

Comparison of the Effect of Al-5Zr Inoculant on the Microstructure of Al-13.8wt.% Mg₂Si Eutectic Alloy by Gravity and Centrifugal Casting Methods

Masomeh Ghayebloo^{1*} and Ahad Samadi²

1- Department of Materials Science and Engineering, University of Bonab, Bonab, Iran,

2- Advanced Materials Research Institute, Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran

* Corresponding author, Email: m.ghayebloo@ubonab.ac.ir

ABSTRACT

Introduction and Objectives: Functionally graded materials are an advanced class of composites which their microstructure change continuously in a specific direction. The main purpose of this paper is to study the microstructure of the Al-13.8 wt.% Mg₂Si eutectic alloy produced by centrifugal and gravity casting methods and comparison the effect of addition of Al-5Zr inoculant on the changes in their casting microstructure.

Materials and methods: In this research, with gravity and centrifugal casting of Al-13.8wt.% Mg₂Si alloy and adding an appropriate amount of Al-5Zr inoculant, microstructural changes in the radial direction of the casting cylinder were compared with gravity casting samples. The chemical composition and microstructural characteristics of the samples were studied using energy-dispersive X-ray spectroscopy and optical microscopy, respectively.

Results: The microstructure of the centrifugally cast Al-5Zr inoculant-free cylinder exhibited columnar Al/Mg₂Si eutectic cells along the radial direction, accompanied with an accumulation of primary Mg₂Si particles in the inner layer of the cylinder. Upon the addition of Al-5Zr inoculant, the morphology of Mg₂Si secondary phases changed from cubic to Chinese script shape. However, the microstructure of the conventional gravity casting sample containing and without zirconium showed Al/Mg₂Si eutectic cells without a specific targeted distribution, an accumulation of primary and light Mg₂Si particles in the upper layer of the casting cylinder, which is due to the separation of these particles against the upward direction of gravity.

Conclusion: The microstructure of the cast cylinder processed by centrifugal casting containing Al-5Zr inoculant showed a targeted distribution of Al/Mg₂Si eutectic cells and aggregation and reduction in the size of Mg₂Si particles in the inner radial layer of the cast cylinder.

Keywords: Functionally graded materials, Centrifugal casting, Gravity casting, Al-13.8wt.% Mg₂Si eutectic alloy, Segregation of particles, Al-5Zr inoculant.

مقایسه تأثیر جوانه‌زای Al-5Zr بر ریزساختار آلیاژ یوتکتیک Al-13.8wt.%Mg₂Si در ریخته‌گری ثقلی و گریز از مرکز

معصومه غایبلو^{۱*} و احد صمدی^۲

۱- گروه مهندسی مواد، دانشگاه بناب، بناب، ایران

۲- پژوهشکده مواد پیشرفته ایران، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی تبریز، تبریز، ایران

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: M.ghayebloo@ubonab.ac.ir

چکیده

مقدمه و اهداف: مواد هدفمند، خانواده پیشرفته‌ای از کامپوزیت‌ها هستند که ریزساختار آن‌ها به‌طور پیوسته در امتداد خاصی تغییر می‌کند. هدف اصلی این مقاله، مطالعه ریزساختار آلیاژ یوتکتیک Al-13.8 wt.% Mg₂Si فراوری شده با ریخته‌گری گریز از مرکز و ریخته‌گری ثقلی و مقایسه تأثیر افزودن جوانه‌زای Al-5Zr بر تغییرات ریزساختار ریختگی آن‌ها است.

مواد و روش‌ها: در این تحقیق با ریخته‌گری ثقلی و گریز از مرکز آلیاژ Al-13.8wt.%Mg₂Si و افزودن مقدار مناسبی از جوانه‌زای Al-5Zr، تغییرات ریزساختار در جهت شعاعی استوانه ریختگی با نمونه‌های ریخته‌گری ثقلی مورد مقایسه قرار گرفت. ترکیب شیمیایی و ریزساختار نمونه‌ها، به‌ترتیب با استفاده از طیف‌سنجی توزیع انرژی اشعه ایکس و میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت.

یافته‌ها: ریزساختار استوانه ریخته‌گری گریز از مرکز بدون جوانه‌زای Al-5Zr، سلول‌های یوتکتیک ستونی Al/Mg₂Si را در جهت شعاعی و تجمع ذرات اولیه Mg₂Si را در لایه داخلی نشان داد. در نمونه دارای جوانه‌زای Al-5Zr، مورفولوژی فازهای ثانویه Mg₂Si از شکل مکعبی به شکل حروف چینی تغییر یافت. اما ریزساختار نمونه ریخته‌گری ثقلی مرسوم حاوی زیرکونیوم و فاقد آن، سلول‌های یوتکتیک Al/Mg₂Si بدون توزیع هدفمند مشخص، تجمعی از ذرات اولیه و سبک Mg₂Si را در لایه بالایی استوانه ریختگی نشان داد که ناشی از جدایش این ذرات در خلاف جهت نیروی جاذبه به سمت بالا می‌باشد.

نتیجه‌گیری: ریزساختار استوانه ریختگی فراوری شده با ریخته‌گری گریز از مرکز حاوی جوانه‌زای Al-5Zr، توزیع هدفمندی از سلول‌های یوتکتیکی Al/Mg₂Si و تجمع و کاهش اندازه ذرات Mg₂Si را در لایه شعاعی داخلی استوانه ریختگی نشان داد.

واژه‌های کلیدی: مواد هدفمند، ریخته‌گری گریز از مرکز، ریخته‌گری ثقلی، آلیاژ یوتکتیک Al-13.8 wt.%Mg₂Si، جدایش ذرات، جوانه‌زای Al-5Zr.

۱- مقدمه

در چند دهه اخیر، مواد هدفمند^۱ کامپوزیتی با ریزساختار و خواص هدفمند تقویت شده با ذرات اولیه NiAl_3 , Al_2Cu , Si , TiB_2 , Al_3Zr , TiAl_3 , Mg_2Si با استفاده از روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا فراوری شده‌اند (۸-۱). یکی از روش‌های موثر برای حذف منطقه ستونی و ایجاد ریزساختار هم‌محور ریختگی، اضافه کردن عوامل جوانه‌زا در حین انجماد است (۹). افزودنی‌های مختلفی برای کنترل ویژگی‌های ریزساختاری و ریزدانه نمودن ریزساختار آلیاژهای آلومینیم وجود دارند که یکی از آن‌ها افزودن ماده جوانه‌زای Al-5Zr است (۱۰).

سازوکار جوانه‌زنی براساس مقدار زیرکونیم افزوده شده تغییر می‌کند. هنگامی که غلظت زیرکونیم پایین است، عموماً زیرکونیم بر خوشه‌های اتمی تأثیر گذاشته و آن‌ها را به خوشه‌های پایدار تبدیل می‌کند. در نهایت، این خوشه‌ها رشد کرده و به جوانه تبدیل می‌شوند. اما زمانی که غلظت زیرکونیم زیاد (۱۱/۰ درصد وزنی) باشد، سازوکار جوانه‌زایی بر اساس واکنش پریکتیک (رابطه ۱) در دمای 661°C انجام می‌شود که ناشی از ذرات بین‌فلزی Al_3Zr در جای تشکیل شده^۲ حین انجماد است (۱۱).



زیرکونیم، یک عنصر آلیاژی کاربردی برای اصلاح ریزساختار آلیاژهای آلومینیوم محسوب می‌شود که سرعت تبلور مجدد دینامیکی را کاهش می‌دهد (۱۱ و ۱۲). Al-5Zr به دلیل تشکیل ذرات با پایداری حرارتی بالا و سازگاری ساختاری بلوری استثنایی با آلومینیوم، گزینه‌ای موثر برای اصلاح دانه‌بندی آلیاژهای Al-Mg-Si است (۱۳). فاز Al_3Zr از نظر ترمودینامیکی در دماهای بالا حتی در نزدیکی نقطه ذوب آلومینیوم نیز پایدار می‌ماند و اثر مسمومیت کمتری نسبت به عناصری مانند کروم و وانادیوم دارد و عملکرد جوانه‌زایی را بهبود می‌بخشد (۱۱، ۱۴ و ۱۵).

با وجود نقش موثر مواد جوانه‌زا و عناصر افزودنی بر بهسازی و اصلاح ریزساختار، نقش پارامترهای عملیاتی و نوع روش ریخته‌گری را نیز در این خصوص نباید نادیده گرفت (۱۶-۱۸).

ریخته‌گری گریز از مرکز^۳ برای تولید قطعات کامپوزیت استوانه‌ای هدفمند که ریزساختار و به تبع آن، خواص فیزیکی، مکانیکی یا شیمیایی آن‌ها به‌طور تدریجی در امتداد نیروی گریز از مرکز تغییر می‌کند، به‌کار می‌رود (۴). در روش ریخته‌گری گریز از مرکز، وقتی که مذاب حاوی ذرات تحت نیروی گریز از مرکز قرار می‌گیرد سرعت حرکت ذرات داخل سیال در راستای نیروی گریز از مرکز بسته به چگالی و اندازه آن‌ها، طبق معادله استوکس^۴ (رابطه ۲) در مکانیک سیالات، متفاوت بوده و حین انجماد دو ناحیه جدایش یافته غنی و فقیر از ذرات تشکیل می‌گردد (۱۹). مقدار جدایش ذرات و محل‌های نسبی نواحی غنی و فقیر از ذرات در داخل نمونه ریختگی عمدتاً به دمای مذاب و ویسکوزیته آن، سرعت سرمایش، چگالی ذرات و مذاب، اندازه ذرات و سرعت چرخش قالب بستگی دارد. ذرات کوچک‌تر و با چگالی کمتر با جدایش مرکز محور (در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز) به سمت محور چرخش (جداره داخلی استوانه) جدایش می‌یابند؛ درحالی‌که ذرات درشت‌تر و با چگالی بیشتر با حرکت در جهت نیروی گریز از مرکز حین انجماد به سمت دورتر نسبت به محور چرخش استوانه ریختگی جدایش پیدا می‌کنند (۳).

$$V_{\text{sp}} = \frac{2(\rho_{\text{sp}} - \rho_{\text{l}})GgR_{\text{sp}}^2}{9\mu} \quad (2)$$

مزیت ویژه روش ریخته‌گری گریز از مرکز برای ایجاد ریزساختار و خواص هدفمند نسبت به سایر روش‌ها مثل پوشش‌دهی و اصلاح سطحی، کاهش تعداد مراحل تولید و هزینه تولید پایین‌تر آن است (۱۹). علاوه بر این، قطعات ریخته‌گری گریز از مرکز، آنیزوتروپی مربوط به ویژگی‌های ریزساختاری و مکانیکی از قبل موجود را که معمولاً در قطعات فورج، نورد یا جوشکاری شده وجود دارد، نشان نمی‌دهند (۲۰).

بر این اساس در مقاله حاضر، ریزساختار ریختگی هدفمند حاصل در آلیاژ یوتکتیک $\text{Al-13.8wt.\%Mg}_2\text{Si}$ ، متأثر از اختلاف سرعت جدایش فازی در ریخته‌گری گریز از مرکز (بر اساس معادله استوکس در مکانیک سیالات) و اندازه و مورفولوژی ذرات

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-Mg-Si مورد استفاده

(بر حسب درصد وزنی)			
Mg	Fe	Si	Al
۷/۷۶	۰/۱۶	۵/۱۳	باقیمانده

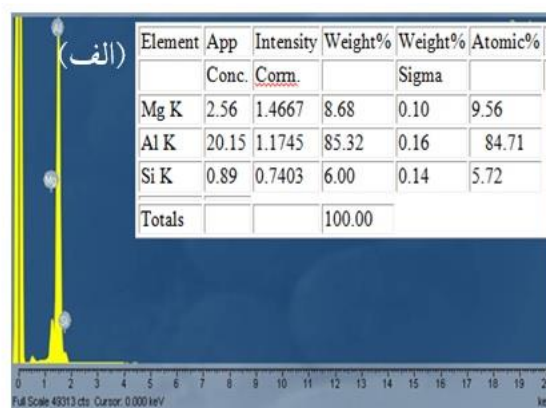
Mg₂Si (متاثر از افزودن ماده جوانه‌زای Al-5Zr)، مورد ارزیابی قرار می‌گیرد. علاوه بر آن، ارزیابی ریزساختار مقاطع شعاعی استوانه‌های ریختگی گریز از مرکز و مقایسه آن‌ها با ریز ساختار جدایش‌یافته طبیعی ذرات Mg₂Si (ناشی از اختلاف چگالی این ذرات با مذاب آلومینیم) در ریخته‌گری ثقلی، می‌تواند نقش و سهم متمایز نیروی گریز از مرکز ریخته‌گری و اثر جوانه‌زایی Al-5Zr را در جدایش‌های هدفمند ذرات تقویت‌کننده Mg₂Si مورفولوژی ریزساختار یوتکتیکی حاصل به‌خوبی به نمایش بگذارد.

۲- مواد و روش تحقیق

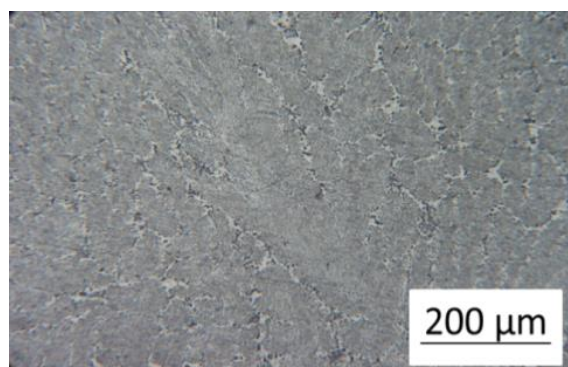
برای تهیه آلیاژ اولیه Al-13.8wt.%Mg₂Si (از این به بعد برای اختصار به‌صورت Al-13.8%Mg₂Si نشان داده خواهد شد) از آلومینیم، منیزیم و سیلیسیم خالص به‌ترتیب با خلوص ۹۹/۸ و ۹۹/۷ و ۹۹/۹ درصد استفاده شد. به این منظور، ابتدا آلومینیم با استفاده از یک کوره الکتریکی مقاومتی در دمای ۸۰۰ °C در داخل بوتله گرافیتی ذوب شد. سپس سیلیسیم توزین‌شده به مذاب آلومینیم اضافه شد. قبل از افزودن منیزیم توزین‌شده به مذاب، به علت فشار بخار بالای منیزیم، دمای مذاب به ۷۴۰ °C کاهش داده شد. همچنین برای جبران تلفات ناشی از سوختن منیزیم، پس از انجام آنالیز کوانتومتری متعدد، وزن منیزیم به میزان ۱۵ درصد بیشتر از نسبت وزنی محاسبه‌شده برای آلیاژ در نظر گرفته شد. پس از افزودن منیزیم، دمای مذاب به ۸۰۰ °C افزایش یافت و به مدت ۱۵ دقیقه در آن دما نگهداری شد و در داخل یک قالب فولادی به ابعاد ۲۰×۲۰×۵۰ cm³ ریخته‌گری شد. ترکیب شیمیایی نهایی آلیاژ مورد استفاده برای مراحل بعدی تحقیق، با استفاده از آنالیز کوانتومتری تعیین شد (جدول ۱).

سپس از ماده جوانه‌زای Al-5Zr به مقدار ۰/۱ درصد وزنی مذاب و با چگالی ۲/۷۷۶ g/cm³ استفاده شد. در مرحله ذوب مجدد آلیاژ اولیه، پس از افزودن مقدار ۰/۵ درصد وزنی قرص گاززدای هگزا کلرو اتان (C₂Cl₆) به مذاب برای گاززدایی و سرباره‌گیری، سپس جوانه‌زا به آلیاژ مذاب یوتکتیک افزوده شد و با یک میله گرافیتی به مدت پنج دقیقه به‌خوبی هم‌زده شد و عملیات ریخته‌گری ثقلی و گریز از مرکز با استفاده از ماشین ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی آزمایشگاهی مجهز به سیستم پیش‌گرم‌کننده قالب، انجام گرفت. مذاب به داخل قالب فولادی چرخان با دمای پیش‌گرم ۳۰۰ °C و سرعت چرخش ۱۴۰۰ rpm ریخته شد. قبل از ریخته‌گری، یک دوغاب سرامیکی نازک به ضخامت حدود یک میلی‌متر (تحت عنوان تجاری پوشان قالب) به‌منظور کاهش و یکسان‌سازی سرعت انجماد دیواره قالب، با اسپری روی جداره داخلی قالب اعمال و خشک شده بود. پس از ریخته‌گری و انجماد، استوانه‌های هدفمند با طول ۱۱۰ میلی‌متر و قطر خارجی ۹۰ میلی‌متر و ضخامت جداره ۱۵ میلی‌متر به‌دست آمدند. عملیات ریخته‌گری فوق‌الذکر برای ریخته‌گری آلیاژ Al-13.8%Mg₂Si، بدون اضافه نمودن ماده جوانه‌زا نیز تکرار شد. به‌منظور بررسی تاثیر نیروی گریز از مرکز بر ریزساختار ریختگی آلیاژ یوتکتیک مورد نظر و مقایسه آن با ریزساختار ریخته‌گری مرسوم ثقلی، عملیات ریخته‌گری ثقلی نیز در قالب فولادی مکعبی به ابعاد ۱۰×۱۰×۱۰ cm³ با اعمال اولیه پوشان قالب (دوغاب سرامیکی) و با دمای پیش‌گرم ۳۰۰ °C با ترکیب آلیاژ یکسان نیز صورت گرفت.

برای بررسی ریزساختار نمونه‌های ریختگی، ابتدا نمونه‌ها با کاغذ سنباده ۶۰۰ تا ۲۵۰۰ سنباده زده شد و پس از پولیش‌کاری با پودر آلومینای ۰/۳ میکرومتر و حکاکی شیمیایی در محلولی شامل (۳ میلی‌لیتر اسید نیتریک ۶۵٪ و ۲۰ میلی‌لیتر اسید کلریدریک ۶۵٪ و ۴ میلی‌لیتر اسید فلئوئوریدریک و ۱۷۵ میلی‌لیتر آب مقطر)، با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل OLYMPUS PMG3 مجهز به دوربین DP11 مورد مطالعه قرار گرفتند. از طیف‌نگار توزیع انرژی اشعه ایکس^۵ مدل Oxford ملحق‌شده روی



شکل ۱- (الف) طیف EDX و (ب) تصویر ریزساختار از مقطع پایینی شمش اولیه Al-13.8%Mg₂Si ریخته‌گری شده به روش ثقلی.



شکل ۲- ریزساختار شمش ذوب مجدد شده با ترکیب یوتکتیک

Al-13.8% Mg₂Si

در شکل (۳)، تصاویر ریزساختارهای گرفته شده با استفاده از میکروسکوپ نوری شمش ریخته‌گری شده نشان داده شده است. در این شکل دیده می‌شود که در اثر نیروی جاذبه ثقلی، ذرات Mg₂Si اولیه تشکیل شده با اندازه $12/17 \pm 79/62$ میکرومتر در مذاب، به دلیل چگالی پایین تر ($1/95 \text{ g/cm}^3$) نسبت به چگالی مذاب ($2/6 \text{ g/cm}^3$) در خلاف جهت جاذبه زمین به سطح رویی شمش جدایش یافته‌اند. جدایش در اثر نیروی جاذبه اغلب در حین انجماد، بلافاصله بعد از شکل‌گیری هسته‌های اولیه و رشد آن‌ها رخ می‌دهد. این جدایش نتیجه تفاوت چگالی اجزای داخل یک سیال است.

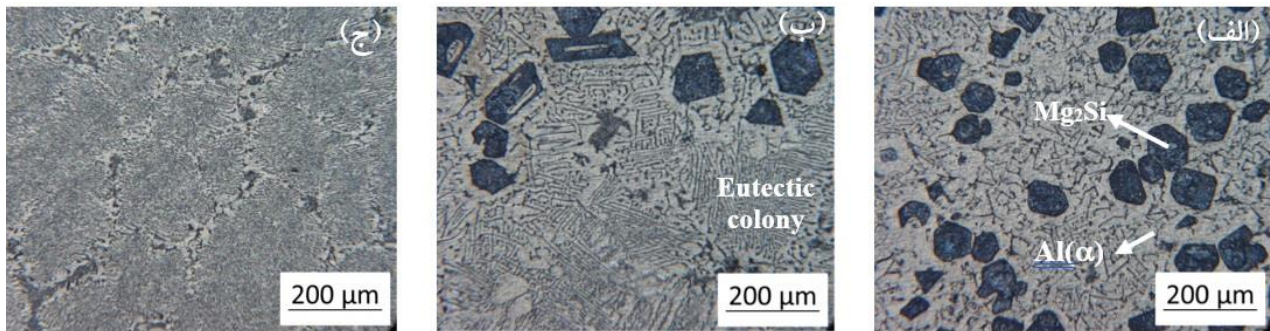
در شکل (۴)، تصاویر ریزساختار میکروسکوپی نوری آلیاژ یوتکتیک Al-13.8%Mg₂Si ریخته‌گری شده با روش ریخته‌گری

میکروسکوپ الکترونی روبشی^۶ مدل CamScan MV2300 برای انجام میکروآنالیز شیمیایی اجزای ریزساختاری نمونه‌ها در مقاطع مختلف شعاعی استفاده شد. سپس ریزساختارهای نمونه‌های استوانه‌ای ریخته‌گری در مقاطع شعاعی مختلف به صورت کیفی و کمی با استفاده از نرم افزار آنالیزگر تصویر ImageJ مورد بررسی قرار گرفت.

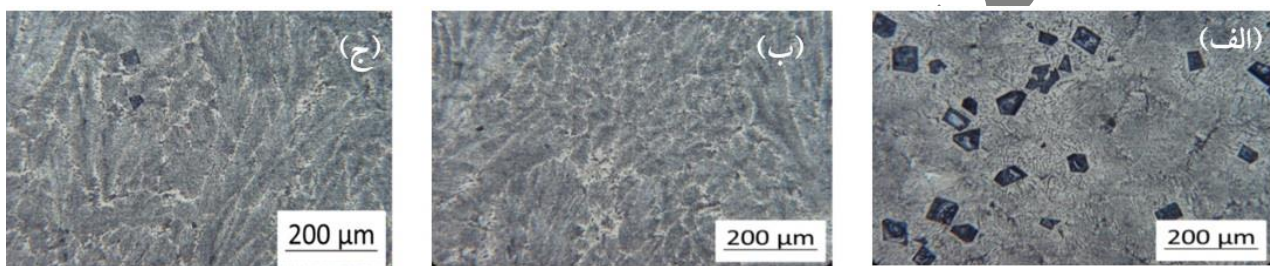
۳- نتایج و بحث

برای اطمینان از همگنی ترکیب شیمیایی شمش اولیه (پیش از ذوب مجدد) که با استفاده از کوره مقاومتی آزمایشگاهی ریخته‌گری شده بود، مقطع پایینی شمش، ضمن متالوگرافی با میکروسکوپ نوری تحت آنالیز EDX پنجره گرفته شد که طیف حاصل از EDX و تصویر ریزساختار میکروسکوپی نوری آن در شکل (۱) نشان داده شده است که هر دوی آن‌ها (طیف EDX و تصویر ریزساختار)، به روشنی بیانگر آن است که مقطع پایینی شمش دارای ریزساختار فاز Al(α) هیپویوتکتیک می‌باشد.

در مرحله بعد، به منظور حذف فاز Al(α) هیپویوتکتیک و فاز Mg₂Si هایپریوتکتیک ایجاد شده در ریزساختار و دستیابی به ترکیب یوتکتیک، شمش اولیه ذوب مجدد شد. ریزساختار نمونه ذوب مجدد شده مطابق شکل (۲)، یک ریزساختار تقریباً یوتکتیکی را نشان می‌دهد.



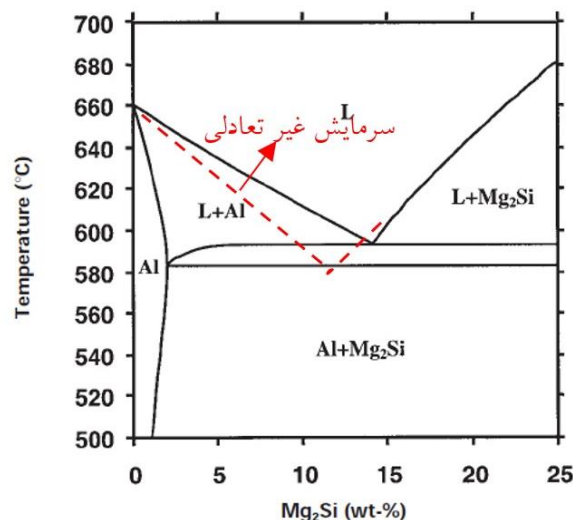
شکل ۳- تصاویر ریزساختارهای آلیاژ یوتکتیک Al-13.8%Mg₂Si ریخته‌گری شده به روش ثقلی بدون جوانه‌زا (الف) مقطع بالایی، (ب) مقطع میانی، (ج) مقطع پایینی.



شکل ۴- تصاویر ریزساختار آلیاژ یوتکتیک ذوب مجدد شده Al-13.8%Mg₂Si ریخته‌گری شده به روش ثقلی حاوی جوانه‌زای Al-5Zr در (الف) مقطع بالایی، (ب) مقطع میانی، (ج) مقطع پایینی.

نواحی این سلول‌های یوتکتیکی ستونی باهم تلاقی داشته و منجر به ایجاد سلول‌های یوتکتیک هم‌محور ریز گردیده است. همچنین تعداد معدودی ذره Mg₂Si اولیه نیز در مقطع پایینی شمش ذوب مجدد شده مشاهده می‌شود که حین انجماد در بین سلول‌های یوتکتیک محبوس شده و نتوانسته‌اند به سمت بالا (در خلاف جهت گرانش زمین) حرکت کنند (۲۱). همچنین فاز Al(α) پیرامون ذرات Mg₂Si را احاطه ننموده است و مورفولوژی Mg₂Si یوتکتیکی نیز عمدتاً لایه‌ای است. با افزودن ماده جوانه‌زای Al-5Zr با چگالی 2.78 g/cm^3 به آلیاژ مذاب با چگالی 2.57 g/cm^3 ، ترکیب بین‌فلزی Al₃Zr با چگالی 4.1 g/cm^3 می‌تواند تشکیل شود. ذرات بین‌فلزی Al₃Zr تشکیل شده درجا با چگالی 4.1 g/cm^3 ، تأثیر بسزایی روی فرایند رشد ذرات Mg₂Si داشته و ضمن جلوگیری از رشد برخی صفحات آن در جهات خاص کریستالی، باعث تغییر مورفولوژی این ذرات از مکعبی به شکل حروف چینی شده است.

ثقلی حاوی ۰/۱ درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Zr مشاهده می‌شود. در شکل (۴-الف)، مشاهده می‌شود که ذرات Mg₂Si اولیه در خلاف جهت نیروی گرانشی زمین و به سمت مقطع بالایی شمش جدایش یافته‌اند. زیرا چگالی ذرات اولیه Mg₂Si (1.95 g/cm^3) پایین‌تر از چگالی مذاب آلومینیم (2.57 g/cm^3) بوده (۳) و لذا طبق قانون استوکس در مکانیک سیالات، این ذرات در خلاف جهت نیروی گرانش زمین (به سمت بالا) حرکت نموده و در سطح بالایی شمش تجمع یافته‌اند. همچنان‌که در شکل (۴-الف) مشاهده می‌شود، این ذرات دارای مورفولوژی چندوجهی بوده و میانگین اندازه آن‌ها که با استفاده از نرم افزار ImageJ اندازه‌گیری شده، حدود 7.13 ± 42.10 میکرومتر می‌باشد. در شکل (۴-ب)، در مقطع میانی شمش ذوب مجدد شده جهت‌گیری مشخصی در ریزساختار سلول‌های یوتکتیکی مشاهده نمی‌شود. در مقطع پایینی نمونه ریخته‌گری شده (شکل ۴-ج)، سلول‌های یوتکتیکی ستونی مشاهده می‌شوند. در بعضی

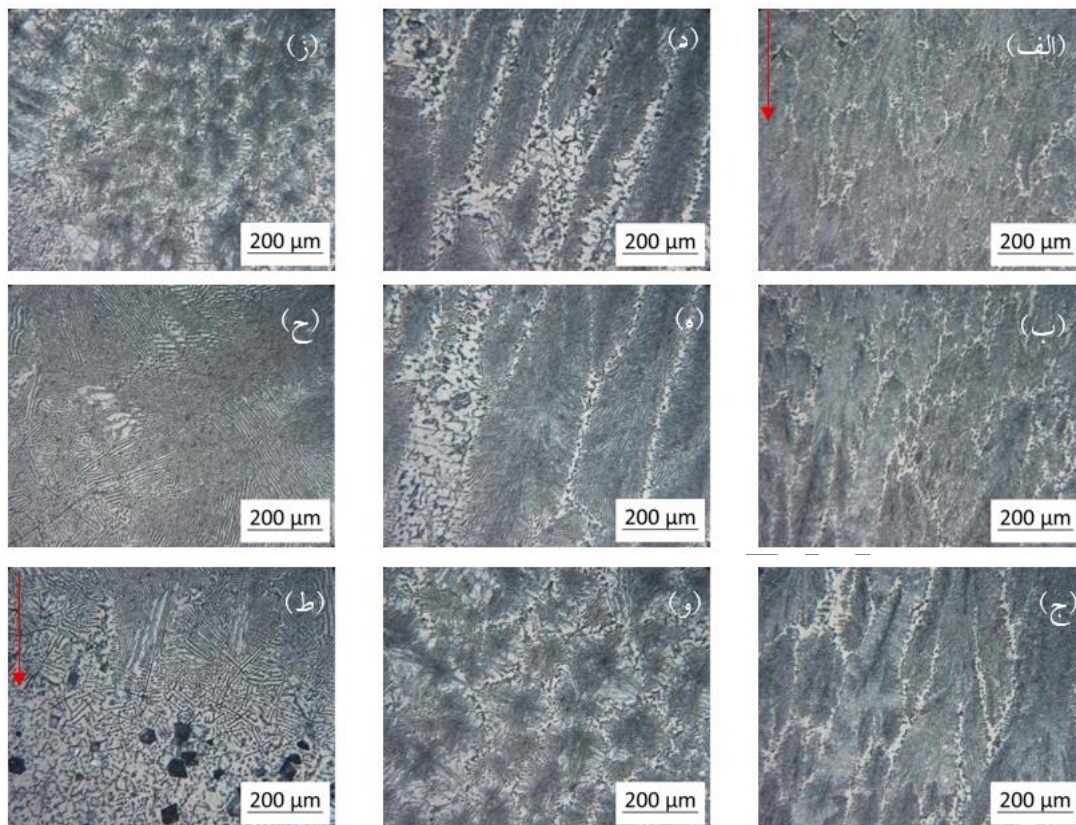


شکل ۵- تغییر موقعیت نقطه یوتکتیک در نمودار فازی تعادلی Al-Mg₂Si در اثر انجماد غیر تعادلی (۲۲).

نموده‌اند به‌طوری‌که در شکل‌های (۶-ج)، (۶-د) و (۶-ه)، سلول‌های یوتکتیکی ستونی کاملاً درشت مشاهده می‌شوند. اما در شکل‌های (۶-و) و (۶-ز) ریزساختاری با سلول‌های یوتکتیک هم‌محور مشاهده می‌شود. در ریخته‌گری گریز از مرکز استوانه ریختگی مورد نظر، دو جبهه انجماد با سرعت‌های پیشروی متفاوت وجود دارد، یکی از آن‌ها جبهه انجماد بیرونی است که با سرعت پیشروی بالا، از جداره خارجی استوانه به سمت جداره داخلی آن حرکت می‌کند و جبهه انجماد دیگر که جبهه انجماد داخلی است با سرعت کمتر، از سمت جداره داخلی استوانه به سمت جداره خارجی آن پیشروی می‌کند. در محل برخورد این دو جبهه انجماد، ریزساختار قطعه ریختگی دارای سلول‌های هم‌محور خواهد بود (۲۳). در شکل‌های (۶-ح) و (۶-ط) که مربوط به داخلی‌ترین لایه‌های استوانه ریختگی هستند، ریزساختار یوتکتیک لایه‌ای خشن مشاهده می‌شود. در واقع تشکیل لایه‌های یوتکتیک خشن در سطوح داخلی ناشی از سرعت انجماد پایین این لایه‌ها بوده است. علاوه بر آن، در شکل (۶-ط) ذرات سیاه‌رنگ با مورفولوژی چندوجهی نیز مشاهده می‌شوند که همان ذرات اولیه Mg₂Si با اندازه $7/55 \pm 34/53$ میکرومتر می‌باشند. این ذرات با چگالی پایین‌تر نسبت به آلیاژ مذاب در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و به سمت جداره

تحت شرایط انجماد غیر تعادلی، ترکیب نقطه یوتکتیک نمودار فازی تعادلی مطابق شکل (۵)، به دماهای پایین‌تر و به سمت قسمت غنی از آلومینیم تغییر موقعیت می‌دهد و لذا ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد مطالعه روی نمودار فازی در موقعیت آلیاژهای هایپریوتکتیک قرار می‌گیرد و مستعد تشکیل ذرات Mg₂Si اولیه می‌شود. در ادامه انجماد، ذرات Mg₂Si اولیه تشکیل‌شده، عناصر منیزیم و سیلیسیم را از مذاب زمینه جذب نموده و لذا مقدار این دو عنصر در مذاب باقیمانده پیرامون ذرات Mg₂Si اولیه کاهش می‌یابد و فازهای Al(α) سفیدرنگ پیرامون ذرات Mg₂Si اولیه شکل می‌گیرند.

شکل (۶)، تصاویر ریزساختار میکروسکوپی نوری مقاطع شعاعی مختلف آلیاژ یوتکتیک Al-13.8%Mg₂Si فاقد ماده جوانه‌زا را پس از ریخته‌گری گریز از مرکز نشان می‌دهد. در شکل (۶-الف)، یک ریزساختار ستونی ظریفی در خارجی‌ترین سطح استوانه ریختگی مشاهده می‌شود که ناشی از شیب دمایی زیاد در نزدیکی جداره قالب پیش‌گرم‌شده می‌باشد. در این ریزساختار به دلیل پیش‌گرم شدن قالب، دانه‌های ریز و هم‌محور ناحیه تبریدی مشاهده نمی‌شوند. با دور شدن از جداره قالب به سمت لایه‌های داخلی، سرعت انتقال حرارت کاهش یافته و مطابق شکل (۶-ب)، سلول‌های یوتکتیکی ستونی شروع به رشد



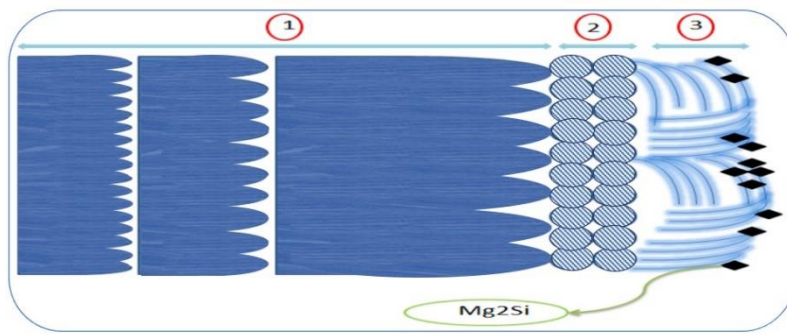
شکل ۶- تصاویر ریزساختار میکروسکوپی نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریخته‌گری شده به روش گریز از مرکز آلیاژ $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$ بدون افزودن جوانه‌زا (الف) تا (ط)، به ترتیب بر ریزساختار خارجی‌ترین سطح استوانه تا داخلی‌ترین سطح آن دلالت دارند (پیکان‌های قرمز جهت انتقال حرارت را نشان می‌دهند).

نوری مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریخته‌گری در شکل (۶)، می‌توان الگوی انجماد آلیاژ یوتکتیک $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$ را در ریخته‌گری گریز از مرکز به صورت شکل (۷) ترسیم نمود. در این شکل ناحیه (۱)، دارای ریزساختار سلول‌های ستونی، ناحیه (۲)، دارای ریزساختار سلول‌های هم‌محور و ناحیه (۳)، لایه‌های یوتکتیک خشن به همراه ذرات اولیه Mg_2Si می‌باشند.

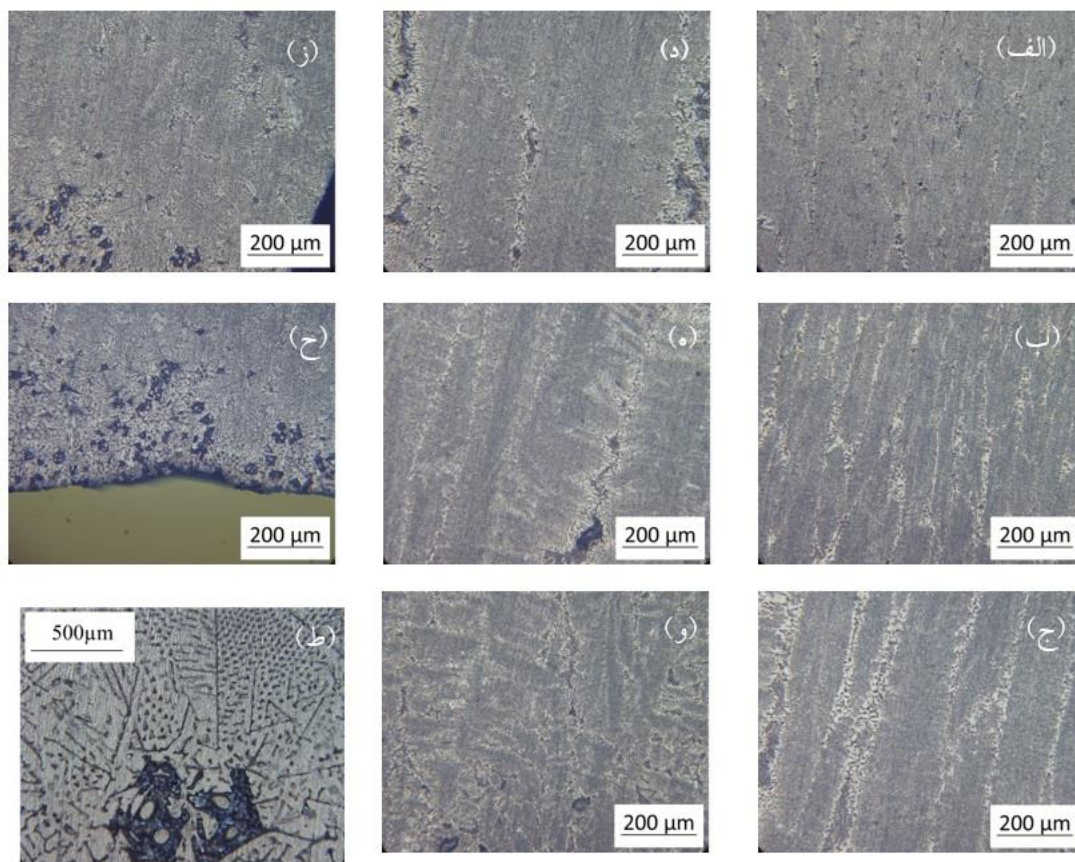
در شکل (۸)، تصاویر ریزساختار میکروسکوپی نوری آلیاژ $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$ حاوی ۱/۰ درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Zr پس از ریخته‌گری گریز از مرکز ارائه شده است. در شکل‌های (۸-الف) تا (۸-د)، با دور شدن از لایه خارجی استوانه ریخته‌گری، سلول‌های یوتکتیکی رفته‌رفته درشت‌تر شده‌اند. در شکل‌های (۸-ه) و (۸-و)، بازوهای ثانویه یوتکتیکی نیز تشکیل شده‌اند. به نظر می‌رسد که افزودن جوانه‌زای Al-5Zr ، ضمن

داخلی استوانه جدایش پیدا کرده‌اند. تشکیل ذرات اولیه Mg_2Si در داخلی‌ترین لایه، حاکی از آن است که لایه‌های خارجی زودتر و سریع‌تر منجمد می‌شوند و در واقع ذرات Mg_2Si ابتدا در حین انجماد سطوح خارجی استوانه تشکیل شده و سپس در ادامه انجماد به خاطر چگالی پایین آن‌ها، در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به سمت سطوح داخلی استوانه جدایش یافته‌اند. به نظر می‌رسد که فازهای سیاه‌رنگ موجود در بین سلول‌های یوتکتیکی ناشی از تشکیل یوتکتیک‌های سه‌فازی $\text{Al-Mg}_2\text{Si-Si}$ باشد؛ زیرا در داخل سلول‌های یوتکتیک نسبت استوکیومتری سیلیسیم به Mg_2Si در فاز یوتکتیکی ۱ به ۲ می‌باشد و مقداری از سیلیسیم اضافی حین انجماد به مرز سلول‌ها پس زده شده و درصد سیلیسیم در مرز سلولی افزایش یافته است.

براین اساس و با توجه به تصاویر ریزساختاری میکروسکوپی



شکل ۷- طرحواره‌ای از ریزساختار انجمادی استوانه ریختگی آلیاژ یوتکتیک Al-13.8%Mg₂Si بدون جوانه‌زا پس از ریخته‌گری گریز از مرکز.



شکل ۸- تصاویر ریزساختار میکروسکوپی نوری آلیاژ Al-13.8 %Mg₂Si حاوی ۱/۰ درصد وزنی جوانه‌زای Al-5Zr پس از ریخته‌گری گریز از مرکز (از (الف) تا (ح)، به ترتیب دلالت دارند بر ریزساختار خارجی ترین سطح استوانه ریختگی تا داخلی ترین سطح آن)، (ط) ریزساختار داخلی ترین لایه.

ذرات Mg₂Si یوتکتیکی در داخل سلول‌های یوتکتیک از نوع میله‌ای و در مرز سلول‌ها از نوع لایه‌ای می‌باشد. در سلول‌های یوتکتیکی هم‌محور از آنجایی که سرعت انجماد در مرکز سلول‌ها بالا است، لایه‌های یوتکتیکی مورفولوژی میله‌ای شکل دارند و

کاهش اندازه سلول‌های یوتکتیکی در داخلی ترین لایه استوانه ریختگی (شکل ۸-ط)، باعث تغییر مورفولوژی یوتکتیک داخل سلول‌ها از حالت لایه‌ای به حالت میله‌ای با فواصل منظم در کنار یکدیگر شده است. در این لایه مشاهده می‌شود که مورفولوژی

جدول ۲- اندازه ذرات اولیه Mg_2Si نمونه‌های ریخته‌گری گریز از مرکز و ثقلی حاوی جوانه‌زای $Al-5Zr$ و بدون جوانه‌زا (میکرومتر)

بدون جوانه‌زا	حاوی جوانه‌زا $Al-5Zr$	
$34/53 \pm 7/55$	$16/36 \pm 3/53$	ریخته‌گری گریز از مرکز
$79/62 \pm 12/17$	$42/10 \pm 7/13$	ریخته‌گری ثقلی

(۲) در ریخته‌گری ثقلی، مراکز جوانه‌زنی در اثر افزودن ماده جوانه‌زای $Al-5Zr$ ، به‌طور همگن در سرتاسر نمونه ثقلی پخش شده و به‌عنوان مراکز جوانه‌زنی سلول‌های یوتکتیک هم‌محور عمل می‌کنند.

(۳) در ریخته‌گری گریز از مرکز، ذرات Al_3Zr درجای تشکیل‌شده از ماده جوانه‌زای $Al-5Zr$ ، ضمن تغییر مورفولوژی ذرات اولیه Mg_2Si از حالت مکعبی (چندضلعی) به شکل حروف چینی و کاهش اندازه ذرات Mg_2Si ، باعث تغییر آشکار مورفولوژی یوتکتیک از شکل لایه‌ای به شکل میله‌ای منظم در لایه داخلی استوانه ریختگی می‌شود.

تشکر و سپاسگزاری

نویسندگان مقاله از دانشگاه بناب بابت حمایت مالی (در قالب تامین کمک هزینه شماره ۱۴۰۳۱۳) برای تکمیل مراحل عملی این پژوهش قدردانی می‌کنند.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند که هیچ نوع تضاد منافع با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

معصومه غایب‌لو: طراحی و مطالعه، جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر اولیه داده‌ها، نوشتن مقاله، مدیریت منابع. **احمد صمدی:** ایده‌پردازی اولیه، مدیریت پروژه، اعتبارسنجی نتایج، تحلیل و تفسیر داده‌ها، ویرایش نهایی.

در نواحی خارجی تر سلول‌ها که سرعت انجماد پایین‌تر می‌باشد (۲۴)، مورفولوژی یوتکتیک به نوع لایه‌ای تغییر یافته است. ذرات بین‌فلزی Al_3Zr تشکیل‌شده درجا با چگالی $4/1 \text{ g/cm}^3$ ، تاثیر بسزایی روی فرایند رشد ذرات Mg_2Si داشته و ضمن جلوگیری از رشد برخی صفحات آن در جهات خاص کریستالی (شکل‌های ۸-ز و ۸-ح)، باعث تغییر مورفولوژی این ذرات از مکعبی به شکل حروف چینی شده است. همچنین اندازه ذرات Mg_2Si در اثر افزودن ماده جوانه‌زا به $16/36 \pm 3/53$ میکرومتر کاهش یافته است.

در جدول (۲)، اندازه ذرات اولیه Mg_2Si نمونه‌های حاوی جوانه‌زای $Al-5Zr$ و بدون آن در نمونه‌های ریخته‌گری گریز از مرکز و ثقلی اندازه‌گیری‌شده با نرم افزار ImageJ آورده شده است. نتایج به‌خوبی نشان می‌دهند که نمونه حاوی ماده جوانه‌زای $Al-5Zr$ ساخته‌شده با روش ریخته‌گری گریز از مرکز، کاهش قابل ملاحظه‌ای در اندازه ذرات Mg_2Si نسبت به نمونه بدون جوانه‌زا و ریخته‌گری‌شده با روش ثقلی نشان می‌دهد.

۴- نتیجه‌گیری

با ریخته‌گری گریز از مرکز و ثقلی آلیاژ یوتکتیک $Al-13.8\text{wt.}\%Mg_2Si$ و اضافه نمودن ماده جوانه‌زای $Al-5Zr$ و بررسی و مقایسه ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف نمونه‌های استوانه‌ای ریخته‌گری حاصل، نتایج زیر به‌دست آمدند:

(۱) به خاطر شرایط انجماد غیرتعادلی حاکم بر ریخته‌گری در قالب فلزی، ترکیب یوتکتیکی در نمودار فازی به دماهای پایین‌تر و به‌سمت آلومینیم تغییر موقعیت می‌دهد و در موقعیت آلیاژهای هایپریوتکتیک واقع می‌شود که حین انجماد، منجر به تشکیل ذرات Mg_2Si اولیه می‌شود.

1. functionally graded materials (FGM)
2. in-situ formed
3. centrifugal casting method (CCM)

4. Stocks' equation
5. energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX)
6. scanning Electron Microscopy (SEM)

مراجع

1. Kumar S, Subramaniya Sarma V, Murty B. Functionally graded Al alloy matrix in-situ composites. *Metall Mater Trans A* 2010;41:242–54. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0063-3>
2. Watanabe Y, Kawamoto A, Matsuda K. Particle size distributions in functionally graded materials fabricated by the centrifugal solid-particle method. *Compos Sci Technol*. 2002;62(6):881–8. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(02\)00023-4](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(02)00023-4)
3. Raghunandan S, Hyder JA, Rajan T, Prabhu KN, Pai B. Processing of primary silicon and Mg₂Si reinforced hybrid functionally graded aluminum composites by centrifugal casting. *Trans Tech Publ*. 2012;710:395–400. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.710.395>
4. El Hadad S, Sato H, Sequeira P, Watanabe Y, Oya-Seimiya Y. Effects of the processing temperature of centrifugal casting on the mechanical properties of Al-Al₃Ti FGMs. *Trans Tech Publ*. 2010;631:373–8. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.631-632.373>
5. Ferreira S, Rocha L, Ariza E, Sequeira P, Watanabe Y, Fernandes J. Corrosion behaviour of Al/Al₃Ti and Al/Al₃Zr functionally graded materials produced by centrifugal solid-particle method: Influence of the intermetallics volume fraction. *Corros Sci*. 2011;53(6):2058–65. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.02.010>
6. Tabushi K, Sato H, Watanabe Y. Effect of casting condition on density and hardness gradients of Al-Al₂Cu alloy FGM fabricated by centrifugal in situ method. *Trans Tech Publ*. 2010;631:449–54. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.631-632.449>
7. Duque NB, Melgarejo ZH, Suarez OM. Functionally graded aluminum matrix composites produced by centrifugal casting. *Mater Charact*. 2005;55(2):167–71. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2008.04.002>
8. Nandam SH, Sankaran S, Murty B. Precipitation kinetics in Al-Si-Mg/TiB₂ in-situ composites. *Trans Indian Inst Met*. 2011;64(1):123. <https://doi.org/10.1007/s12666-011-0024-6>
9. Mohanty P, Gruzleski J. Mechanism of grain refinement in aluminium. *Acta Metall Mater*. 1995;43(5):2001–12. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00405-7](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00405-7)
10. Wu J, Ruan Q, Chen S, Meng C, Xu Z, Wei C, et al. Insights into poisoning mechanism of Zr by first principle calculation on adhesion work and adsorption energy between TiB₂, Al₃Ti, and Al₃Zr. *Metals* 2022;12(2):286. <https://doi.org/10.3390/met12020286>
11. Kapinos D, Augustyn B, Boczkaj S, Limanówka K, Płonka B, Garbacz-Klempka A, et al. Influence of Zr on Al-Ti-B-Based Grain Refiners in AlSiMgCuZr Alloy. *Materials* 2025;18(13):3000. <https://doi.org/10.3390/ma18133000>
12. Zhang L, Yang L, Zhao J, Shen Z, Li Q, Jiang H, et al. A novel insight toward Zr poisoning on grain refinement of Al–5Ti–1B and its solution. *Metall Mater Trans B* 2024;55(4):2765–75. <https://doi.org/10.1007/s11663-024-03140-z>
13. Elasheri A, Elgallad EM, Parson N, Chen XG. Nucleation and transformation of Zr-bearing dispersoids in Al–Mg–Si 6xxx alloys. *J Mater Res*. 2023;38(3):696–707. <https://doi.org/10.1557/s43578-022-00852-3>
14. Pang X, Yang L, Yang J, Pang M, Xu Z, Li A, et al. Understanding the poisoning mechanisms of Si and Zr atoms on L1₂ Al₃Ti (111) surface: A first-principles investigation. *Vacuum* 2023;210:111891. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.111891>
15. Li D, Yan X, Fan Y, Liu G, Nie J, Liu X, et al. An anti Si/Zr-poisoning strategy of Al grain refinement by the evolving effect of doped complex. *Acta Mater*. 2023;249:118812. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2023.118812>
16. Zhiguo L, Shengping W, Hui H, Wu W, Zuoren N. Grain refinement of aluminum and aluminum alloys by Sc and Zr. *Metals* 2023;13(4):751. <https://doi.org/10.3390/met13040751>
17. Bolibruchová D, Matejka M, Šíranec L, Švec M. Zr as an alternative grain refiner in the novel AlSi₅Cu₂Mg alloy. *Metals* 2024;14(5):581. <https://doi.org/10.3390/met14050581>
18. Chirita G, Soares D, Silva F. Advantages of the centrifugal casting technique for the production of structural components with Al–Si alloys. *Mater Des*. 2008;29(1):20–7. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.12.011>
19. Rajan T, Jayakumar E, Pai B. Developments in solidification processing of functionally graded aluminium alloys and composites by centrifugal casting technique. *Trans Indian Inst Met*. 2012;65(6):531–7. <https://doi.org/10.1007/s12666-012-0191-0>
20. Chirita G, Stefanescu I, Soares D, Silva F. On the

- ability of producing FGMs with an AlSi_{12} aluminium alloy by using centrifugal casting. *Int J Mater Prod Technol*. 2010;39(1–2):30–43.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.12.045>
21. Zhou BL. Functionally graded $\text{Al/Mg}_2\text{Si}$ in-situ composites, prepared by centrifugal casting. *J Mater Sci Lett*. 1998;17(19):1677–9.
<https://doi.org/10.1023/A:1006635221379>
22. Zhang J, Fan Z, Wang Y-Q, Zhou B-L. Microstructure and mechanical properties of in situ $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ composites. *Mater Sci Technol*. 2000;16(7–8):913–8.
<https://doi.org/10.1179/026708300101508685>
23. Samadi A, Ghayebloo M. Effect of Al-5Ti-B inoculant addition on the graded microstructure of centrifugally cast $\text{Al-13.8 wt.\% Mg}_2\text{Si}$ composite. *J Adv Mater Eng*. 2015;34(2):49–59.
<https://doi.org/10.18869/acadpub.jame.34.2.49>
24. Azarbarmas M, Emamy M, Alipour M, Rassizadehghani J. The effects of boron additions on the microstructure, hardness and tensile properties of in situ $\text{Al-15\% Mg}_2\text{Si}$ composite. *Mater Des*. 2011;32(10):5049–54.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.05.036>

نسخه
پیش
از انتشار