



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی تاثیر بهسازی تبریدی بر ریزساختار و اندیس کیفیت کامپوزیت Al-15Mg₂Si

الهه صفاری^۱، رضا تقی‌آبادی^{۲*}

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین
 ۲- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین
 * نویسنده مکاتبه کننده: قزوین، کد پستی: 34148-96818، taghiabadi@ikiu.ac.ir

چکیده:

کامپوزیت‌های Al-Mg₂Si به دلیل استحکام ویژه مناسب و خواص تریبولوژیکی عالی در صنایع خودروسازی و هوا-فضا مورد استفاده قرار می‌گیرند. دستیابی به خواص برتر در این کامپوزیت‌ها، مستلزم کنترل صحیح مورفولوژی، ابعاد و نحوه توزیع ذرات Mg₂Si در زمینه است. در این تحقیق، تاثیر افزایش سرعت انجماد (بهسازی تبریدی) بر ساختار و اندیس کیفیت کامپوزیت Al-15Mg₂Si بررسی شده است. عملیات ریخته‌گری نمونه‌های کامپوزیتی در قالب‌های مختلف با سرعت انجماد متوسط متفاوت (۲/۷، ۵/۵، ۱۷/۱ و ۵۷/۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه) انجام شد. بر اساس نتایج مطالعات ریزساختاری و آنالیز تصویری، با افزایش سرعت انجماد، ابعاد ذرات بین‌فلزی Mg₂Si کاهش یافته و توزیع ذرات در زمینه بهبود می‌یابد. افزایش سرعت انجماد علاوه بر این موجب افزایش سختی زمینه و کاهش اندازه دانه‌ها می‌شود به گونه‌ای که با افزایش سرعت انجماد از ۲/۷ به ۵۷/۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه اندازه متوسط دانه‌ها حدود ۹۳ درصد کاهش می‌یابد. این تغییرات ساختاری موجب بهبود استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و در نتیجه اندیس کیفیت کامپوزیت می‌شود. اندیس کیفیت نمونه منجمد شده تحت سرعت ۵۷/۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه حدود ۲۴۰ درصد بیش از مقدار مربوطه در کامپوزیت منجمد شده تحت سرعت ۲/۷ درجه سانتیگراد بر ثانیه است.

دریافت: ۱۳۹۸/۰۹/۱۶
 پذیرش: ۱۳۹۸/۱۱/۱۳

واژه‌های کلیدی:

کامپوزیت،
 Al-15Mg₂Si،
 بهسازی تبریدی،
 خواص کششی،
 اندیس کیفیت.

ارجاع به این مقاله:

الهه صفاری، رضا تقی‌آبادی، بررسی تاثیر بهسازی تبریدی بر ریزساختار و اندیس کیفیت کامپوزیت Al-15Mg₂Si، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، تابستان ۱۳۹۹، جلد ۴، شماره ۲، صفحات ۷۹-۸۷.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2020.210848.1112

۱- مقدمه

رسوب می‌کنند [۴]. علاوه بر این به سبب بالا بودن آنتروپی ذوب [۵،۴] فصل مشترک این ذرات با زمینه آلومینیمی در مقیاس اتمی از نوع هموار (پخ‌دار^۱) است و استحکام پیوند این ذرات با زمینه بسیار کم است. بنابراین علی‌رغم ارائه تلفیق بسیار مناسبی از ویژگی‌های منحصر به فرد شامل نقطه ذوب بالا (۱۰۸۵ °C)، چگالی کم ($1.99 \times 10^3 \text{ kg.m}^{-3}$)، ضریب انبساط حرارتی کم ($7.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)، سختی زیاد (4500 Mn.m^{-2}) و مدول الاستیک بالا (۱۲۰ GPa) [۱-۳]، حضورشان به صورت ذرات درشت و خشن می‌تواند موجب افت قابل ملاحظه خواص مکانیکی و سایشی کامپوزیت شود [۲، ۸-۶].

کامپوزیت‌های درجای Al-Mg₂Si به دلیل ارائه تلفیق بسیار مناسبی از خواص مختلف شامل چگالی کم، خواص مکانیکی مناسب و خواص تریبولوژیکی عالی، مورد توجه طراحان و مهندسان صنایع مختلف اعم از خودروسازی و صنایع هوا-فضا قرار گرفته‌اند [۱-۳]. خواص منحصر به فرد این دسته از مواد ناشی از حضور ذرات بین فلزی Mg₂Si در زمینه آن‌ها است که در هنگام انجماد و به صورت درجا^۱ در ساختار شکل می‌گیرند. این ذرات به صورت ترکیبات درشت و خشن اولیه با مورفولوژی‌های مختلف دندریتی، هشت وجهی و غیره در ساختار

² Faceted

¹ In-situ

بر ریزساختار، درشت ساختار و خواص کششی کامپوزیت Al-15Mg₂Si مورد بررسی قرار گیرد. علاوه بر این، سعی شده است که تاثیر پارامترهای ساختاری بر خواص استحکامی و انعطاف‌پذیری کامپوزیت Al-15Mg₂Si در قالب «اندیس کیفیت»^۵ بیان شود. اندیس کیفیت نخستین بار توسط درزی^۶ و همکاران به عنوان ابزار مناسبی برای بررسی تاثیر پارامترهای متالورژیکی و فرایندی (مانند اندازه دانه، فاصله بین بازوهای دندریتی، میزان تخلخل، میزان آخال، سرعت انجماد، عملیات حرارتی و ...) بر بهبود کیفیت متالورژیکی آلیاژهای ریخته‌گری پایه آلومینیم مورد استفاده قرار گرفت [۲۶-۲۴].

۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی کامپوزیت Al-15Mg₂Si مورد استفاده در تحقیق حاضر در جدول (۱) ارائه شده است. برای ساخت این کامپوزیت از آلومینیم خالص (۹۹/۹ درصد وزنی)، منیزیم خالص تجاری (۹۹/۵ درصد وزنی) و سیلیسیم خالص تجاری (۹۹/۸ درصد وزنی) استفاده شد. عملیات ذوب مواد اولیه در یک بوته گرافیتی و با استفاده از یک کوره مقاومتی سه فاز AZAR-VM60L-1200 با توان خروجی ۱۴ کیلووات انجام شد. به این منظور، پس از شارژ آلومینیم خالص و آماده شدن مذاب، ابتدا سرباره‌گیری انجام شد و سپس مقدار مورد نظر از عنصر سیلیسیم در دمای ۷۸۰ درجه سانتیگراد به مذاب افزوده شد و مذاب به آرامی هم زده شد. پس از حصول اطمینان از انحلال سیلیسیم، بوته از درون کوره خارج شد و قطعات شمش منیزیم خالص که هم‌زمان با آماده‌سازی مذاب آلومینیم-سیلیسیم در یک کوره مقاومتی دیگر تا حدود ۲۰۰ درجه سانتیگراد پیش‌گرم شده بودند به مذاب افزوده شده و مذاب به منظور تسریع در فرایند جذب و انحلال قطعات منیزیمی، مجدداً و به آرامی هم زده شد. نهایتاً پس از سرباره‌گیری مجدد، مذاب تولید شده در دمای حدود ۷۲۰ درجه سانتیگراد درون قالب فولادی ریخته‌گری شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی کامپوزیت پایه Al-15Mg₂Si (درصد وزنی)

Al	Ti	Mn	Cr	Fe	Cu	Si	Mg
باقیمانده	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۱۲	۰/۰۱	۵/۵۶	۹/۳۱

پس از تولید و ریخته‌گری شمش‌های کامپوزیت اولیه، عملیات ذوب مجدد شمش‌ها درون یک بوته رسی-گرافیتی و با استفاده

بر این اساس تاکنون تحقیقات زیادی برای بهبود مورفولوژی و توزیع ذرات Mg₂Si در کامپوزیت‌های Al-Mg₂Si انجام شده است. از جمله مهمترین روش‌های مورد استفاده می‌توان به فرآوری ترمومکانیکی کامپوزیت (مانند انجام اکستروژن و نورد گرم) [۱۰ و ۹]، عملیات حرارتی [۱۲ و ۱۱]، ریخته‌گری نیمه جامد [۱۳]، فرآوری به‌روش تغییر شکل پلاستیک شدید (مانند پرس با کانال‌های همسان زاویه دار (ECAP^۱) و فرآوری اغتشاشی اصطکاکی (FSP^۲) [۱۵ و ۱۴] و بهسازی شیمیایی^۳ توسط افزودن عناصر بهساز مناسب مانند بیسموت [۱۶]، آنتیموان [۱۷ و ۱۶]، استرانسیم [۱۱ و ۱۶]، گادولیمیم [۹]، سریم [۱۸]، لانتانیم [۱۹] و ... اشاره نمود. با این حال این روش‌ها اغلب هزینه‌بر و بعضاً پیچیده هستند و به تجهیزات خاص نیاز دارند. در برخی از این روش‌ها مانند ECAP محدودیت شکل و ابعاد نمونه وجود دارد، برخی دیگر از روش‌ها مانند FSP صرفاً نواحی سطحی نمونه را بهسازی می‌کنند [۱۵] و برخی دیگر مانند بهسازی شیمیایی علی‌رغم سهولت اجرا، عدم نیاز به تجهیزات خاص و تاثیرگذاری بر کل ساختار آلیاژ، نیازمند اعمال کنترل‌های دقیق از نظر نوع و میزان عنصر بهساز، زمان نگهداری مذاب و ... هستند [۱۹-۱۶]. علاوه بر این، کنترل نامناسب فرایند بهسازی به‌واسطه شکل‌گیری عیوب ساختاری مانند تخلخل‌های گازی یا ترکیبات بین‌فلزی غنی از عنصر بهساز در زمینه کامپوزیت و یا تاثیر منفی بر مورفولوژی و مشخصات هندسی ذرات Mg₂Si، تاثیر منفی بر خواص نهایی آن دارد [۲۰، ۲۱].

یکی دیگر از روش‌های ساده و موثر برای بهسازی ساختار فلزات و آلیاژهای صنعتی، بهسازی تبریدی^۴ یا افزایش سرعت سرد شدن مذاب در هنگام انجماد با استفاده از قالب‌های مناسب با سرعت سرمایش زیاد (مانند قالب‌های دائمی فولادی یا مسی) است [۲۲، ۲۳]. در مقایسه با اغلب روش‌های فوق، این روش نیازمند تجهیزات خاصی نیست، عنصر ناخالصی وارد مذاب نمی‌کند و تاثیر آن در کل ساختار قطعه قابل مشاهده است. افزایش سرعت انجماد فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتی را کاهش داده و مانند روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید می‌تواند موجب کاهش قابل ملاحظه ابعاد و توزیع یکنواخت‌تر ذرات فاز ثانوی، دانه‌ها و حفرات گازی و انقباضی شده و جدایش‌های ساختاری را تا حد زیادی مرتفع نماید. بنابراین به نظر می‌رسد که این روش قادر به بهسازی موثر ساختار و بهبود خواص کششی کامپوزیت‌های Al-15Mg₂Si باشد. بر این اساس در تحقیق حاضر سعی شده است که تاثیر افزایش سرعت انجماد

⁴ Chill modification

⁵ Quality index

⁶ Drouzy

¹ Equal channel angular pressing

² Friction stir processing

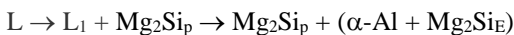
³ Chemical modification

در این رابطه Q_i اندیس کیفیت (بر حسب MPa)، UTS استحکام کششی (بر حسب MPa) و El درصد ازدیاد طول است [۲۶-۲۴]. نمونه‌های مورد نظر برای بررسی‌های متالوگرافی از یک محل مشخص از تختال برش خورده و پس از مانت شدن و آماده‌سازی سطح شامل سنباده‌زنی و صیقل‌کاری با خمیر الماس ۰/۵ میکرومتر (Sunward park14570) برای رویت ساختار میکروسکوپی توسط محلول HF ۲ درصد وزنی (۲ میلی‌لیتر HF ۴۸ درصد و ۹۸ میلی‌لیتر آب مقطر) و برای بررسی درشت ساختار (دانه بندی) توسط محلول $30\text{HNO}_3+60\text{HCl}+5\text{HF}+5\text{H}_2\text{O}$ حکاکی شدند. مطالعه ریزساختار کامپوزیت‌های مورد نظر با استفاده از یک میکروسکپ نوری OLYMPUS مدل BX60MF انجام شد. همچنین برای بررسی سطح شکست و آنالیز عنصری رسوبات از یک دستگاه میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA TESCANA- LMU مجهز به طیف سنج پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) استفاده شد. آنالیز کمی پارامترهای هندسی اجزای ساختاری مورد نظر شامل اندازه متوسط، محیط و مساحت ذرات Mg_2Si اولیه و اندازه دانه‌ها با بهره‌گیری از نرم افزار کلمکس^۳ انجام شد.

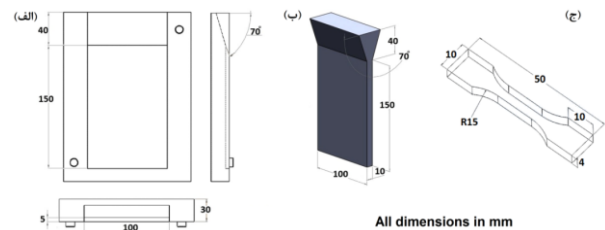
۳- نتایج و بحث

۳-۱- تاثیر سرعت انجماد بر ریزساختار کامپوزیت

ریزساختار کامپوزیت $\text{Al-15Mg}_2\text{Si}$ منجمد شده در سرعت‌های مختلف انجماد در شکل (۲) نشان داده شده است. با توجه به تصاویر ارائه شده، مهمترین اجزای تشکیل‌دهنده ریزساختار کامپوزیت عبارتند از ذرات چند وجهی Mg_2Si_p ، نواحی/سلول‌های یوتکتیک $\alpha\text{-Al/Mg}_2\text{Si}_E$ و زمینه $\alpha\text{-Al}$. آنالیز EDS اجزای ساختاری مهم کامپوزیت در جدول (۲) ارائه شده است. با توجه به گوشه غنی از آلومینیم نمودار سه تایی Al-Mg-Si (شکل ۳-الف) [۲۷] و مقطع عمودی نمودار مذکور (شکل ۳-ب) [۱]، انجماد آلیاژ $\text{Al-15Mg}_2\text{Si}$ با رسوب ذرات Mg_2Si به صورت ترکیبات اولیه از مذاب شروع می‌شود. در ادامه ابعاد و کسر حجمی ذرات Mg_2Si اولیه شکل گرفته در ساختار افزایش یافته و غلظت منیزیم و سیلیسیم مذاب تا وقوع واکنش یوتکتیک کاهش می‌یابد. در این دما مذاب به صورت هم‌دما استحاله یوتکتیکی را تجربه نموده و سلول‌های یوتکتیک متشکل از ذرات Mg_2Si یوتکتیک و فاز $\alpha\text{-Al}$ تشکیل می‌شوند. رابطه کلی نشان دهنده روند انجماد کامپوزیت $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ به شرح زیر است:



از یک کوره مقاومتی تک فاز ۲/۲ کیلووات AZAR-VM2L-1200 انجام شد. پس از رسیدن دمای مذاب به ۷۵۰ درجه سانتیگراد، مذاب با استفاده از قرص هگزاکلرواتان (به میزان ۰/۳ درصد وزنی) گاززدایی شد. پس از اتمام گاززدایی و رسیدن دمای مذاب به حدود ۷۲۰ درجه سانتیگراد، عملیات بارریزی درون چهار قالب با هندسه و ابعاد مشابه (شکل ۱-الف) با جنس سرامیک سیلیکایی ($\text{SiO}_2 \geq 90\%$, $\text{C} = 3-5\%$, $\text{Fe}_2\text{O}_3 < 1\%$)، سرامیک آلومینایی، فولاد St52-3 و مس خالص آبگرد انجام شد. برای سهولت معرفی، نمونه‌های تهیه شده در قالب‌های سیلیکایی، آلومینایی، فولادی و مسی به ترتیب توسط کدهای AM، SM، StM و CM معرفی می‌شوند. محصول نهایی تختالی^۱ با ابعاد $150 \times 100 \times 10$ میلی‌متر مکعب بود (شکل ۱-ب).



شکل ۱ - تصویر طرح‌واره: (الف) قالب ریخته‌گری، (ب) قطعه نهایی، (ج) هندسه و ابعاد نمونه آزمون کشش.

برای تعیین سرعت سرد کردن قالب‌ها از یک دستگاه آنالیز حرارتی (ساخت شرکت NS^۲) با دقت $\pm 0.2^\circ\text{C}$ استفاده شد. بدین منظور یک ترموکوپل نوع K به وسیله پایه و گیره به گونه‌ای درون قالب مورد نظر قرار گرفت که فاصله نوک ترموکوپل تا انتهای قالب حدود ۲ سانتی‌متر باشد. پس از تعبیه ترموکوپل عملیات بارریزی به آرامی انجام شد. سپس نمودار تغییرات دما بر حسب زمان در حین انجماد رسم و با استفاده از آن سرعت انجماد مذاب درون قالب تعیین شد. در ادامه نمونه‌های مورد نظر برای آزمون کشش با استفاده از یک دستگاه CNC از درون قطعات تهیه شدند (شکل ۱-ج). آزمون کشش با استفاده از یک دستگاه کشش تک محور Zwick/Roell Z100 با لود سل ۱۰ kN و نرخ کرنش ۰/۵ mm/min انجام شد و متوسط استحکام و درصد ازدیاد طول سه نمونه به عنوان عدد نهایی خواص کششی ثبت شد.

اندیس کیفیت کامپوزیت‌ها با استفاده از رابطه (۱) محاسبه شد:

$$Q_i = \text{UTS} + 150 \times \log(\% \text{El}) \quad (1)$$

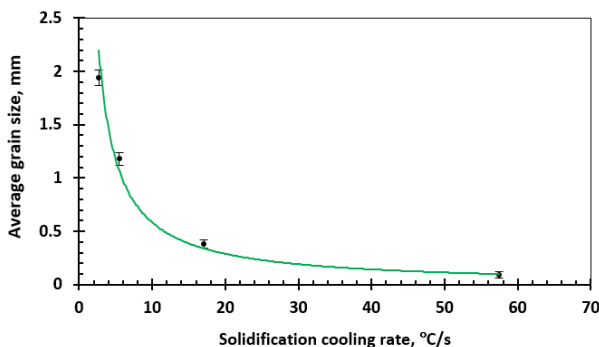
³ Clemex

¹ Slab

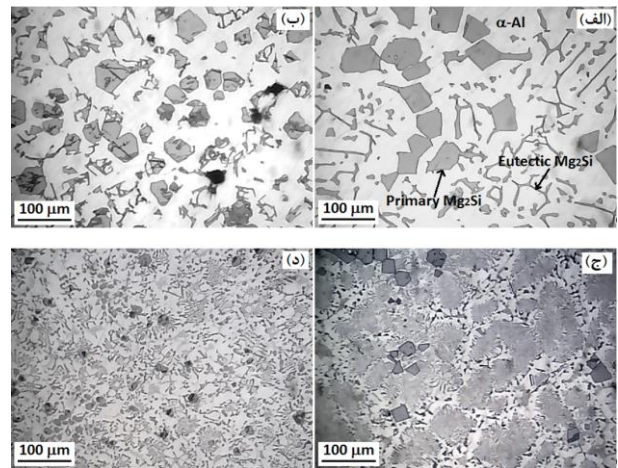
² National instrument

با توجه به تصاویر ریزساختاری (شکل ۲)، افزایش سرعت انجماد موجب تغییر مورفولوژی و کاهش ابعاد ذرات Mg_2Si در زمینه کامپوزیت شده است. نتایج آنالیز تصویری ساختار نمونه‌های مختلف در جدول (۳) نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود با افزایش سرعت انجماد از $2/7$ به $57/5$ °C/s، شعاع متوسط، محیط و مساحت ذرات Mg_2Si_p به ترتیب حدود 50 ، 77 و 51 درصد کاهش یافته است. کاهش اندازه ذرات Mg_2Si_p در اثر افزایش سرعت انجماد را می‌توان با افزایش میزان تبرید و در نتیجه افزایش سرعت جوانه‌زنی و رشد هنگام انجماد [۲۸] توجیه نمود.

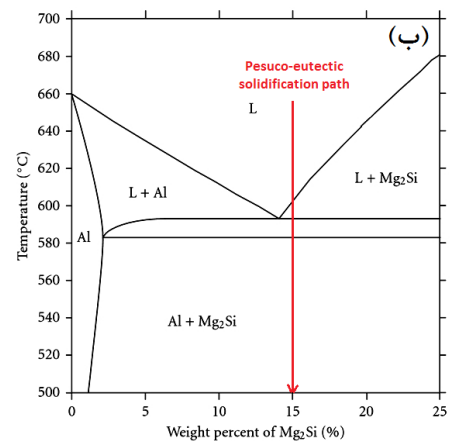
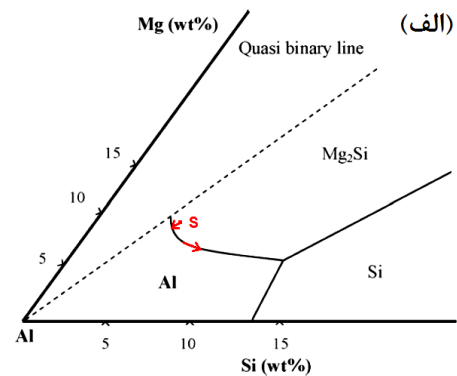
یکی دیگر از اثرات مثبت افزایش سرعت انجماد، کاهش اندازه دانه‌های کامپوزیت است. نمودار تغییرات اندازه متوسط دانه‌ها بر حسب سرعت انجماد کامپوزیت در شکل (۴) نشان داده شده است. با توجه به شکل (۴) اندازه متوسط دانه‌ها در نمونه منجمد شده تحت سرعت $57/5$ °C/s (0.133 ± 0.03 mm) به ترتیب حدود 53 ، 89 و 93 درصد کمتر از اندازه متوسط دانه‌ها در نمونه‌های تهیه شده در سرعت‌های انجماد $17/1$ ، $5/5$ و $2/7$ °C/s است. تاثیر مثبت افزایش سرعت انجماد بر کاهش ابعاد و توزیع یکنواخت ذرات فاز ثانوی و دانه‌ها را می‌توان با افزایش میزان تبرید حرارتی و ترغیب فاز جوانه‌زنی در استحاله انجماد [۲۸] توضیح داد. در تئوری کلاسیک جوانه‌زنی، شعاع بحرانی آغاز جوانه‌زنی با معکوس تحت تبرید متناسب است [۲۹] لذا افزایش تحت تبرید به واسطه کاهش شعاع بحرانی موجب افزایش احتمال پایداری نطفه‌های کوچک‌تر (که در هنگام انجماد فراوانی آماری بیشتری دارند) می‌شود. تحت این شرایط تعداد جوانه‌های پایدار به میزان قابل توجهی افزایش یافته و ضمن بهبود شرایط توزیع، ابعاد نهایی فازها/دانه‌ها کاهش می‌یابد. افزایش تعداد جوانه‌های پایدار و رشد این جوانه‌ها در نمونه‌های با سرعت انجماد بیشتر، ضمن کاهش ابعاد نهایی دانه‌ها موجب افزایش قابل ملاحظه چگالی مرزهای دانه در نمونه می‌شود.



شکل ۴- تاثیر سرعت انجماد بر اندازه متوسط دانه‌های کامپوزیت Al-15Mg₂Si



شکل ۲- تصاویر میکروسکپ نوری نشان‌دهنده تاثیر سرعت انجماد بر ریزساختار کامپوزیت Al-15Mg₂Si منجمد شده در (الف) $2/7$ °C/s، (ب) $57/5$ °C/s، (ج) $17/1$ °C/s و (د) $57/5$ °C/s.



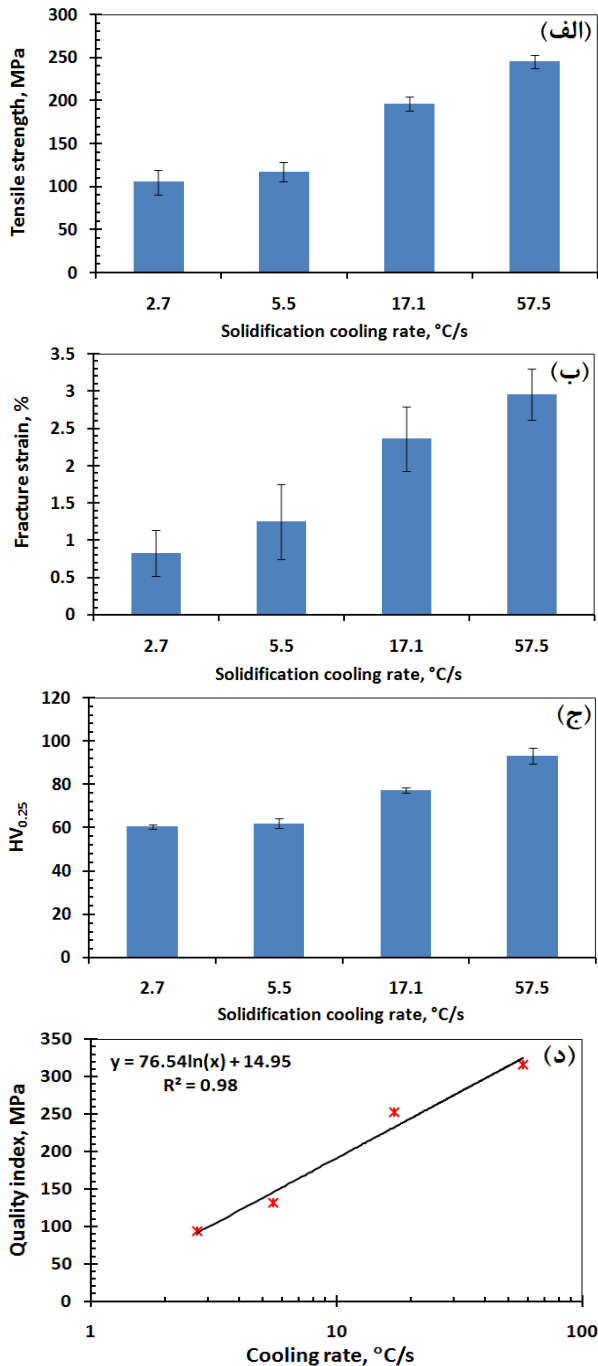
شکل ۳- (الف) نمودار سطح لیکوئیدوس در گوشه غنی از آلومینیم دی‌گرام سه تایی Al-Mg-Si [۲۷] (موقعیت نخستین کامپوزیت (S) و مسیر تغییر غلظت مذاب هنگام انجماد بر روی نمودار مشخص شده‌اند) و (ب) مقطع عمودی نمودار سه تایی Al-Mg-Si [۱].

جدول ۲- آنالیز شیمیایی مهمترین اجزای ساختاری مشخص شده بر روی

تصاویر ریزساختاری در شکل ۲					
Fe	Cu	Si	Mg	Al	جزء ساختاری
0/03	--	0/31	1/53	98/13	زمینه (α -Al)
--	--	13/48	86/52	--	Mg_2Si_p
--	--	25/64	50/11	24/24	یوتکتیک (Mg_2Si_E)

جدول ۳ - نتایج آنالیز تصویری نشان‌دهنده تاثیر سرعت انجماد بر مشخصات هندسی ذرات Mg_2Si

کد نمونه	سرعت انجماد ($^{\circ}C/s$)	شعاع متوسط (μm)	مساحت (μm^2)	محیط (μm)
SM	۲/۷	20.14 ± 4.47	$110.9/47 \pm 660.108$	$155/21 \pm 43/50$
AM	۵/۵	$17/53 \pm 7/18$	$939/08 \pm 394/20$	$123/38 \pm 9/52$
StM	۱۷/۱	$12/23 \pm 4/95$	$449/32 \pm 202/77$	$100/36 \pm 21/50$
CM	۵۷/۵	$10/09 \pm 2/55$	$253/29 \pm 91/66$	$75/79 \pm 14/73$



شکل ۵- تاثیر سرعت انجماد بر (الف) استحکام کششی، (ب) درصد ازدیاد طول، (ج) سختی میکروسکوپی فاز آلفا (زمینه)، (د) اندیس کیفیت کامپوزیت $Al-15Mg_2Si$

افزایش سرعت انجماد علاوه بر این بر روی مورفولوژی ذرات Mg_2Si نیز تاثیر دارد. ذرات Mg_2Si اولیه عموماً با مورفولوژی‌های مختلفی در ساختار کامپوزیت‌های $Al-15Mg_2Si$ رسوب می‌نمایند که از جمله می‌توان به ذرات اکتاهدرون پیک‌دار^۱، بلورهای توخالی^۲، اکتاهدرون‌های برش خورده^۳ و ذرات دندریتی^۴ اشاره نمود [۳۱، ۳۰]. با این وجود، تحقیقات نشان داده است که تغییر سرعت سرد شدن هنگام انجماد، رشد ذرات Mg_2Si را از حالت تعادلی تعیین شونده توسط ساختار ذاتی بلور، خارج می‌کند. نتایج تحقیقات انجام شده بر روی کامپوزیت‌های $Al-Mg_2Si$ [۳۱] نشان می‌دهد که صفحات {۱۰۰} بلورهای مکعبی Mg_2Si به واسطه چگالی اتمی کمتر و در نتیجه فاکتور جایابی بالاتر، سریع‌تر رشد می‌نمایند اما به واسطه انرژی سطحی زیاد، توسط صفحات متراکم و کم انرژی {۱۱۱} جایگزین می‌شوند. بنابراین اگر سرعت انجماد پایین باشد، ذرات Mg_2Si غالباً با مورفولوژی نهایی اکتاهدرال در ساختار مشاهده می‌شوند (شکل ۲-الف). با افزایش سرعت سرد شدن، شرایط انجماد ذرات Mg_2Si از حالت تعادلی دور شده، نرخ رشد در جهات <۱۰۰> محدود می‌شود و به واسطه محدودیت‌های سینتیکی، شکل نهایی ذرات Mg_2Si به صورت ذرات اکتاهدرون‌های برش خورده خواهد بود (شکل ۲-ج-د).

۳-۲- تاثیر سرعت انجماد بر اندیس کیفیت کامپوزیت

تاثیر سرعت انجماد بر استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول کامپوزیت $Al-15Mg_2Si$ در شکل (۵) نشان شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود افزایش سرعت انجماد موجب بهبود قابل ملاحظه استحکام کششی و درصد ازدیاد طول کامپوزیت شده است.

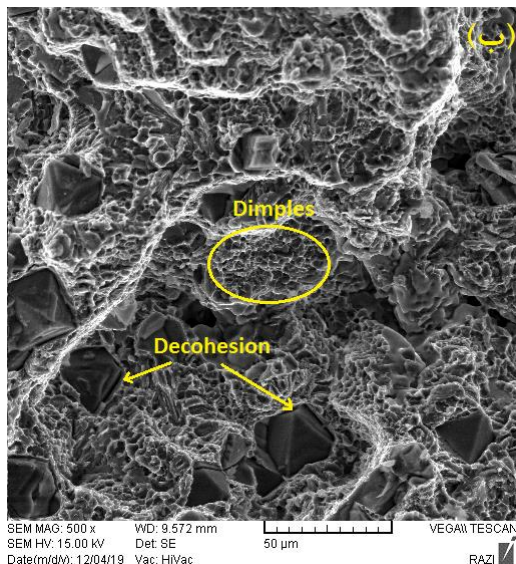
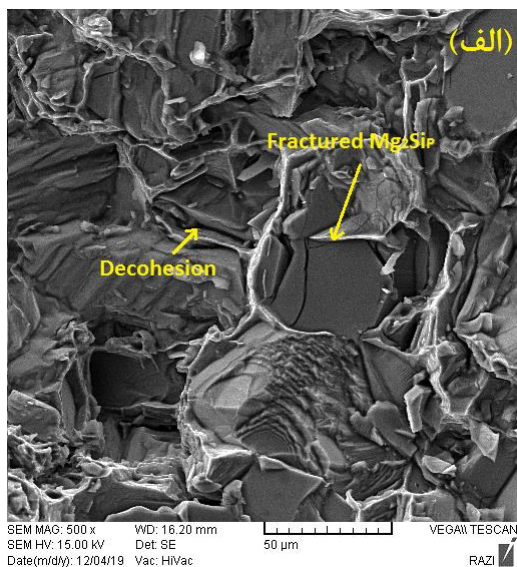
³ Truncated octahedrons

⁴ Dendrites

¹ Faceted octahedrons

² Hopper crystals

شکست با جذب انرژی به مراتب بیشتر در مقایسه با نمونه منجمد شده در قالب ماسه‌ای (شکل ۶-الف) است.



شکل ۶ - تصویر سطح شکست کامپوزیت Al-15Mg₂Si منجمد شده تحت سرعت: (الف) ۲/۷ °C/s و (ب) ۵۷/۵ °C/s

علاوه بر پراکند سختی^۲ ناشی از توزیع مناسب ذرات Mg₂Si در زمینه، بهسازی تبریدی به واسطه کاهش اندازه دانه‌ها (شکل ۴) موجب استحکام بخشی مرزدانه‌ای کامپوزیت نیز می‌شود. مرزهای دانه به واسطه بی‌نظمی اتمی، موانع بسیار محکمی در برابر لغزش نابجایی‌ها قلمداد می‌شوند لذا افزایش چگالی این نقائص در نمونه‌های تولید شده در سرعت‌های سرد شدن بالاتر، می‌تواند بر اساس رابطه هال-پیچ^۳ (رابطه ۲) موجب افزایش استحکام کامپوزیت شود:

تاثیر مثبت افزایش سرعت انجماد بر استحکام کششی کامپوزیت را می‌توان ناشی از بهسازی تبریدی کامپوزیت شامل کاهش ابعاد و تغییر مورفولوژی ذرات Mg₂Si اولیه (شکل ۲ و جدول ۳)، کاهش اندازه دانه‌ها (شکل ۴)، کاهش ابعاد و بهبود شرایط توزیع حفرات گازی و انقباضی (شکل ۲) و افزایش سختی و استحکام فاز آلفا به واسطه افزایش حد حلالیت عناصر محلول در شبکه آلومینیم (شکل ۵) دانست.

فاز Mg₂Si یک ترکیب بین فلزی ترد و شکننده است و فصل مشترک آن با زمینه به دلیل بالا بودن آنتروپی ذوب (فاکتور جکسون^۱ بیش از ۲) از نوع پخ‌دار (دارای انرژی پیوند کم) است [۵،۴]. همان‌گونه که قبلاً نیز عنوان شد در سرعت‌های سرد شدن کم ذرات Mg₂Si اولیه عمدتاً به صورت ذرات اکتاهدراال درشت بعضاً توخالی در ساختار مشاهده می‌شوند. این ذرات دارای استحکام مکانیکی کمی هستند و به واسطه مورفولوژی خاص و گوشه‌های تیز، اگر در معرض تنش‌های کششی واقع شوند موجب ایجاد ترک‌های میکروسکوپی شده، یا خودشان به آسانی ترک می‌خورند و/یا به واسطه ضعیف بودن قدرت پیوند فصل مشترک، از زمینه جدا می‌شوند. در این شرایط شدت تنش در نوک ترک‌های شکل‌گرفته افزایش یافته و ترک‌های میکروسکوپی از ذرات به درون زمینه و نواحی یوتکتیک اشاعه می‌یابند. تصویر میکروسکوپی تهیه شده از سطح شکست کامپوزیت پایه در شکل (۶) نشان داده شده است. شکست ذرات بسیار درشت Mg₂Si اولیه و جدا شدن این ذرات از زمینه به عنوان دو عامل اصلی پیدایش ترک‌های میکروسکوپی، در این تصویر کاملاً مشهود است.

پس از بهسازی تبریدی، مورفولوژی ذرات Mg₂Si از اکتاهدراال توخالی به ذرات اکتاهدرون برش خورد تغییر یافته، ابعاد ذرات به میزان قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد و توزیع آن‌ها در زمینه یکنواخت‌تر می‌شود (شکل ۲ و جدول ۳). تحت این شرایط می‌توان گفت که بار اعمالی در هنگام آزمون کشش بر روی تعداد بیشتری از ذرات توزیع شده و سهم هر ذره از بار اعمالی کاهش می‌یابد. بنابراین انتظار می‌رود که در یک تنش معین، مقاومت ذرات در برابر شکست و ایجاد ترک‌های میکروسکوپی افزایش یابد. بررسی سطح شکست نمونه تهیه شده در قالب مسی (شکل ۶-ب) نیز موید این مطلب است زیرا اغلب ذرات Mg₂Si اولیه سالم هستند و مکانیزم پیدایش ترک بیش از آنکه شکسته شدن ذرات باشد، جدا شدن آنها از زمینه بوده است. علاوه بر این، حضور گسترده دیمپل‌ها بر روی سطح شکست این نمونه حاکی از

³ Hall-Petch

¹ Jackson factor

² Dispersion hardening

شکست در آلیاژهای ریخته‌گری بر پایه سیستم دو تایی Al-Si عمدتاً از طریق جوانه‌زنی حفرات در فصل مشترک ذرات فاز ثانوی با زمینه رخ می‌دهد.

با این حال، همانگونه که قبلاً نیز عنوان شد، کاهش ابعاد و بهبود شرایط توزیع ذرات فاز ثانوی و تخلخل‌ها در زمینه کامپوزیت، به‌واسطه توزیع تنش، موجب کاهش تنش اعمالی به ذرات منفرد فاز ثانوی شده و طبیعتاً جوانه‌زنی حفرات از فصل مشترک ذرات نیازمند کرنش بیشتری است. تحت این شرایط شکست کامپوزیت در مقادیر بیشتر از دیاد طول رخ می‌دهد. علاوه بر این، توزیع و کاهش میزان جدایش‌های ساختاری و کاهش کسر حجمی رسوبات به‌واسطه افزایش نسبی حد حلالیت عناصر محلول در فاز آلفا آلومینیم را نیز می‌توان از جمله عواملی بر شمرده که در بهبود انعطاف‌پذیری کامپوزیت ایفای نقش می‌کنند.

۴- نتیجه‌گیری

۱- افزایش سرعت انجماد موجب کاهش اندازه متوسط دانه‌ها، توزیع جدایش‌ها، کاهش ابعاد و بهسازی مورفولوژی ذرات Mg₂Si اولیه و یوتکتیک در ریزساختار کامپوزیت Al-15Mg₂Si می‌شود.

۲- افزایش سرعت انجماد به‌واسطه بهسازی تبریدی ساختار، توزیع حفرات، افزایش فوق اشباع زمینه از عناصر محلول به-ویژه دو عنصر اصلی منیزیم و سیلیسیم و کاهش جدایش‌های عنصری موجب بهبود قابل توجه خواص مکانیکی کامپوزیت می‌شود. بر اساس نتایج به‌دست آمده، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول کامپوزیت و میکروسختی فاز زمینه (α-Al) کامپوزیت ریخته‌گری شده در قالب مسی با سرعت انجماد ۵۷/۵ °C/s به ترتیب حدود ۱۳۳، ۲۵۶ و ۵۳ درصد بیش از نمونه ریخته‌گری شده در قالب سیلیکایی با سرعت انجماد ۲/۷ °C/s است.

۳- اندیس کیفیت نمونه ریخته‌گری شده در قالب مسی (سرعت انجماد ۵۷/۵ °C/s) برابر با ۳۱۶ مگاپاسکال است که به ترتیب حدود ۲۴۰، ۱۴۰ و ۲۵ درصد بیش از اندیس کیفیت نمونه‌های کامپوزیتی ریخته‌گری شده در قالب‌های سیلیکایی (سرعت انجماد ۲/۷ °C/s)، آلومینایی (سرعت انجماد ۵/۵ °C/s) و فولادی (سرعت انجماد ۱۷/۱ °C/s) است.

مراجع

- [1] Emamy M., Nemati N., Heidarzadeh A., The influence of Cu rich intermetallic phases on the microstructure,

$$\sigma_y = \sigma_i + \frac{k_y}{\sqrt{D}} \quad (2)$$

در این رابطه، σ_i تنش اصطکاکی، D قطر دانه و k عدد ثابتی است که به جنس ماده تحت فرآیند بستگی دارد [۳۲].

از جمله دیگر اثرات بهسازی تبریدی، افزایش فوق اشباع زمینه کامپوزیت از عناصر محلول به‌ویژه دو عنصر اصلی منیزیم و سیلیسیم است که موجب ارتقاء استحکام بخشی محلول جامد آن می‌شود. مقادیر سختی میکروسکوپی فاز زمینه α-Al در نمونه‌های ریخته‌گری شده در شرایط مختلف به لحاظ سرعت انجماد در شکل (۵-ج) ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، سختی فاز زمینه در نمونه منجمد شده تحت سرعت ۵۷/۵ °C/s به ترتیب حدود ۲۱، ۵۰ و ۵۴ درصد بیش‌تر از سختی زمینه در نمونه‌های منجمد شده تحت سرعت‌های ۲/۷، ۵/۵ و ۱۷/۱ °C/s است.

افزایش استحکام در فلزاتی که شکست با پدیده گلوئی شدن همراه است موجب کاهش انعطاف‌پذیری می‌شود. با این وجود با توجه به نتایج آزمون کشش (شکل ۵-الف و ب) افزایش سرعت انجماد هم‌زمان موجب بهبود استحکام کششی و درصد ازدیاد طول شده است. به گونه‌ای که استحکام کششی و درصد ازدیاد طول کامپوزیت منجمد شده تحت سرعت ۵۷/۵ °C/s به ترتیب حدود ۱۳۳ و ۲۵۶ درصد بیش از مقادیر مربوط به کامپوزیت منجمد شده تحت سرعت ۵۷/۵ °C/s است. بهبود هم‌زمان استحکام کششی و درصد ازدیاد طول موجب ارتقاء قابل توجه اندیس کیفیت کامپوزیت می‌شود (شکل ۵-د). با توجه به شکل اندیس کیفیت کامپوزیت منجمد شده در قالب مسی آبرگرد تحت سرعت ۵۷/۵ °C/s حدود ۲۴۰ درصد بیش از اندیس کیفیت کامپوزیت منجمد شده در قالب سرامیک سیلیکایی با سرعت انجماد متوسط ۵۷/۵ °C/s است.

همان‌گونه که قبلاً نیز عنوان شد، به‌واسطه کاهش ابعاد و توزیع بهتر ذرات فاز ثانوی در زمینه کامپوزیت Al-15Mg₂Si، این کامپوزیت را می‌توان به‌عنوان یک آلیاژ مستحکم شده به روش پراکند سختی در نظر گرفت. طی آزمون کشش به سبب نامنطبق بودن مدول الاستیک ذرات فاز ثانوی با زمینه آلومینیمی (پلاستیسیته متفاوت) زمینه تغییر شکل پلاستیک را تجربه می‌کند در حالی که ذرات فاز ثانوی همچنان در محدوده تغییر شکل الاستیک خود هستند. تحت این شرایط اگر میزان تجمع تنش ناشی از عدم انطباق از استحکام شکست ذرات یا استحکام فصل مشترک آنها با زمینه فراتر رود، ترک‌های میکروسکوپی از ذرات شکسته شده و یا فصل مشترک آنها با زمینه آغاز می‌شود [۳۳]. تحقیقات کوبایاشی^۱ [۳۴] نیز حاکی از آن است که

¹ Kobayashi

- [17] Wang H., Liu F., Chen L., Zha M., Liu G., Jiang Q., 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.
- [18] Zhao Y.G., Qin Q.D., Zhou W., Liang Y.H., Microstructure of the Ce-modified in situ Mg₂Si /Al-Si-Cu composite, *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, 389(1-2) L1-L4.
- [19] Wang L., Guo E., Ma B., Modification effect of lanthanum on primary phase Mg₂Si in Mg-Si alloys, *Journal of Rare Earths*, 2008, 26(1) 105-109.
- [20] Guo E.J., Ma B.X., Wang L.P., Modification of Mg₂Si morphology in Mg-Si alloys with Bi. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 206(1-3) 161-166.
- [21] McDonald S.D., Dahle A.K., Taylor J.A., StJohn D.H., Modification-related porosity formation in hypoeutectic aluminum-silicon alloys, *Metallurgical and Materials Transactions: B*, 2004, 35(6) 1097-1106.
- [22] Tian L., Guo Y., Li J., Xia F., Liang M., Bai Y., Effects of solidification cooling rate on the microstructure and mechanical properties of a cast Al-Si-Cu-Mg-Ni piston alloy, *Materials*, 2018, 11(7) 1230.
- [23] Hosseini V.A., Shabestari S.G., Gholizadeh R., Study on the effect of cooling rate on the solidification parameters, microstructure, and mechanical properties of LM13 alloy using cooling curve thermal analysis technique, *Materials and Design*, 2013, 50, 7-14.
- [24] Tiryakioğlu M., Staley J.T., Campbell J., Evaluating structural integrity of cast Al-7%Si-Mg alloys via work hardening characteristics, *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 368(1-2) 231-238.
- [۲۵] محمدی م., تقی‌آبادی ر., نظری م., تاثیر عناصر بهساز در بهبود اندیس کیفیت آلیاژ آلومینیوم A۳۵۶ قبل و بعد از عملیات حرارتی T۶. پژوهش‌نامه ریخته‌گری, ۱۳۹۷, ۱۲(۱) ۲۵-۱۱.
- [26] Drouzy M., Jacob S., Richard M., Interpretation of tensile results by means of quality index and probable yield strength, *AFS International, Cast Metals Research Journal*, 1980, 5, 43-50.
- [27] Vušanović I., Šarler B., Krane M.J.M., Microsegregation during the solidification of an Al-Mg-Si alloy in the presence of back diffusion and macrosegregation, *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 413-414, 217-222.
- [28] Liang G., Ali Y., You G., & Zhang M.X., Effect of cooling rate on grain refinement of cast aluminium alloys, *Materialia*, 2018, 3, 113-121.
- [29] Stefanescu D.M., *Science and Engineering of Casting Solidification*, Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, 2002.
- [30] Wang D., Zhang H., Guo C., Wu H., Cui J., Effect of cooling rate on growth and transformation of primary Mg₂Si in Al-Mg₂Si in situ composites, *Journal of Materials Research*, 2018, 33(20) 3458-3465.
- [31] Li C., Wu Y.Y., Li H., Liu X.F., Morphological evolution and growth mechanism of primary Mg₂Si phase in Al-Mg₂Si alloys, *Acta Materialia*, 2011, 59(3) 1058-1067.
- [32] Ma Z.Y., Sharma S.R., Mishra R.S., Microstructural modification of as-cast Al-Si-Mg alloy by friction stir processing, *Metallurgical and Materials Transactions A.*, 2006, 37(11) 3323-3336.
- [33] Caceres C.H., A Rationale for the quality index of Al-Si-Mg casting alloys, *International Journal of Cast Metals Research*, 1998, 10, 293-299.
- [34] Kobayashi T., Strength and fracture of aluminum alloys, *Materials Science and Engineering*, 2000, A280, 8-16.
- hardness and tensile properties of Al-15%Mg₂Si composite, *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(12) 2998-3004.
- [2] Lin J., Bai G., Liu Z., Niu L., Li G., Wen C., Effect of ultrasonic stirring on the microstructure and mechanical properties of in situ Mg₂Si/Al composite, *Materials Chemistry and Physics*. 2016, 178, 112-118.
- [3] Nadim A., Taghiabadi R., Razaghian-Noghani M.T., Ghoncheh M.H., Effect of Fe-impurity on tribological properties of Al-15Mg₂Si composite, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(6) 1084-1093.
- [4] Qin Q., Li W., The formation and characterization of the primary Mg₂Si dendritic phase in hypereutectic Al-Mg₂Si alloys, *Materials Transactions*, 2016, 57(2) 85-90.
- [5] Srinivas V., Singh V., Development of in situ as cast Al-Mg₂Si particulate composite: microstructure refinement and modification studies, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2012, 65(6) 759-764.
- [6] Fatemi-Jahromi F., Emamy M., An investigation into high temperature tensile behavior of hot-extruded Al-15wt%Mg₂Si composite with Cu-P addition, *Manufacturing Science and Technology*, 2015, 3(4) 160-169.
- [7] Moussa M.E., Waly M.A., El-Sheikh A.M., Effect of Ca addition on modification of primary Mg₂Si, hardness and wear behavior in Mg-Si hypereutectic alloys, *Journal of Magnesium and Alloys*, 2014, 2(3) 230-238.
- [8] Nasiri N., Emamy M., Malekan A., Norouzi M.H., Microstructure and tensile properties of cast Al-15% Mg₂Si composite: Effects of phosphorous addition and heat treatment, *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 556, 446-453.
- [9] Ghandvar H., Idris M.H., Ahmad N., Effect of hot extrusion on microstructural evolution and tensile properties of Al-15%Mg₂Si-xGd in-situ composites, *Journal of Alloys and Compounds*. 2018, 751, 370-390.
- [10] Zamani R., Mirzadeh H., Emamy M., Magnificent grain refinement of Al-Mg₂Si composite by hot rolling, *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*, 2018, 51(1) 71-76.
- [11] Jiang W., Xu X., Zhao Y., et al., Effect of the addition of Sr modifier in different conditions on microstructure and mechanical properties of T6 treated Al-Mg₂Si in-situ composite, *Materials Science and Engineering: A*. 2018, 721, 263-273.
- [12] Samadi F., Emamy M., Honarbaksh Raouf A., Akrami A., Effect of heat treatment on the microstructure, hardness, and wear properties of Al-15Mg₂Si-3Cu with different contents of Zn, *Manufacturing Science and Technology*, 2015, 3(4) 189-195.
- [13] Saffari S., Akhlaghi F., Microstructure and mechanical properties of Al-Mg₂Si composite fabricated in-situ by vibrating cooling slope. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(4) 604-612.
- [14] Chegini M., Shaeri M., Taghiabadi R., Chegini S., Djavanroodi F., The correlation of microstructure and mechanical properties of in-situ Al-Mg₂Si cast composite processed by equal channel angular pressing, *Materials*, 2019, 12(9) 1553.
- [15] Moharrami A., Razaghian A., Emamy M., Taghiabadi R., Effect of tool pin profile on the microstructure and tribological properties of friction stir processed Al-20wt% Mg₂Si composite, *Journal of Tribology*, 2019, 141(12) 122202. <https://doi.org/10.1115/1.4044672>.
- [16] Nordin N.A., Farahany S., Ourdjini A., Abu Bakar T.A., Hamzah E., Refinement of Mg₂Si reinforcement in a commercial Al-20% Mg₂Si in-situ composite with bismuth, antimony and strontium, *Materials Characterization*, 2013, 86, 97-107.



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

An Investigation on the Effect of Chill Modification on Microstructure and Quality Index of Al-15Mg₂Si Composite

Elaheh Safary¹, Reza Taghiabadi^{2*}

1. M.Sc. Student, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, IRAN

2. Associate Professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, IRAN.

* Corresponding Author: taghiabadi@ikiu.ac.ir

Paper history:

Received: 07 December 2019

Accepted: 02 February 2020

Keywords:

Composite,
Al-Mg₂Si,
Chill modification,
Tensile properties,
Quality index

Abstract

Cast Al-15Mg₂Si composites due to appropriate specific strength and tribological properties are widely used in automotive and aerospace industries. The improved properties of these composites are governed by the correct controlling of morphology, size, and distribution of primary Mg₂Si particles. In this study the effect of solidification cooling rate (chill modification) was investigated on structure and quality index of Al-15Mg₂Si composite. The casting operation was performed in different molds with varying cooling rates of 2.7, 5.5, 17.1, and 57.5 °C/s. According to the microstructural observation and image analysis results, increasing the solidification rate resulted in refinement of primary Mg₂Si particles and improvement of their distribution in the matrix. The increased solidification cooling rate, moreover, refined the grains so that increasing cooling rate from 2.7 to 57.5 °C/s resulted in 93% reduction in grain size. These microstructural variations improved the composite tensile strength, fracture strain, and quality index. The quality index of composite solidified at 2.7 °C/s was found to be lower than that of composite solidified at cooling rate of 57.5 °C/s by 240%.

Elaheh Safary, Reza Taghiabadi, An Investigation on the Effect of Chill Modification on Microstructure and Quality Index of Al-15Mg₂Si Composite, in Persian, Founding Research Journal, 2020, 4(2) 79-87.

DOI: 10.22034/FRJ.2020.210848.1112

Journal homepage: www.foundingjournal.ir
