

# تأثیر افزودن جوانه‌زای Al-5Ti-B بر درجه‌بندی ریزساختار استوانه ریخته شده از کامپوزیت Al-13.8 wt.% Mg<sub>2</sub>Si به‌روش ریخته‌گری گریز از مرکز

احمد صمدی\* و معصومه غایب لو  
دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند

(دریافت مقاله: ۱۳۹۲/۰۸/۰۸ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۳/۰۷/۰۷)

**چکیده** - برای ارزیابی تأثیر افزودن جوانه‌زا بر ایجاد ریزساختار درجه‌بندی شده در ریخته‌گری گریز از مرکز، دو استوانه از کامپوزیت Al-13.8wt.%Mg<sub>2</sub>Si، یکی دارای یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B و دیگری فاقد ماده جوانه‌زا، در یک ماشین ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی ریخته‌گری شد. سپس ترکیب شیمیایی، ریزساختار و فازهای ریزساختاری در مقاطع شعاعی مختلف استوانه‌های ریخته‌گری به ترتیب با استفاده از روش پلاسما جفت شده القایی (ICP)، میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی و پراش سنجی اشعه X مورد مطالعه قرار گرفتند. نتایج نشان می‌دهند که به‌واسطه رژیم گرمایی حاکم بر ریخته‌گری استوانه و نوع انجماد خاص حاکم بر دگرگونی یوتکتیکی در کامپوزیت دارای ماده جوانه‌زا، ترکیبات دارای تیتانیوم و بور حاصل از ماده جوانه‌زا در حین انجماد از لایه خارجی به لایه میانی استوانه پس زده شده، منجر به تشکیل ذرات اولیه Mg<sub>2</sub>Si و فاز غیر یوتکتیکی (Al) در لایه میانی می‌شوند. هم‌چنین به‌خاطر چگالی پایین ذرات Mg<sub>2</sub>Si اولیه و جدایش آن‌ها در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز (مطابق رابطه استوکس)، یک تجمع بالایی از آن‌ها در لایه داخلی استوانه‌های ریخته‌گری پس از انجماد مشاهده می‌شود.

**واژگان کلیدی:** ساختار درجه‌بندی شده هدفمند، ریخته‌گری گریز از مرکز، کامپوزیت یوتکتیک Al-Mg-Si، جوانه‌زا

## Effect of Al-5Ti-B Inoculant Addition on the Graded Microstructure of Centrifugally Cast Al-13.8 wt.% Mg<sub>2</sub>Si Composite

A. Samadi\* and M. Ghayebloo

Department of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran

**Abstract:** To evaluate the effect of inoculant addition on functionally graded microstructure of centrifugally cast Al-Mg<sub>2</sub>Si composites, two cylinders of Al-13.8 wt.% Mg<sub>2</sub>Si with and without the addition of 1 wt.% Al-5Ti-B inoculant were cast in a vertical centrifugal casting machine. The chemical composition, microstructures and microstructural phases of the different

\* مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: samadi@sut.ac.ir

radial sections of the cast cylinders were studied using induction coupled plasma (ICP) method, optical/scanning electron microscopes, and X-ray diffractometry, respectively. The results showed that in the inoculant content cylinder, owing to the prevailing thermal regime as well as the specific mode of eutectic solidification in this composite, the titanium and boron compounds were segregated towards the middle layer of the cylinder and caused the formation of primary Mg<sub>2</sub>Si particles and non-eutectic Al (τ) in this layer. In addition, due to the effect of centrifugal force during solidification, a higher volume fraction of the light primary Mg<sub>2</sub>Si particles, according to Stocks law, was segregated towards the inner layer of the cast cylinders.

**Keywords:** Functionally graded microstructure, Centrifugal casting, Al-Mg-Si alloys, Inoculant

## ۱- مقدمه

غنی و فقیر از ذرات تشکیل می‌شود. مقدار جدایش ذرات و موقعیت نسبی نواحی غنی و فقیر از ذرات در داخل نمونه ریختگی عمدتاً تحت تأثیر دما و ویسکوزیته مذاب، سرعت سرمایش، چگالی ذرات و مذاب، اندازه ذرات و سرعت چرخش قالب‌اند. در این عملیات، قبل از اتمام انجماد، ذرات سبک‌تر در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به سمت محور چرخش نزدیک و ذرات سنگین‌تر در جهت نیروی گریز از مرکز از محور چرخش دور می‌شوند [۸].

حرکت ذرات در یک مایع ویسکوز تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز می‌تواند با رابطه ۱ تعریف شود که به رابطه استوکس معروف است.

$$V_{sp} = \frac{2(\rho_{sp} - \rho_l)GgR_{sp}^2}{9\mu} \quad (1)$$

در این رابطه،  $\rho_{sp}$  چگالی ذرات جامد،  $\rho_l$  چگالی مذاب،  $g$  شتاب گرانش زمین،  $R_{sp}$  شعاع ذرات جامد،  $\mu$  گرانشی مذاب و  $V_{sp}$  سرعت حرکت ذرات جامد در داخل مذاب‌اند و  $G = \omega^2 r / g$  عددی است که از نسبت شتاب گریز از مرکز به شتاب گرانش زمین به دست می‌آید و در آن  $\omega$  سرعت زاویه‌ای قالب و  $r$  فاصله ذرات از محور چرخش است [۱۱ و ۱۲].

براساس رابطه ۱ هر چه اختلاف چگالی ذرات جامد با مذاب بیشتر باشد سرعت حرکت ذرات جامد تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز بیشتر خواهد بود. بر این اساس، در ریخته‌گری گریز از مرکز یک قطعه استوانه‌ای شکل، ذرات با چگالی پایین‌تر به سمت لایه داخل و ذرات با چگالی بالاتر به سمت لایه خارجی استوانه ریختگی جدایش پیدا خواهند کرد.

کامپوزیت‌های درجا با زمینه آلومینیمی و ذرات

کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات جامد به دلیل وزن مخصوص و ضریب انبساط گرمایی پایین و استحکام کششی و مقاومت به سایش بالا استفاده گسترده‌ای در صنایع هوافضا و خودروسازی دارند [۱]. در میان مواد کامپوزیتی، نسل جدیدی از آن‌ها با عنوان کامپوزیت‌های درجه‌بندی شده هدفمند<sup>۱</sup> (FGM) توسعه یافته‌اند که ترکیب یا ریزساختار آن‌ها به طور پیوسته در امتداد خاصی تغییر می‌کند [۲] و پیروی آن، ویژگی‌های فیزیکی، شیمیایی و یا مکانیکی آن‌ها با شیب ملایمی و بدون ایجاد فصل مشترک‌های تیز و ضعیف تغییر می‌کند [۳].

برای تولید مواد و کامپوزیت‌های هدفمند روش‌های مختلفی می‌توانند مورد استفاده قرار گیرند. از آن جمله می‌توان به روش‌های متالورژی پودر، پلاسما اسپری، رسوب شیمیایی بخار، رسوب فیزیکی بخار، ریخته‌گری گریز از مرکز و جداسازی الکترو مغناطیسی<sup>۲</sup> (EMS) اشاره نمود. در میان این روش‌ها، ریخته‌گری گریز از مرکز به خاطر سادگی و هزینه پایین برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی هدفمند ریختگی با ابعاد بزرگ مورد توجه قرار گرفته است [۴-۷]. این روش از قابلیت بالایی برای تولید انبوه قطعات صنعتی با تقارن محوری و ایجاد ریزساختار و خواص هدفمند در راستای اعمال نیروی گریز از مرکز برخوردار است [۸ و ۹]. علاوه بر آن، قطعات ریخته‌گری گریز از مرکز ناهمسان‌گردی خواص مکانیکی را که معمولاً در قطعات فورج، نورد یا جوش کاری شده وجود دارد نشان نمی‌دهند [۳ و ۱۰].

در ریخته‌گری گریز از مرکز، وقتی مذاب حاوی ذرات جامد تحت نیروی گریز از مرکز قرار می‌گیرد، دو ناحیه مجزای

جدول ۱- ترکیب شیمیایی کامپوزیت ریخته‌شده  
(بر حسب درصد وزنی)

Mg	Fe	Si	Al
۷/۷۶	۰/۱۶	۵/۱۳	باقی‌مانده

گرفته شد تا تلفات ناشی از سوختن آن را جبران نماید. این میزان تلفات منیزیم یک تخمین تجربی از نتایج تحلیل شیمیایی ریخته‌گری‌های قبلی بود. پس از آماده شدن مذاب، ریخته‌گری در داخل یک قالب فلزی انجام گرفت و ترکیب شیمیایی آن با روش کوانتومتری تعیین شد. در جدول ۱ ترکیب شیمیایی کامپوزیت مورد استفاده برای مراحل بعدی پژوهش آورده شده است.

برای آماده سازی کامپوزیت نهایی و زدودن ناهمگنی‌های احتمالی ایجاد شده در ریزساختار، کامپوزیت اولیه در دمای  $800^{\circ}\text{C}$  دوباره ذوب شد. سپس قرص گاززدای هگزا کلرو اتان به مقدار ۵/۰ درصد وزنی مذاب، به مذاب اضافه شد. بعد از سربراه‌گیری، یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B به مذاب افزوده شد و پس از به‌هم‌زدن کامل مذاب با یک میله گرافیتی، مذاب به‌درون قالب فولادی چرخان ماشین ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی با سرعت چرخش rpm ۱۴۰۰ و دمای پیشگرم  $300^{\circ}\text{C}$  ریخته شد. به این دلیل از میله گرافیتی برای هم‌زدن مذاب استفاده شد که براساس نمودار فازی Al-C کربن در زیر دمای  $1450^{\circ}\text{C}$  عملاً حلالیتی در مذاب آلومینیم ندارد. قبل از ریخته‌گری، یک پوشش سرامیکی نازک روی جداره داخلی قالب اعمال شد. قطر داخلی و ارتفاع قالب استوانه‌ای مورد استفاده به‌ترتیب برابر با ۷۵ و ۹۰ میلی‌متر بود. عملیات ریخته‌گری اشاره شده برای ریخته‌گری کامپوزیت  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  فاقد ماده جوانه‌زا نیز تکرار شد و به این ترتیب دو استوانه ریختگی با ضخامت ۱۵ میلی‌متر، یکی دارای یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B و دیگری فاقد ماده جوانه‌زا تهیه شد. سپس چهار نمونه متالوگرافی براساس شکل ۱ به روش وایرکات از مقاطع شعاعی هر یک از استوانه‌های ریختگی برش داده شده، پس از سنباده زنی و پولیش با محلول یک درصد حجمی HF حکاکی شدند. در پایان، ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی<sup>۳</sup> (SEM) مدل Cam Scan MV2300 مورد بررسی قرار گرفت. علاوه بر آن،

تقویت‌کننده  $\text{Mg}_2\text{Si}$  به‌خاطر سبکی، خواص مکانیکی و تحمل دمایی نسبتاً بالا مدتهاست که مورد توجه پژوهشگران علم و مهندسی مواد قرار گرفته‌اند [۱۳]. در این کامپوزیت‌ها تأثیر عوامل بهینه‌کننده مختلف و عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی در ریخته‌گری ثقلی معمولی مورد مطالعه قرار گرفته است [۱۴ و ۱۵]. با وجود این، پژوهش‌های چندانی در خصوص تولید این نوع کامپوزیت‌ها با روش ریخته‌گری گریز از مرکز انجام نگرفته است. همان‌گونه که قبلاً نیز گفته شد ریخته‌گری گریز از مرکز از توانایی خوبی برای ایجاد ریزساختار درجه‌بندی شده در آلیاژهای دو یا چند فازی برخوردار است. بر این اساس در این پژوهش، ضمن ارزیابی توانایی روش ریخته‌گری گریز از مرکز برای تولید استوانه‌های توخالی از کامپوزیت یونکتیک  $\text{Mg}_2\text{Si}$  13.8 wt.% Al با ریزساختار درجه‌بندی شده هدفمند، تأثیر ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B و عملیات حرارتی بر جدایش و توزیع درجه‌بندی شده ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  در راستای شعاعی استوانه‌ها مورد بررسی قرار می‌گیرد.

## ۲- مواد و روش پژوهش

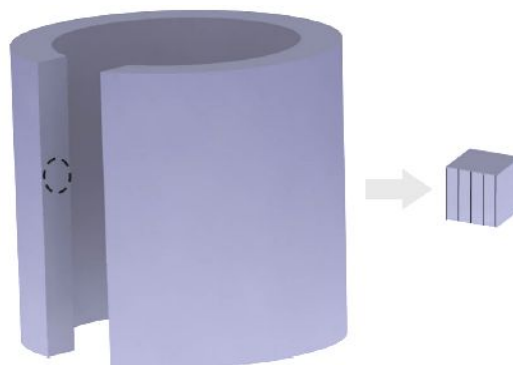
برای تهیه کامپوزیت اولیه  $\text{Al-13.8 wt.\% Mg}_2\text{Si}$  (که از این به بعد برای اختصار به‌صورت  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  نشان داده خواهد شد) از آلومینیم، سیلیسیم و منیزیم با خلوص تجاری استفاده شد. به‌این منظور، ابتدا آلومینیم با استفاده از یک کوره زمینی در دمای  $800^{\circ}\text{C}$  در داخل بوته گرافیتی ذوب شد. سپس سیلیسیم توزین شده به مذاب آلومینیم اضافه شد. منیزیم نیز درست قبل از ریخته‌گری به مذاب اضافه شد. وزن منیزیم به‌میزان ۱۵٪ بیش‌تر از نسبت وزنی محاسبه شده برای کامپوزیت در نظر

### ۳- نتایج و بحث

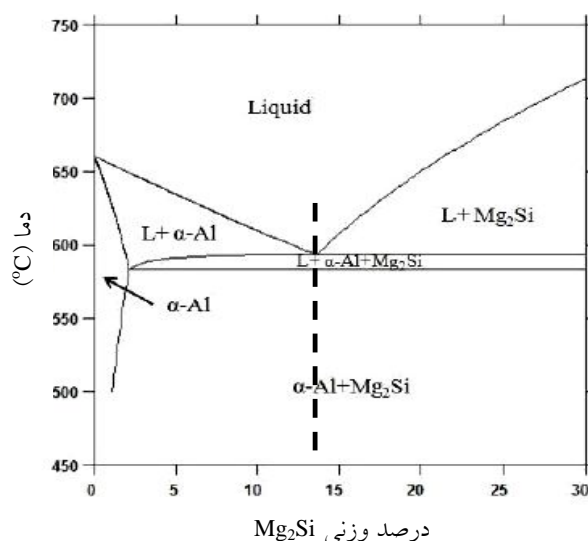
#### ۳-۱- بررسی ریزساختار نمونه‌ها

بر اساس نمودار فازی شبه دوتایی  $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$  در شکل ۲ که با استفاده از نرم افزار ترموکالک رسم شده است [۱۶] کامپوزیت ریخته شده  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  دارای ترکیب یوتکتیک است. مطابق این نمودار کامپوزیت یوتکتیک  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حین انجماد وارد یک ناحیه باریک سه فازی شبه یوتکتیکی  $\text{L+Al( )+ Mg}_2\text{Si}$  در محدوده دمایی حدود  $10^\circ\text{C}$  درست در زیر دمای یوتکتیک می‌شود که در آن مذاب یوتکتیکی ابتدا با دو فاز  $\text{Mg}_2\text{Si}$  و  $\text{Al( )}$  به تعادل می‌رسد و سپس در ادامه سرمایش مذاب باقی مانده تحت استحاله یوتکتیکی قرار می‌گیرد. از این رو، پیش‌بینی می‌شد که تحت شرایط انجماد تعادلی، ریزساختار کامپوزیت یوتکتیک  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  دارای فازهای اولیه  $\text{Mg}_2\text{Si}$  و  $\text{Al( )}$  باشد. در شکل ۳ طیف‌های XRD به دست آمده از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریخته‌گی  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حاوی یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای  $\text{Al-5Ti-B}$  دیده می‌شود. بر اساس این طیف‌ها در هر سه مقطع داخلی، میانی و خارجی، فقط فاز زمینه آلومینیم و ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  قابل شناسایی‌اند.

شکل ۴ تصاویر ریزساختار میکروسکوپ نوری مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریخته‌گی فاقد جوانه‌زا را نشان می‌دهد. در شکل ۴- الف یک ریزساختار سلولی ظریف با رگه‌های سفید رنگ در مرز سلول‌ها مشاهده می‌شود. در این ریزساختار به دلیل پیشگرم قالب، سلول‌های ریز و هم محور ناحیه چیل مشاهده نمی‌شوند. با دور شدن از جداره قالب به سمت لایه‌های داخلی، سرعت انتقال حرارت کاهش می‌یابد و بر اساس شکل ۴- ب نه تنها سلول‌های یوتکتیکی درشت‌تر شده‌اند بلکه اندازه و کسر حجمی رگه‌های سفید رنگ نیز افزایش یافته‌اند. رگه‌ها سفید رنگ مشاهده شده در ریزساختار کامپوزیت یوتکتیک مورد مطالعه می‌تواند همان فاز  $\text{Al( )}$  باشد که حین سرمایش مذاب در ناحیه سه فازی شبه یوتکتیکی اشاره شده ایجاد می‌شود. با توجه به نرخ انجماد پایین‌تر لایه داخلی (عمق

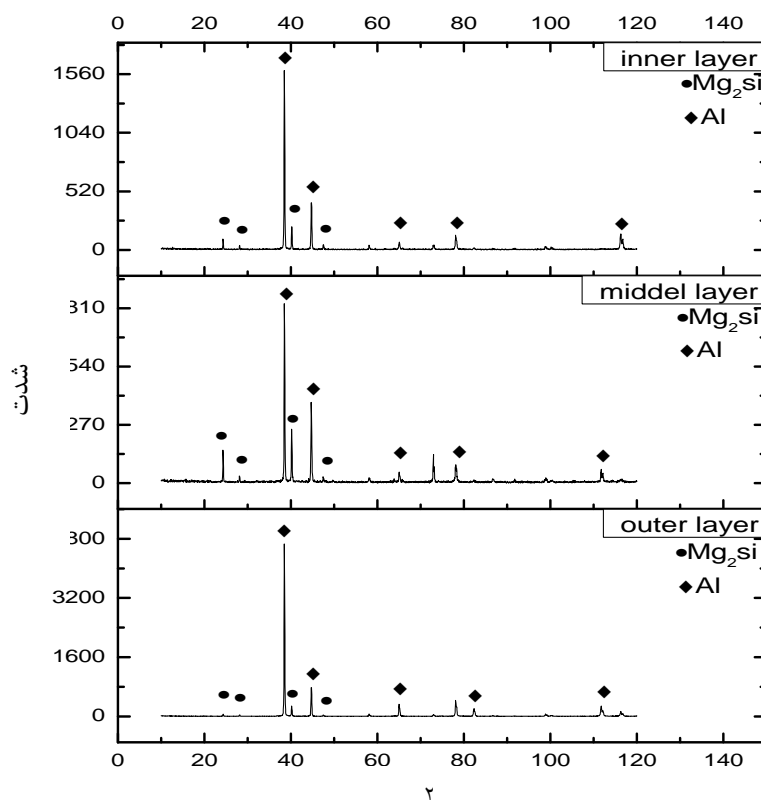


شکل ۱- طرحواره‌ای از برش نمونه‌های متالوگرافی از مقاطع شعاعی مختلف استوانه‌های ریخته شده

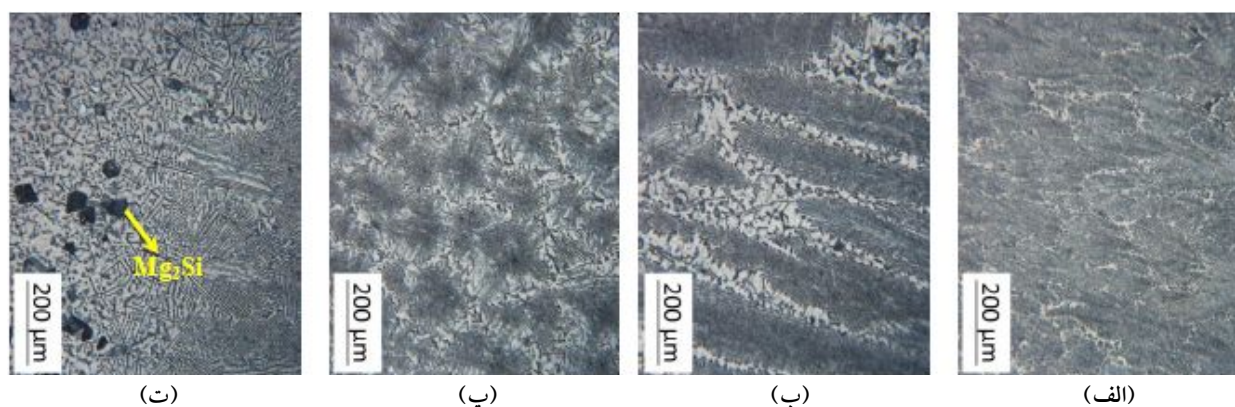


شکل ۲- نمودار فازی شبه دوتایی  $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$  [۱۶]

برای شناسایی فازهای تشکیل شده در ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه‌های ریخته‌گی از دستگاه پراش سنج اشعه X (XRD) مدل Advanced Bruker Axe D8 استفاده شد. برای بررسی نحوه جدایش ماده جوانه‌زا تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز ریخته‌گری و تحلیل شیمیایی مقاطع شعاعی مختلف نمونه حاوی ماده جوانه‌زا از روش پلاسما جفت شده القایی<sup>۴</sup> (ICP) مدل AMTEK استفاده شد. برای این کار از هر یک از مقاطع شعاعی نمونه‌های مورد بررسی سه بار تحلیل شیمیایی به عمل آمد و میانگین نتایج به همراه انحراف معیار آن‌ها به تفکیک برای هر مقطع محاسبه و گزارش شد.



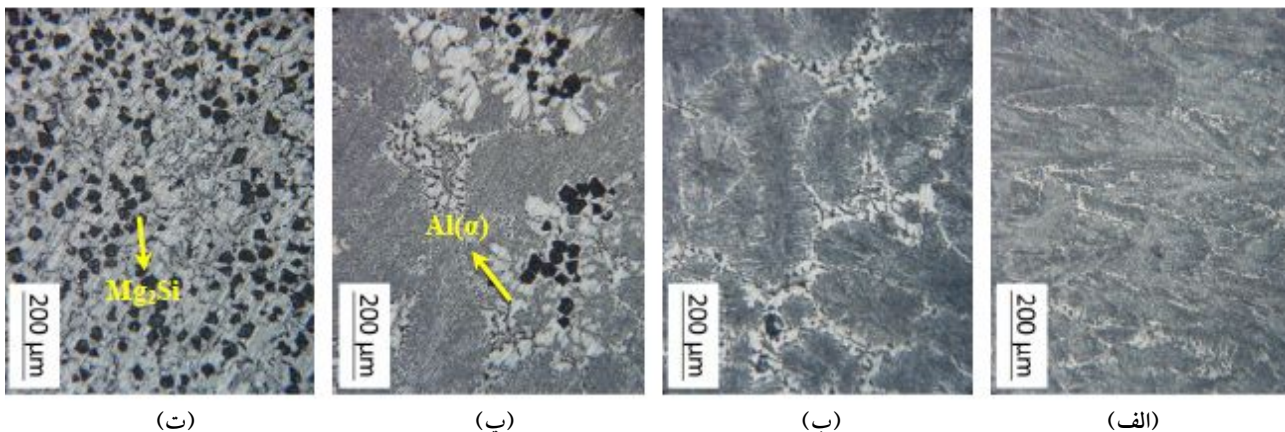
شکل ۳- الگوی پراش اشعه ایکس لایه های مختلف آلیاژ یوتکتیک Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si دارای یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B پس از ریخته‌گری گریز از مرکز



شکل ۴- ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی از کامپوزیت Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si فاقد ماده جوانه‌زا: (الف) ۱ میلی‌متر، (ب) ۶ میلی‌متر، (پ) ۱۰ میلی‌متر و (ت) ۱۴ میلی‌متر از سطح خارجی استوانه

قابل پیش‌بینی در نمودار فازی نزدیک‌تر شده است. اما در شکل ۴- پ یک ریزساختار با سلول‌های یوتکتیک هم محور ظریف‌تر با همان رگه‌های ( Al ) سفید رنگ در مرز سلول‌ها مشاهده می‌شود. در ریخته‌گری گریز از مرکز دو جبهه انجماد با

۶ میلی‌متری) نسبت به جداره خارجی (عمق ۱ میلی‌متری) استوانه ریختگی، به‌خوبی مشاهده می‌شود که کسر حجمی و اندازه رگه‌های ( Al ) سفید رنگ در شکل ۴- ب نسبت به شکل ۴- الف افزایش یافته، به کسر حجمی تعادلی



شکل ۵- ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی از کامپوزیت  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حاوی یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای  $\text{Al-5Ti-B}$ : الف) ۱ میلی‌متر، ب) ۶ میلی‌متر، پ) ۱۰ میلی‌متر و ت) ۱۴ میلی‌متر از سطح خارجی استوانه

انجماد مطابق رابطه استوکس در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و به سمت جداره داخلی استوانه ریختگی جدایش یافته‌اند. گفتنی است که شرایط انجماد غیر تعادلی کامپوزیت مورد مطالعه به‌خصوص در مجاورت جداره خارجی استوانه نیز می‌تواند دلیل دیگری برای تشکیل ذرات اولیه و غیر یوتکتیکی  $\text{Mg}_2\text{Si}$  سیاه رنگ محسوب شود، چرا که تحت شرایط انجماد غیر تعادلی نقطه یوتکتیک نمودار فازی شکل ۲ به سمت آلومینیم جابه‌جا شده، باعث می‌شود که کامپوزیت مورد نظر عملاً با ترکیب‌های پریوتکتیک منجمد شود.

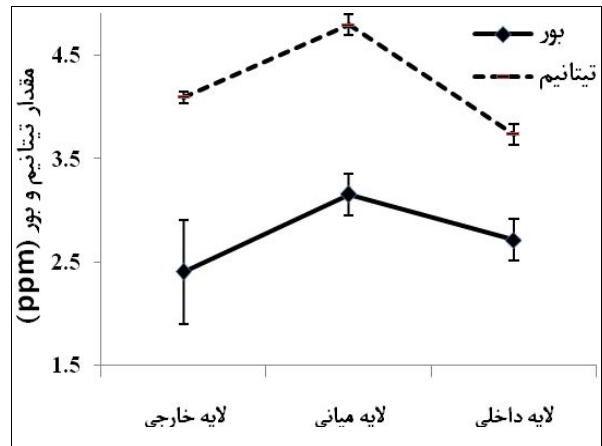
شکل ۵ ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی کامپوزیت  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حاوی یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای  $\text{Al-5Ti-B}$  را نشان می‌دهد. در این نمونه، ریزساختار برخی از مقاطع تفاوت‌هایی را با نمونه فاقد ماده جوانه‌زا نشان می‌دهد با وجود این، ریزساختار مشاهده شده در شکل ۵-الف تفاوت چندانی را با ریزساختار شکل ۴-الف نشان نمی‌دهد. ماکسول و همکارانش [۱۷] نشان داده‌اند که با افزودن ماده جوانه‌زای  $\text{Al-5Ti-B}$  با چگالی  $2.76 \text{ g/cm}^3$  به آلیاژ مذاب با چگالی  $2.57 \text{ g/cm}^3$ ، ترکیبات بین فلزی نظیر  $\text{Al}_3\text{Ti}$ ،  $\text{TiB}_2$  و  $\text{AlB}_2$  به ترتیب با چگالی  $4.52$  و  $3.37$  و  $3.19 \text{ g/cm}^3$  [۱۸] و [۱۹] براساس واکنش ۲ تشکیل می‌شوند و نقش جوانه‌زایی خود را ایفا می‌نمایند.

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 دیگری جبهه انجماد داخلی است که از سمت جداره داخلی استوانه با سرعتی کم‌تر به سمت جداره خارجی آن پیشروی می‌کند. در محل برخورد این دو جبهه انجماد به دلیل برخورد سلول‌های یوتکتیکی رشد یافته از دو جبهه انجماد و نیز وجود جریان‌های اغتشاشی و ارتعاشات مکانیکی حاکم بر ریخته‌گری گریز از مرکز، سلول‌های یوتکتیکی ستونی شکسته شده‌اند و خود به‌عنوان محل‌های جوانه زنی ترجیحی برای ایجاد سلول‌های هم‌محور در این لایه استوانه ریختگی عمل نموده‌اند. شکل ۴- ت ریزساختار داخلی‌ترین لایه استوانه ریختگی را نشان می‌دهد که در آن یوتکتیک لایه‌ای خشن و ذرات چند جهی سیاه رنگ  $\text{Mg}_2\text{Si}$  اولیه و غیر یوتکتیکی مشاهده می‌شود. درشت بودن لایه‌های یوتکتیک در این لایه بیانگر سرعت انجماد پایین‌تر این لایه نسبت به لایه‌های خارجی‌تر استوانه ریختگی است. افزون بر آن، ذرات سیاه رنگ  $\text{Mg}_2\text{Si}$  اولیه مشاهده شده در ریزساختار این لایه در واقع همان ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  اولیه‌ای هستند که در کنار رگه‌های سفید رنگ  $\text{Al}$  در لایه‌های خارجی شکل گرفته‌اند و به دلیل چگالی پایین‌تر ( $1.95 \text{ g/cm}^3$ ) نسبت به مذاب ( $2.6 \text{ g/cm}^3$ ) [۸]، پیش از پایان

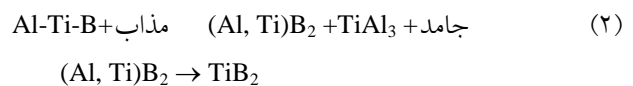
$$R_{cr} = f\left(\frac{\Delta\sigma}{\eta\phi}, \frac{1}{r}, \frac{K_I}{K_p}, G\right) \quad (3)$$

با افزایش شیب دمایی ( $G$ ) سرعت بحرانی فصل مشترک افزایش می‌یابد و نه تنها منجر به محبوس شدن ذرات نمی‌شود بلکه باعث پس‌زده شدن آن‌ها به داخل مذاب نیز می‌شود [۲۱ و ۲۲]. بنابراین از آنجایی که شیب دمایی در لایه خارجی استوانه ریختگی بالاتر بوده (مذاب  $800^\circ\text{C}$  با قالب  $300^\circ\text{C}$  در تماس بوده است)، جبهه انجماد خارجی با سرعت پیشروی بالا منجر به پس‌زده شدن ذرات حاصل از ماده جوانه‌زا به مذاب شده است. هرچند به‌خاطر انجماد سریع در جداره خارجی و فراهم نشدن زمان کافی برای جوانه‌زایی در این جداره، تعدادی از ذرات جوانه‌زا در بین سلول‌های در حال رشد محبوس شده، نتوانسته‌اند به لایه‌های میانی جدایش پیدا کنند اما به دلیل شیب دمایی و نرخ انجماد بالا، فرصت لازم برای ایفای نقش جوانه‌زایی برای این ذرات در جداره خارجی استوانه ریختگی فراهم نشده است. بنابراین با توجه به شیب دمایی بالا در نزدیکی جداره قالب، تعدادی از این ذرات بدون جوانه‌زایی مؤثر در خارجی‌ترین لایه به دام افتاده‌اند و بقیه آن‌ها به جلوی جبهه انجماد در لایه‌های داخلی‌تر پس زده شده، با جوانه‌زایی نسبی باعث ظریف‌تر شدن ریزساختار شکل ۵- ب نسبت به ریزساختار شکل ۴- ب شده‌اند.

براساس نتایج تحلیل ICP استوانه ریختگی حاوی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B در شکل ۶، غلظت بالای تیتانیم و بور در لایه میانی بیانگر آن است که ذرات جوانه‌زای حاوی تیتانیم و بور در لایه میانی متمرکز شده‌اند. همان‌گونه که قبلاً نیز اشاره شد این نواحی نقطه برخورد دو جبهه انجمادی است که از سطح خارجی به سمت داخل و برعکس، پیشروی می‌کنند. با رسیدن دو جبهه انجماد، ذرات حاوی تیتانیم و بور در این لایه به دام افتاده‌اند و با توجه به فرصت کافی که قبل از کامل شدن انجماد داشته‌اند، مطابق شکل ۵- ب باعث جوانه‌زایی مؤثر و ظریف‌تر شدن ریزساختار در این لایه شده‌اند. به‌طور مشابه ژانگ و همکارانش [۲۳] نشان داده‌اند که در صورت وجود



شکل ۶- غلظت تیتانیم و بور در لایه های مختلف استوانه ریختگی  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حاوی یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B (براساس نتایج تحلیل ICP)



این ترکیبات با توجه به چگالی بالایشان نسبت به مذاب، در حین ریخته‌گری و تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز، مطابق معادله (۱) به سمت جداره خارجی استوانه ریختگی جدایش پیدا نموده و انتظار می‌رود این ترکیبات با توجه به چگالی بالایشان نسبت به مذاب، در حین ریخته‌گری و تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز، براساس رابطه ۱ به سمت جداره خارجی استوانه ریختگی جدایش پیدا کنند و بتوانند نقش جوانه‌زایی مؤثری را در لایه‌های خارجی استوانه ریختگی نمایند. اما نرخ سرمایش و انجماد به نسبت بالا در مجاورت جداره قالب، فرصت اثر گذاری آن‌ها را در خارجی‌ترین لایه استوانه ریختگی سلب کرده است. در سیستم‌های فلز-سرامیک، براینده تأثیر متغیرهای مختلف بر سرعت بحرانی فصل مشترک ( $R_{cr}$ ) برای به‌دام انداختن ذرات، از طریق رابطه ۳ تعیین می‌شود [۲۰ و ۲۱] که در آن  $\Delta\sigma$  تغییر انرژی سطحی بین ذرات جامد و مذاب،  $\eta$  گرانیوی مذاب،  $\{$  کسر حجمی ذرات در جلوی فصل مشترک، شعاع ذرات،  $K_I$  ضریب هدایت گرمایی مذاب،  $K_p$  ضریب هدایت گرمایی ذرات و  $G$  شیب دمایی جلوی فصل مشترک است.



ناخالصی، رشد سلولی باعث ایجاد ساختاری از جزایر یوتکتیکی<sup>۵</sup> (EC) می‌شود. این ناخالصی‌ها یا ترکیبات بین فلزی حاصل از ماده جوانه‌زا با آلومینیم واکنش می‌دهند و در مرز سلول‌های یوتکتیکی تجمع می‌یابند. این عامل مانع رشد آن‌ها به شکل ستونی و در نهایت باعث کاهش اندازه سلول‌های یوتکتیکی می‌شود.

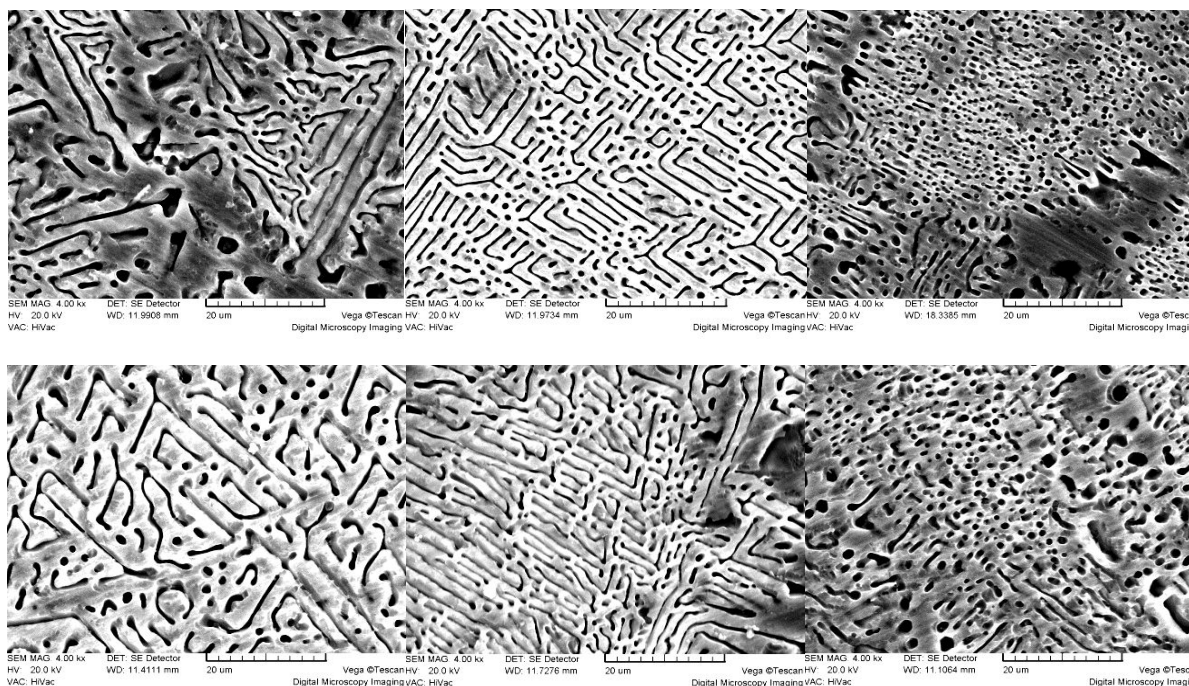
تفاوت دیگری که در ریزساختار شکل ۵- پ نسبت به ریزساختار شکل ۴- پ مشاهده می‌شود حضور مقداری ذرات اولیه  $Mg_2Si$  چند وجهی سیاه رنگ است که در نمونه حاوی جوانه‌زا مشاهده می‌شود. همان‌گونه که در مورد ریزساختار نمونه فاقد جوانه‌زا نیز اشاره شد این ذرات همان ذرات تشکیل شده در ناحیه باریک شبه یوتکتیکی نمودار فاز  $Al-Mg_2Si$  هستند که تشکیل آن‌ها در شرایط انجماد غیر تعادلی تشدید شده است و در حین انجماد در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به سمت لایه‌های داخلی جدایش یافته‌اند. اما علت تشکیل آن در لایه میانی استوانه ریختگی حاوی جوانه‌زا می‌تواند مربوط به تجمع تیتانیم و بور در این ناحیه (نتایج ICP در شکل ۶) و جابجایی نقطه یوتکتیک سیستم  $Al-Mg_2Si$  به سمت غنی از  $Mg_2Si$  و دماهای بالاتر باشد [۲۴] که به‌طور هم‌زمان باعث ایجاد فاز  $Al$  ( ) اولیه نیز در اطراف خود شده است. در واقع با توجه به اینکه  $TiB_2$  رابطه هم‌سیمایی شبکه بلوری خوبی با  $Mg_2Si$  دارد [۲۵]، ذرات  $TiB_2$  جدایش یافته به لایه میانی استوانه ریختگی، به‌عنوان مراکز جوانه زنی ناهمگن فاز  $Mg_2Si$  اولیه عمل نموده، باعث ترغیب تشکیل آن در این لایه شده‌اند. به‌عبارت دیگر به‌نظر می‌رسد که با جدایش ذرات جوانه‌زای  $TiB_2$  به لایه میانی استوانه ریختگی و تشویق تشکیل ذرات اولیه  $Mg_2Si$  در این لایه، مذاب باقی‌مانده پیرامون این ذرات از منیزیم و سیلیسیم رقیق شده، با ساختار هیپویوتکتیک، متشکل از فاز اولیه ( )  $Al$  سفید رنگ تشکیل شده در اطراف ذرات اولیه  $Mg_2Si$  و لایه‌های ظریف شبه یوتکتیکی  $Al+Mg_2Si$  منجمد شده است. بنابراین مطابق انتظار با افزودن ماده جوانه‌زا، کسر حجمی ذرات اولیه  $Mg_2Si$  افزایش یافته است که مقایسه

تصاویر ریزساختاری شکل‌های ۴ و ۵ به‌خوبی مؤید آن است. نتایج مشابهی توسط ژانگ و همکارانش [۲۳] در حین انجماد کامپوزیت  $Al-15\%Mg_2Si$  مشاهده شده است که نشان می‌دهند ذرات  $Mg_2Si$  اولیه به‌طور طبیعی و هم‌زمان به‌عنوان محل‌های ترجیحی برای جوانه زنی ( )  $Al$  در راستای کاهش انرژی فصل مشترک عمل می‌نمایند و منجر به تشکیل لایه‌ای از ( )  $Al$  دور ذرات  $Mg_2Si$  می‌شوند.

در شکل ۵- ت نیز ذرات اولیه و غیر یوتکتیکی  $Mg_2Si$  مشاهده می‌شوند که به‌نظر می‌رسد ذرات تشکیل شده در لایه‌های خارجی و میانی استوانه ریختگی‌اند که قبل از پایان انجماد، براساس قانون استوکس به‌خاطر چگالی پایین‌تر در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و به‌سمت لایه داخلی استوانه جدایش پیدا نموده‌اند.

در شکل ۷ تصاویر ریزساختار SEM استوانه‌های ریختگی هدفمند  $Al-13.8\%Mg_2Si$  فاقد ماده جوانه‌زا و دارای ماده جوانه‌زا به‌تفکیک آورده شده‌اند. مطابق این شکل در نمونه فاقد جوانه‌زا (تصاویر ریزساختاری ردیف بالا) ریخت (مورفولوژی) میله‌ای فاز شبه یوتکتیکی ( $Al+Mg_2Si$ ) در لایه خارجی استوانه ریختگی، به ریخت لایه‌ای در سطح داخلی آن تغییر یافته است. براساس نتایج ژانگ و لی و همکارانشان [۲۳، ۲۶] دو نوع ریخت متفاوت مشاهده شده برای فاز  $Mg_2Si$  یوتکتیکی با توجه به اختلاف نرخ انجماد لایه داخلی و خارجی استوانه قابل توجه است. از آنجایی که در لایه خارجی، نرخ انجماد بالا است فرصت لازم برای رشد لایه‌ای  $Mg_2Si$  شبه یوتکتیکی فراهم نشده است و این فاز در لایه خارجی با ریخت میله‌ای شکل گرفته است. اما در لایه داخلی به‌خاطر کاهش نرخ انجماد، یوتکتیک لایه‌ای تشکیل شده است. هم‌چنین به‌خوبی مشاهده می‌شود که با کاهش سرعت انجماد از لایه خارجی به سمت لایه داخلی، فاصله لایه‌های یوتکتیکی افزایش یافته، در داخلی‌ترین لایه فاز  $Mg_2Si$  لایه‌ای خشن شکل گرفته است. بر این اساس یک رابطه تجربی به‌صورت رابطه ۴ بین سرعت انجماد (V) و فاصله بین میله‌ها یا لایه‌های یوتکتیکی (λ) ارائه





(لایه داخلی)

(لایه میانی)

(لایه خارجی)

شکل ۷- ریزساختار SEM از مقاطع شعاعی استوانه ریختگی یوتکتیک  $Al-13.8\%Mg_2Si$  پس از ریخته‌گری گریز از مرکز (تصاویر بالا مربوط به نمونه فاقد جوانه‌زا و تصاویر پایین مربوط به نمونه حاوی یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای  $Al-5Ti-B$  هستند)

ماده جوانه‌زای  $Al-5Ti-B$  مشاهده می‌شود. مطابق این شکل در لایه خارجی، ریخت فاز  $Mg_2Si$  یوتکتیکی از نوع میله‌ای است که دلیل آن همان‌گونه که قبلاً نیز ذکر شد نرخ انجماد بالای این لایه است. هم‌چنین در داخل سلول‌های هم‌محور، یوتکتیک میله‌ای و در مرز سلول‌ها تمایل به تشکیل ریخت لایه‌ای مشاهده می‌شود. چنین تغییر ریخت فاز یوتکتیک از داخل سلول به سمت مرز آن قبلاً توسط ژانگ و همکارانش [۲۳] نیز گزارش شده است. با کاهش نرخ انجماد در لایه میانی نمونه دارای جوانه‌زا نسبت به لایه خارجی آن، ریخت فاز  $Mg_2Si$  یوتکتیکی از میله‌ای به لایه‌ای تغییر یافته است. به نظر می‌رسد که حضور ترکیبات بین فلزی حاوی تیتانیوم و بور در لایه میانی تأثیری بر ریخت فاز یوتکتیکی آن نداشته است. اما افزودن ماده جوانه‌زا منجر به کاهش اندازه سلول‌های یوتکتیکی در لایه میانی شده است. در ریزساختار لایه داخلی نیز از آن‌جایی که سرعت انجماد نسبت به لایه میانی کم‌تر بوده است، ریخت کاملاً لایه‌ای

شده است [۲۶] که نشان می‌دهد چگونه با کاهش سرعت انجماد، فاصله لایه‌های یوتکتیکی افزایش می‌یابد.

$$V = 5.78 \times 10^{-16} \lambda^{1.93} \quad (4)$$

علاوه بر آن مطابق رابطه ۵ در یوتکتیک لایه‌ای فاصله بین لایه‌ها به سرعت رشد ( $R$ ) نیز بستگی دارد [۲۲] و با افزایش نرخ رشد فصل مشترک مذاب-جامد فاصله بین لایه‌های یوتکتیکی کاهش می‌یابد.

$$\lambda \propto \frac{1}{\sqrt{R}} \quad (5)$$

بنابراین در لایه خارجی استوانه ریختگی که از سرعت رشد فصل مشترک مذاب-جامد بالاتری برخوردار بوده، فاز یوتکتیکی ظریف‌تر و در لایه داخلی آن که نرخ رشد فصل مشترک پایین‌تر بوده، فاز یوتکتیک لایه‌ای خشن‌تری شکل گرفته است.

در تصاویر ردیف پایینی شکل ۷ ریزساختار SEM استوانه ریختگی  $Al-13.8\%Mg_2Si$  هدفمند دارای یک درصد وزنی

از فاز  $Mg_2Si$  یوتکتیکی شکل گرفته است. افزون بر اینکه با کاهش سرعت انجماد در لایه داخلی طبق رابطه ۴ فاصله بین لایه‌های یوتکتیکی ( $\lambda$ ) نسبت به لایه میانی افزایش یافته است.

#### ۴- نتیجه‌گیری

با ریخته‌گری گریز از مرکز استوانه هدفمند از کامپوزیت یوتکتیک  $Mg_2Si$  13.8wt.% Al دارای یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B و مقایسه آن با نمونه فاقد جوانه‌زا نتایج زیر به دست آمدند:

۱) به‌خاطر رژیم گرمایی خاص حاکم بر انجماد استوانه ریختگی و نیز تشکیل فازهای ( $Al$ ) و  $Mg_2Si$  اولیه در شروع انجماد و جدایش آن‌ها به‌ترتیب در جهت نیروی گریز از مرکز و خلاف جهت آن، یک ریزساختار درجه‌بندی شده‌ای از اندازه و توزیع فازهای یوتکتیکی و غیر یوتکتیکی در راستای شعاعی استوانه ریختگی فاقد جوانه‌زا ایجاد می‌شود. در این ریزساختار درجه‌بندی شده، در جداره خارجی استوانه، ریزساختار

یوتکتیک سلولی با مقادیر اندکی از رگه‌های ( $Al$ ) در مرز سلول‌ها، در لایه میانی ریزساختار یوتکتیک سلولی خشن با کسر حجمی بالایی از ( $Al$ ) در مرز سلول‌ها و در جداره داخلی آن یک ریزساختار هایپر یوتکتیک خشن حاوی تعداد محدودی از ذرات  $Mg_2Si$  غیر یوتکتیکی مشاهده می‌شود.

۲) با اضافه کردن ماده جوانه‌زا، به‌دلیل انجماد سریع جداره خارجی استوانه، فرصت لازم برای جوانه‌زایی در این لایه فراهم نمی‌شود و با شروع انجماد از این جداره ترکیبات حاوی تیتانیوم و بور ماده جوانه‌زا به‌سمت لایه‌های داخلی پس زده شده، باعث تشویق تشکیل ( $Al$ ) اولیه و پیروی آن تشکیل کسر حجمی بالایی از  $Mg_2Si$  غیر یوتکتیکی در لایه میانی می‌شود. در ادامه انجماد، ذرات اولیه و سبک  $Mg_2Si$  براساس قانون استوکس در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و به‌سمت جداره داخلی استوانه جدایش پیدا می‌کنند و کسر حجمی آن‌ها در این جداره به‌طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد.

#### واژه‌نامه

- |                                  |                                 |                      |
|----------------------------------|---------------------------------|----------------------|
| 1. functionally graded materials | 3. scanning electron microscope | 5. eutectic colonies |
| 2. electromagnetic segregation   | 4. induction coupled plasma     |                      |

#### مراجع

- Melgarejo, Z.H., Resto, P.J. and Stone, D.S., "Study of Particle-Matrix Interaction in Al/AlB<sub>2</sub> Composite via Nano-Indentation", *Materials Characterization*, Vol. 61, pp. 135-140, 2010.
- Rajan, T.P.D. and Pai, B.C., "Processing of Functionally Graded Aluminum Matrix Composites by Centrifugal Casting Technique", *Materials Science Forum*, Vol. 690, pp. 157-161, 2011.
- Chirita, G., Soares, D., and Silva, F.S., "Advantages of the Centrifugal Casting Technique for the Production of Structural Components with Al-Si Alloys", *Materials and Design*, Vol. 29, pp. 20-27, 2008.
- Azarbarmas, M., Emamy, M. and Karamouzi, M., "The Effects of Boron Additions on the Microstructure, Hardness and Tensile Properties of In Situ Al-15%Mg<sub>2</sub>Si Composite", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 5049-5054, 2011.
- Wang, Y.Q., Zhou, B.L., Wu, X.Q. and Zhang, J., "Functionally Graded Al-Mg<sub>2</sub>Si In-Situ Composites Prepared by Centrifugal Casting", *Materials Science Letters*, Vol. 17, pp. 1677-1679, 1998.
- Ragunandan, S., Hyder, J.A., and Rajan, T.P.D., "Processing of Primary Silicon and Mg<sub>2</sub>Si Reinforced Hybrid Functionally Graded Aluminum Composites by Centrifugal Casting", *Materials Science Forum*, Vol. 710, pp. 395-400, 2012.
- Rajan, T.P.D., Jayakumar, E. and Pai, B.C., "Developments in Solidification Processing of Functionally Graded Aluminum Alloys and Composites by Centrifugal Casting Technique", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 65, pp. 531-537, 2012.
- El-Hadad, Sh., Sato, H., Sequeira, P.D., Watanabe, Y. and Oya-Seimiya, Y., "Effects of the Processing Temperature of Centrifugal Casting on the Mechanical Properties of Al-Al<sub>3</sub>Ti FGMs", *Materials*

- Science Forum*, Vol. 631-632, pp. 373-378, 2010.
9. Duque, N.B., Melgarejo, Z.H. and Suarez, O.M., "Functionally Graded Aluminum Matrix Composites Produced by Centrifugal Casting", *Materials Characterization*, Vol. 55, pp. 167-171, 2005.
  10. Chirita, G., Stefanescu, I., Soares, D.F. and Silva, F.S., "On the Ability of Producing FGMs with an Al-12Si Aluminum Alloy by Using Centrifugal Casting", *Advanced Materials Research*, Vol. 39, pp. 30-43, 2010.
  11. Ogawa, T., Watanabe, Y., Sato, H., Kim, I.S. and Fukui, Y., "Theoretical Study on Fabrication of Functionally Graded Material with Density Gradient by a Centrifugal Solid-Particle Method", *Composites Part A: Applied Science*, Vol. 37, pp. 2194-2200, 2006.
  12. Kumar, S., Sarma, V.S. and Murty, B.S., "Functionally Graded Al Alloy Matrix In-Situ Composites", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 41A, pp. 242-254, 2010.
  13. Azarbarmas, M., Emamy, M. and Karamouzi, M., "The Effects of Boron Additions on the Microstructure, Hardness and Tensile Properties of In Situ Al-15%Mg<sub>2</sub>Si Composite", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 5049-5054, 2011.
  14. Qin, Q.D., Li, W.X., Zhao, K.W., Qiu, S.L. and Zhao, Y.G., "Effect of Modification and Aging Treatment on Mechanical Properties of Mg<sub>2</sub>Si/Al Composite", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 2253-2257, 2010.
  15. Soltani, N., Bahrami, A. and Ignacio pech-canal, M., "The Effect of Ti on Mechanical Properties of Extruded In-Situ Al-15 pct Mg<sub>2</sub>Si Composite", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 44, pp. 4366-4373, 2013.
  16. Zhang, J., Fan, Z., Wang, Y.Q., Zhou, B.L., "Equilibrium Pseudo Binary Al-Mg<sub>2</sub>Si Phase Diagram", *Materials Science and Technology*, Vol. 17, pp. 494-496, 2001.
  17. Maxwell, I. and Hellawell, A., "A Simple Model for Grain Refinement during Solidification", *Acta Metallurgica*, Vol. 23, pp. 229-237, 1975.
  ۱۸. قدیمی، ه.، "بررسی تأثیر ساختار ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B بر میزان ریزدانه شدن آلومینیوم ریخته‌گی"، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی سهند، ۱۳۸۹.
  ۱۹. غایبالو، م.، صمدی، ا. و وجد، ا.، "ایجاد ریزساختار درجه‌بندی شده هدفمند در آلیاژ یوتکتیک Al-13.8 wt.% Mg<sub>2</sub>Si با اضافه کردن آمیزان Al-5Ti-B در ریخته‌گری گریز از مرکز"، ششمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، دانشگاه تهران، ۱۶ آبان ۱۳۹۱.
  ۲۰. منشی، ا. و مرادی، ر.، "انجماد فلزات"، انتشارات ارکان دانش، ص ۲۶۴، ۱۳۸۳.
  21. *ASM Metals Handbook*, Vol. 15, 9th edition, ASM International, 1992.
  ۲۲. دیویس، ج.، ترجمه رئیس‌زاده، ر.، "انجماد و ریخته‌گری"، انتشارات دانشگاه شهید باهنر کرمان، کرمان، ص ۳۰، ۱۳۷۸.
  23. Zhang, J., Fan, Z., Wang, Y.Q. and Zhou, B.L., "Microstructural Development of Al-15wt.% Mg<sub>2</sub>Si In Situ Composite with Mish Metal Addition", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 281, pp. 104-112, 2000.
  24. Zhao, S., Li, S., Zhao, D., Pan, M. and Chen, X., "Effect of Li and Ti Addition on L→(Al)+Mg<sub>2</sub>Si Pseudo Binary Eutectic Reaction", *Materials Science and Technology*, Vol. 13, pp. 487-490, 1997.
  25. Li, Ch., Liu, X., Zhang, G., "Heterogeneous Nucleating Role of TiB<sub>2</sub> or AlP/TiB<sub>2</sub> Coupled Compounds on Primary Mg<sub>2</sub>Si in Al-Mg-Si Alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 497, pp. 432-437, 2008.
  26. Li, Sh., Zhao, Sh. and Pan, M.X., "Solidification and Characteristics of (Al)-Mg<sub>2</sub>Si Eutectic", *Materials Transactions*, Vol. 38, pp. 553-559, 1997.