flemings M.C., Behavior of metal alloys in the semisolid state. *Metallurgical Transactions A*, 1991, 22 957-981.
 15. Kirkwood D., Semisolid metal processing. *International Materials Reviews*, 1994, 39(5) 173-189.
 16. Balasubramani N., et al., Review of origin of equiaxed grains during solidification under mechanical stirring, vibration, electromagnetic, electric-current, and ultrasonic treatments. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022.
 17. Kapranos P., Current state of semi-solid net-shape die casting. *Metals*, 2019, 9(12) 1301.
 18. Lü S., et al., Preparation and rheocasting of semisolid slurry of 5083 Al alloy with indirect ultrasonic vibration process. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(29-30) 8635-8640.
 19. Gautam S.K., et al., Wear and mechanical properties of in situ A356/5% TiB₂ composite synthesis by cooling slope technique. *International Journal of Metalcasting*, 2022, 1-13.
 20. Gu G., et al., Effects of process parameters on microstructure and mechanical properties of semi-solid Al-7Si-0.5Mg aluminum alloy by gas induced semi-solid process. *Metals*, 2022, 12(10) 1600.
 21. Reisi M., Niroumand B., Effects of stirring parameters on rheocast structure of Al-7.1 wt.% Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 470(1-2) 413-419.
 22. Ma G., et al., Enhanced combination of strength and ductility in the semi-solid rheocast hypereutectic AlSi alloy with the effect of in-situ TiB₂ particles. *Materials Characterization*, 2021, 176 111143.
- ۲۳- طاهری‌منش ف.، کروجی ب.، دانشی‌فر م.ح.، اثر دمای همزدن بر مورفولوژی ذرات سیلیسیم اولیه، سختی و رفتار سایشی آلیاژ Al-20%Si تولید شده به روش ریخته‌گری نیمه‌جامد، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۸، ۳، (۳) ۱۶۲-۱۵۱.
24. Flemings M.C., *Solidification Processing*, McGraw-Hill, 1974.
 25. Smeulders R., Mischgofsky F., Frankena H., *Direct microscopy of alloy nucleation, solidification and aging*



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

The influence of Solid Fraction on the Microstructural Evolution and Mechanical Properties of in situ Mg/Mg₂Si Composite Produced by Semi-Solid Casting Process

Hasan Hosseini-Jebeli¹, Mehdi Raessi^{2*}, Sayyed Hasan Nourbaksh³

1. M.Sc., Faculty of Materials Engineering, Shahrekord University, Shahrekord, IRAN

2. Assistant Professor, Faculty of Materials Engineering, Shahrekord University, Shahrekord, IRAN

3. Associate Professor, Faculty of Mechanical Engineering, Shahrekord University, Shahrekord, IRAN

* Corresponding author, raessi@sku.ac.ir

Paper history:

Received: 27 March 2023

Accepted: 09 May 2023

Keywords:

Mg/Mg₂Si in-situ composite,
Semisolid processing,
Non-dendritic microstructure,
Mechanical properties.

Abstract:

In this research, the magnesium matrix composite reinforced with in-situ Mg₂Si particles was produced by a semi-solid casting process (using the mechanical stirring method) and the effects of the fraction of primary solid particles before casting on the morphology of Mg₂Si primary particles as well as mechanical and wear properties of the produced composite, was studied. The results showed that the increase of the solid fraction has a significant effect on the morphology of the primary Mg₂Si solid particles, and with the rise of the solid fraction before casting (lowering the casting temperature), the shape of the particles gradually transformed from faceted dendrite to polyhedral and finally pseudo-spherical morphology. Also, increasing the solid fraction improved the mechanical and wear properties of the composite. For example, the tensile strength of the composite increased from about 180 MPa for the sample cast in the molten state to 230 MPa for the sample cast in the solid fraction of 0.2 (an increase of 25% in strength). Meanwhile, the elongation increased from 2.3% for the sample cast in the molten state to 4% for the sample cast in the solid fraction 0.38 (about a 48% increase). Parameters such as reducing the sharp areas with high-stress concentration, the porosity and the average dimensions of primary solid particles, and improvement in the bonding strength between the matrix and reinforcing particles with increasing solid fraction were believed to be effective factors in improving composite properties.

Please cite this article using:

Hasan Hosseini-Jebeli, Mehdi Raessi, Sayyed Hasan Nourbaksh, The influence of Solid Fraction on the Microstructural Evolution and Mechanical Properties of in situ Mg/Mg₂Si Composite Produced by Semi-Solid Casting Process, in Persian, Founding Research Journal, 2022, 6(3) 171-182.

DOI: 10.22034/FRJ.2023.391080.1176

Journal homepage: www.foundingjournal.ir