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

احد صمدی<sup>\*</sup> و معصومه غایب لو دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند

(دریافت مقاله: ۸۰/۸۰/۱۳۹۲– دریافت نسخه نهایی:۷۰/۷۰/۱۳۹۳)

چکیده – برای ارزیابی تأثیر افزودن جوانهزا بر ایجاد ریزساختار درجهبندی شده در ریختـهگـری گریـز از مرکـز، دو اسـتوانه از کامپوزیـت Mg<sub>2</sub>Si، Mg<sub>2</sub>Si، یکی دارای یک درصد وزنی ماده جوانهزای Al-5Ti-B و دیگری فاقد ماده جوانهزا، در یک ماشین ریختهگـری گریـز از مرکـز عمودی ریختهگری شد. سپس ترکیب شیمیایی، ریزساختار و فازهای ریزساختاری در مقاطع شعاعی مختلف استوانههای ریختهگـری گریـز از مرکـز استفاده از روش پلاسمای جفت شده القایی (ICP)، میکروسکوپهای نوری و الکترونی روبشی و پراش سنجی اشعه X مورد مطالعه قرار گرفتنـد. نتایج نشان میدهند که بهواسطه رژیم گرمایی حاکم بر ریختهگری استوانه و نوع انجماد خاص حاکم بر دگرگونی یـوتکتیکی در کامپوزیـت دارای ماده جوانهزا، ترکیبات دارای تیتانیم و بور حاصل از ماده جوانهزا در حین انجماد از لایه خارجی به لایه میانی استوانه پـس زده شـده، منجـر بـه تشکیل ذرات اولیه Mg<sub>2</sub>Si و فاز غیریوتکتیکی() Al در لایه میانی می مختلف استوانه و بحار چرفتند. تشکیل ذرات اولیه میده در از مرکز (مطابق رابطه استوکس)، یک تجمع بالایی از آنها در لایه داخلی استوانههای ریختگی پـس از انجمـاد مشـه، منهـر می

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

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

A. Samadi<sup>\*</sup> 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  $Al-Mg_2Si$  composites, two cylinders of Al-13.8 wt.%  $Mg_2Si$  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

49

<sup>\*</sup> مسئول مكاتبات، يست الكترونيكي: 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 ( $\Gamma$ ) 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

غنی و فقیر از ذرات تشکیل می شود. 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 سبک تر در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به سمت محور چرخش نزدیک و ذرات سنگین تر در جهت نیروی گریز از مرکزاز محور چرخش دور می شوند [۸].

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

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

در این رابطه،  $g_{sp}$  چگالی ذرات جامد،  $I_{s}$  چگالی مذاب، g شتاب گرانش زمین،  $R_{sp}$  شعاع ذرات جامد،  $\mu$  گرانروی مذاب و  $G=\omega^2 r/g$  سرعت حرکت ذرات جامد در داخل مذاب اند و  $V_{sp}$ عددی است که از نسبت شتاب گریز از مرکز به شتاب گرانش زمین به دست می آید و در آن سرعت زاویه ای قالب و r فاصله ذرات از محور چرخش است [۱۱ و ۱۲].

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

كامپوزيـــتهــاى درجــا بــا زمينــه ألــومينيمي و ذرات

۱– مقدمه

کامپوزیت های زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات جامد بهدلیل 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 آن ها با عنوان کامپوزیت های درجهبندی شده هدفمند (FGM) توسعه یافتهاند که ترکیب یا ریزساختار آن ها به طور پیوسته در امتداد خاصی تغییر میکند [۲] و پیروی آن، ویژگی های فیزیکی، شیمیایی و یا مکانیکی آن ها با شیب ملایمی و بدون ایجاد فصل مشترک های تیر و ضعیف تغییر میکند [۳].

برای تولید مواد و کامپوزیت های هدفمند روش های مختلفی می توانند مورد استفاده قرار گیرند. از آن جمله می توان بهروش های متالورژی پودر، پلاسما اسپری، رسوب شیمیایی بخار، رسوب فیزیکی بخار، ریخته گری گریز از مرکز و جداسازی الکترو مغناطیسی <sup>۲</sup> (EMS) اشاره نمود. در میان این روش ها، ریخته گری گریز از مرکز به خاطر سادگی و هزینه پایین برای تولید کامپوزیت های 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 ریز ساختار و خواص هدفمند در راستای اعمال نیروی گریز از مرکز برخوردار است [۸ و ۹]. علاوه بر آن، قطعات معمولا در قطعات فورج، نورد یا جوش کاری شده وجود دارد نشان نمیدهند [۳ و ۱۰].

در ریخته گری گریـز از مرکـز، وقتـی مـذاب حـاوی ذرات جامد تحت نیروی گریز از مرکز قرار میگیرد، دو ناحیه مجزای

جدول ۱- ترکیب شیمیایی کامپوزیت ریخته شده

(بر حسب درصد وزنی)			
Mg	Fe	Si	Al
V/V۶	۰/۱۶	۵/۱۳	باقىماندە

تقویتکننده Mg<sub>2</sub>Si بهخاطر سبکی، خواص مکانیکی و تحمل دمایی نسبتاً بالا مدتهاست که مورد توجـه پژوهشـگران علـم و مهندسی مواد قرار گرفتهاند [۱۳]. در ایـن کامیوزیـتهـا تـأثیر عوامل بهینه کننده مختلف و عملیاتحرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی در ریخته گری ثقلی معمولی مورد مطالعه قـرار گرفته است [۱۴ و ۱۵]. با وجود این، پژوهش های چندانی در خصوص تولید این نوع کامپوزیتها با روش ریختهگری گریز از مرکز انجام نگرفته است. همانگونه که قبلاً نیز گفته شد ریخت گری 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 توخالي از كاميوزيت يوتكتيك Al-13.8 wt.% Mg<sub>2</sub>Si ب ریزساختار درجهبندی شده هدفمند، تأثیر ماده جوانهزای Al-5Ti-B و عملیات حرارتی بر جدایش و توزیع درجهبندی شده ذرات Mg<sub>2</sub>Si در راستای شعاعی استوانه ها مورد بررسی قرار مي گيرد.

#### ۲– مواد و روش پژوهش

برای تهیه کامپوزیت اولیه Mg<sub>2</sub>Si هt. Mg<sub>2</sub>Si (که از این به بعد برای اختصار بهصورتAl-13.8 wt.% Mg<sub>2</sub>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 C<sup>°</sup> ۰۰ در داخل بوته گرافیتی ذوب شد. سپس سیلیسیم توزین شده به مذاب آلومینیم اضافه شد. منیزیم نیز درست قبل از ریخته گری به مذاب اضافه شد. وزن منیزیم بهمیزان ۱۵٪ بیش تر از نسبت وزنی محاسبه شده برای کامپوزیت در نظر

گرفته شد تا تلفات ناشی از سوختن آن را جبران نماید. این میزان تلفات منیزیم یک تخمین تجربی از نتایج تحلیل شیمیایی ریخته گریهای قبلی بود. پس از آماده شدن مذاب، ریخته گری 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 ° ۸۰۰ دوباره ذوب شد. سپس قرص گاززدای هگزا کلرو اتان بهمقدار ۵/ درصد وزنی مذاب، بـ مـذاب اضـافه شـد. بعـد از سرباره گیری، یک در صد وزنی ماده جوانه زای Al-5Ti-B به مذاب افزوده شد و پس از بههمزدن کامل مـذاب بـا يـک ميلـه گرافیتی، مذاب بهدرون قالب فولادی چرخان ماشین ریختهگری گریز از مرکز عمودی با سرعت چرخش ۱۴۰۰ rpm و دمای پیشگرم <sup>°</sup> ۳۰۰ ریخته شد. به این دلیل از میلـه گرافیتـی بـرای هم زدن مذاب استفاده شد که براساس نمودار فازیAl-C کربن در زیر دمای <sup>°</sup>C ۱۴۵۰ عملا حلالیتی در مذاب آلـومینیم نـدارد. قبل از ریختهگری، یک پوشش سرامیکی نازک روی جـداره داخلی قالب اعمال شد. قطر داخلی و ارتفاع قالب استوانهای مورد استفاده بهترتیب برابر با ۷۵ و ۹۰ میلی متر بود. عملیات ريخت گرى اشاره شده براى ريخت گرى كامپوزيت Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si فاقد ماده جوانهزا نیز تکرار شد و به ایس ترتیب دو استوانه ریختگی با ضخامت ۱۵ میلیمتر، یکی دارای یک درصد وزنی ماده جوانهزایAl-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. عـلاوه بـر آن،



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



برای شناسایی فازهای تشکیل شده در ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه های ریختگی از دستگاه پراش سنج اشعه X (XRD) مدلAdvanced Bruker Axe D8 استفاده شد. برای بررسی نحوه جدایش ماده جوانهزا تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز ریخته گری و تحلیل شیمیایی مقاطع شعاعی مختلف نمونه حاوی ماده جوانهزا از روش پلاسمای جفت شده القایی<sup>۲</sup> (ICP) مدلAMTEK استفاده شد. برای اینکار از هر یک از مقاطع شعاعی نمونه های مورد بررسی سه بار تحلیل شیمیایی به عمل آمد و میانگین نتایج به همراه انحراف معیار آن ها به تفکیک برای هر مقطع محاسبه و گزارش شد.

# ۳- نتایج و بحث ۳-۱- بررسی ریزساختار نمونهها

براساس نمودار فازی شبه دوتایی Al-Mg<sub>2</sub>Si در شکل ۲ کـه بـا استفاده از نرم افزار ترموکالک رسم شده است[۱۶] کامیوزیت ريخته شده Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si دارای ترکیب یوتکتیک است. مطابق این نمودار کامیوزیت یوتکتیک Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si حین انجماد وارد یک ناحیه باریک سه فازی شبه یوتکتیکی L+Al( )+ Mg<sub>2</sub>Si در محدوده دمایی حدود C ° ۱۰ درست در زیر دمای یوتکتیک میشود که در آن مذاب یوتکتیکی ابتـدا بـا دو فاز Mg<sub>2</sub>Si و ( )Al بهتعادل می رسد و سیس در ادامه سرمایش مذاب باقیمانده تحت استحاله یوتکتیکی قرار می گیرد. از اینرو، پیشبینی میشد که تحت شرایط انجماد تعادلى، ريزساختار كامپوزيت يوتكتيكى Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si دارای فازهای اولیه Mg<sub>2</sub>Si و ( )Al باشد. در شکل ۳ طیفهای XRD بهدست آمده از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si حاوی یک درصد وزنی ماده جوانهزای Al-5Ti-B دیده می شود. براساس این طیفها در هر سه مقطع داخلي، مياني و خارجي، فقـط فـاز زمينـه آلـومينيم و ذرات Mg<sub>2</sub>Si قابل شناساییاند.

شکل ۴ تصاویر ریزساختار میکروسکوپ نوری مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی 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 بهدلیل پیشگرم قالب، سلولهای ریز و هم محور ناحیه چیل مشاهده نمیشوند. با دور شدن از جداره قالب به سمت لایه های مشاهده نمی شوند. با دور شدن از جداره قالب به سمت لایه های اندازه و کسر حجمی رگههای یوتکتیکی درشت تر شدهاند بلکه اندازه و کسر حجمی رگههای سفید رنگ نیز افزایش یافتهاند. یوتکتیک مورد مطالعه می تواند همان فاز () AI باشد که حین سرمایش مذاب در ناحیه سه فازی شبه یوتکتیکی اشاره شده ایجاد می شود. با توجه به نرخ انجماد پایین تر لایه داخلی (عمق



شکل ۳- الگوی پراش اشعه ایکس لایه های مختلف آلیاژ یوتکتیک Al-13.8%Mg2Si 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

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

قابل پیش بینی در نمودار فازی نزدیک تر شده است. اما در شکل ۴- پ یک ریز ساختار با سلول های یو تکتیک هم محور ظریف تر با همان رگه های ()Al سفید رنگ در مرز سلول ها مشاهده می شود. در ریخته گری گریز از مرکز دو جبهه انجماد با

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۴، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۴



شکل ۵– ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی از کامپوزیت Mg<sub>2</sub>Si% Al-13.8 حاوی یک درصد وزنی ماده جوانهزای Al-5Ti-B: الف) ۱ میلیمتر، ب) ۶ میلیمتر، پ) ۱۰ میلیمتر و ت) ۱۴ میلیمتر از سطح خارجی استوانه

سرعتهای پیشروی متفاوت وجود دارد. یکی از آنها جبهه انجماد بیرونی است که با سرعت پیشروی بالا از جداره خارجي استوانه بهسمت جـداره داخلي أن حركـت مـيكنـد و دیگری جبهه انجماد داخلی است که از سمت جداره داخلی استوانه با سرعتي كمتر بـ سمت جـ داره خـ ارجى أن پيشـروي میکند. در محل برخورد این دو جبهه انجماد بهدلیل برخورد سلولهای یوتکتیکی رشد یافته از دو جبهه انجماد و نیز وجود جریانات اغتشاشی و ارتعاشات مکانیکی حاکم بر ریختـهگـری گریز از مرکز، سلولهای یوتکتیکی ستونی شکسته شدهاند و خود بهعنوان محل های جوانه زنبی ترجیحی برای ایجاد سلولهای هممحور در این لایه استوانه ریختگی عمل نمودهاند. شکل ۴- ت ریزساختار داخلی ترین لایـه اسـتوانه ریختگـی را نشان میدهد که در آن یوتکتیک لایـهای خشـن و ذرات چنـد وجهمی سیاہ رنگ Mg<sub>2</sub>Si اولیہ و غیر یوتکتیکی مشاہدہ می شود. درشت بودن لایه های یو تکتیک در این لایه بیانگر سرعت انجماد پايين تر اين لايه نسبت به لايههاي خارجي تر استوانه ریختگی است. افزون بـر آن، ذرات سـیاه رنـگ Mg<sub>2</sub>Si اولیه مشاهده شده در ریزساختار این لایه در واقع همان ذرات Al( ) اولیه ای هستند که در کنار رگه های سفید رنگ ( Mg<sub>2</sub>Si در لایههای خارجی شکل گرفتهاند و بهدلیل چگالی پایینتر (۱/۹۵ g/cm<sup>3</sup>) نسبت به مذاب (۲/۶ g/cm<sup>3</sup>)، پیش از پایان

انجماد مطابق رابطه استوکس در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و به سمت جداره داخلی استوانه ریختگی جدایش یافته اند. گفتنی است که شرایط انجماد غیر تعادلی کامپوزیت مورد مطالعه به خصوص در مجاورت جداره خارجی استوانه نیز می تواند دلیل دیگری برای تشکیل ذرات اولیه و غیریو تکتیکی می تواند دلیل دیگری برای تشکیل ذرات اولیه و غیرمای انجماد می تواند دلیل دیگری محسوب شود، چرا که تحت شرایط انجماد غیر تعادلی نقطه یو تکتیک نمودار فازی شکل ۲ به سمت آلومینیم جابه جا شده، باعث می شود که کامپوزیت مورد نظر عملاً با ترکیب های پریو تکتیک منجمد شود.

شکل ۵ ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی کامپوزیت AI-13.8%Mg<sub>2</sub>Si حاوی یک درصد وزنی ماده جوانهزای AI-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 شکل۴–الف نشان نمیدهد. ماکسول و همکارانش [۱۷] نشان دادهاند که با افزودن ماده جوانهزای B-5Ti-B با چگالی ۲/۷۶ g/cm<sup>3</sup> به آلیاژ مذاب با چگالی<sup>5</sup>AI-11 با چگالی ۴/۵۲ و ۲/۷۶ به آلیاژ مذاب با ماکسول و اینش ۲ تشکیل میشوند و نقش جوانهزایی خود را ایفا مینمایند.

$$R_{cr} = f\left(\frac{\Delta\sigma}{\eta\phi}, \frac{1}{r}, \frac{K_{l}}{K_{p}}, G\right)$$
(٣)

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 بهداخل مذاب نیز می شود [۲۱ و ۲۲]. بنابراین از آنجایی که شیب دمایی در لایه خارجی استوانه ريختگی بالاتر بوده (مذاب C° ۸۰۰ با قالب C° ۳۰۰ در تماس بوده است)، جبهه انجماد خارجي با سرعت پيشروي بالا منجر به پسزده شدن ذرات حاصل از ماده جوانهزا به مذاب شده است. هرچند بهخاطر انجماد سريع در جداره خارجي و فراهم نشدن زمان کافی برای جوانهزایی در این جداره، تعدادی از ذرات جوانهزا در بین سلولهای در حال رشد محبوس شده، نتوانستهاند به لایه های 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 ایـن ذرات بـدون جوانـهزایـی مؤثر در خارجي ترين لايه بهدام افتادهاند و بقيه آن ها بـهجلـوي جبهه انجماد در لایههای داخلی تر پس زده شده، با جوانهزایی نسبی باعث ظریف تر شدن ریزساختار شکل ۵- ب نسبت به ریزساختار شکل ۴– ب شدهاند.

براساس نتایج تحلیل ICP استوانه ریختگی حاوی ماده جوانهزای AI-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 بهدام افتادهاند و با توجه به فرصت کافی که قبل از کامل شدن انجماد داشتهاند، مطابق شکل ۵- ب باعث جوانهزایی مؤثر و ظریف تر شدن ریز ساختار در این لایه شدهاند. به طور مشابه زانگ و همکارانش [۲۳] نشان دادهاند که در صورت وجود



شکل ۶- غلظت تیتانیم و بور در لایه های مختلف استوانه ریختگی Mg<sub>2</sub>Si% Al-13.8 حاوی یک درصد وزنی ماده جوانهزای Al-5Ti-B (براساس نتایج تحلیل ICP)

Al-Ti-B+ مذاب (Al, Ti)B<sub>2</sub> +TiAl<sub>3</sub> + جامد  
(Al, Ti)B<sub>2</sub> 
$$\rightarrow$$
 TiB<sub>2</sub> (۲)

این ترکیبات با توجه به چگالی بالایشان نسبت به مذاب، در حین ریخته گری و تحت تـ أثیر نیـروی گریـز از مرکـز، مطـابق 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 ریخت ه گری و تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز، براساس رابطه ۱ بهسمت جـداره خـارجی استوانه ریختگی جدایش پیدا کنند و بتوانند نقـش جوانـهزایـی مؤثري را در لایه هاي خارجي استوانه ريختگي نمايند. اما نرخ سرمایش و انجماد به نسبت بالا در مجاورت جداره قالب، فرصت اثر گذاری آنها را در خارجی ترین لایه استوانه ریختگی سلب کرده است. در سیستمهای فلز-سرامیک، برایند تاثیر متغیرهای مختلف بر سرعت بحرانی فصل مشترک (R<sub>cr</sub>) برای بهدام انداختن ذرات، از طریق رابطه ۳ تعیین می شود [۲۰ و ۲۱] که در آن ۵۵ تغییر انرژی سطحی بین ذرات جامد و مـذاب، ۹ گرانروی مذاب، } کسر حجمی ذرات در جلوی فصل مشترک، شعاع ذرات،  $K_p$  ضریب هدایت گرمایی مذاب،  $K_p$  ضریب rهدایت گرمایی ذرات وG 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 می شود.

تفاوت دیگری کے در ریزساختار شکل ۵۔ پ نسبت بے ریزساختار شکل ۴ – پ مشاهده می شود حضور مقداری ذرات اولیه Mg<sub>2</sub>Si چند وجهی سیاه رنگ است کـه در نمونـه حـاوی جوانهزا مشاهده می شود. همان گونه که در مورد ریز ساختار نمونه فاقد جوانهزا نيز اشاره شد اين ذرات همان ذرات تشكيل شده در ناحیه باریک شبه یوتکتیکی نمودار فازی Al-Mg<sub>2</sub>Si هستند که تشکیل آنها در شرایط انجماد غیر تعادلی تشدید شدهاست و در حین انجماد در خلاف جهت نیروی گریز از مركز بهسمت لايههاي داخلي جدايش يافتهاند. اما علت تشكيل آن در لایه میانی استوانه ریختگی حاوی جوانهزا می تواند مربوط به تجمع تیتانیم و بـور در ایـن ناحیـه (نتـایج ICP در شـکل ۶) و جابجایی نقطه یوتکتیک سیستم Al-Mg<sub>2</sub>Si بـهسمت غنـی از Mg<sub>2</sub>Si و دماهای بالاتر باشد [۲۴] که به طور همزمان باعث ایجاد فاز ( )Al اولیه نیز در اطراف خود شده است. در واقع بـا توجه به اینکه TiB<sub>2</sub> رابطه همسیمایی شبکه بلوری خوبی با Mg<sub>2</sub>Si دارد [۲۵]، ذرات TiB<sub>2</sub> جدایش یافته به لایه میانی استوانه ريختگي، به عنوان مراكز جوانه زني ناهمگن فاز Mg<sub>2</sub>Si اوليه عمل نموده، باعث ترغيب تشكيل أن در اين لايه شدهان. بهعبارت دیگر بهنظر میرسد که با جدایش ذرات جوانهزای TiB<sub>2</sub> به لايهمياني استوانه ريختگي و تشويق تشكيل ذرات اوليه Mg<sub>2</sub>Si در این لایه، مذاب باقی مانده پیرامون این ذرات از منیزیم و سیلیسیم رقیق شده، با ساختار هیپویوتکتیک، متشکل از فاز اولیه ( )Al سفید رنگ تشکیل شده در اطراف ذرات اوليه Mg<sub>2</sub>Si و لايـه هـ اي ظريف شـبه يـوتكتيكي Al+Mg<sub>2</sub>Si، منجمد شده است. بنابراین مطابق انتظار با افزودن ماده جوانهزا، کسر حجمی ذرات اولیه Mg<sub>2</sub>Si افزایش یافته است که مقایسه

تصاویر ریزساختاری شکلهای ۴ و ۵ به خوبی مؤید آن است. نتایج مشابهی توسط ژانگ و همکارانش[۲۳] در حین انجماد کامپوزیت Al-15%Mg<sub>2</sub>Si مشاهده شده است که نشان میدهند ذرات Mg<sub>2</sub>Si اولیه به طور طبیعی و همزمان به عنوان محلهای ترجیحی برای جوانه زنی ()Al در راستای کاهش انرژی فصل مشترک عمل می نمایند و منجر به تشکیل لایه ای از ()A دور ذرات Mg<sub>2</sub>Si می شوند.

در شکل ۵−ت نیز ذرات اولیه و غیریو تکتیکی Mg<sub>2</sub>Si مشاهده می شوند که بهنظر می رسد ذرات تشکیل شده در لایه های خارجی و میانی استوانه ریختگیاند که قبل از پایان انجماد، براساس قانون استوکس به خاطر چگالی پایین تر در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و به سمت لایه داخلی استوانه جدایش پیدا نمودهاند.

در شکل ۷ تصاویر ریزساختار SEM استوانه های ریختگی هدفمند Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si فاقد ماده جوانه او دارای ماده جوانهزا بهتفکیک آورده شدهاند. مطابق این شکل در نمونه فاقد جوانهزا (تصاویر ریزساختاری ردیف بالا) ریخت (مورفولوژی) میلهای فاز شبهیوتکتیکی (Al+Mg<sub>2</sub>Si) 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<sub>2</sub>Si یوتکتیکی با توجه به اختلاف نرخ انجماد لايه داخلي و خارجي استونه قابل توجیه است. از آنجایی که در لایه خارجی، نرخ انجماد بالا است فرصت لازم برای رشد لایهای Mg<sub>2</sub>Si 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، يوتكتيك لايهاي تشكيل شده است. همچنين بـ هخـوبي مشاهده می شود که با کاهش سرعت انجماد از لایه خارجی به سمت لایه داخلی، فاصله لایههای یوتکتیکی افزایش یافته، در داخلی ترین لایه فاز Mg<sub>2</sub>Si لایهای خشن شکل گرفته است. بـر اين اساس يک رابطه تجربي بـهصورت رابطـه ۴ بـين سـرعت انجماد (٧) و فاصله بين ميلهها يا لايههاي يوتكتيكي ({) ارائه



مربوط به نمونه فاقد ماده جوانهزا و تصاویر پایین مربوط به نمونه حاوی یک درصد وزنی ماده جوانهزای Al-5Ti-B هستند)

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

ریده به مرحف رسد (۲۰) میر بستانی دارد (۲۰) و ب اطرایس نرخ رشد فصل مشترک مذاب-جامد فاصله بین لایههای یوتکتیکی کاهش می یابد.

$$\lambda \propto \frac{1}{\sqrt{R}} \tag{(a)}$$

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<sub>2</sub>Si هدفمند دارای یک درصد وزنی

ماده جوانهزای Mg<sub>2</sub>Si مشاهده می شود. مطابق این شکل در لایه خارجی، ریخت فاز Mg<sub>2</sub>Si یو تکتیکی از نوع میله ای است که دلیل آن همان گونه که قبلاً نیز ذکر شد نرخ انجماد بالای این لایه است. هم چنین در داخل سلول های هم محور، یو تکتیک میله ای و در مرز سلول ها تمایل به تشکیل ریخت لایه ای مشاهده می شود. چنین تغییر ریخت فاز یو تکتیک 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 می سانی یو تکتیکی از میله ای به لایه ای تغییر یافته است. به نظر می رسد تاثیری بر ریخت فاز یو تکتیکی آن نداشته است. اما افزودن ماده جوانهزا منجر به کاهش اندازه سلول های یو تکتیکی در لایه میانی تاثیری ای مریخت فاز یو تکتیکی آن نداشته است. اما افزودن ماده شده است. در ریز ساختار لایه داخلی نیز از آن جایی که سرعت شده است. در ریز اختار لایه داخلی نیز از آن جایی که سرعت

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۴، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۴

از فاز Mg<sub>2</sub>Si یو تکتیکی شکل گرفتـه اسـت. افـزون بـر اینکـه بـا کاهش سرعت انجماد در لایه داخلی طبق رابطه ۴ فاصله بین لايههاي يوتكتيكي ({) نسبت به لايه مياني افزايش يافته است.

## ۴- نتيجه گيرې

با ریختـهگـری گریـز از مرکـز اسـتوانه هدفمنـد از کامپوزیـت يوتكتيك Al-13.8wt.% Mg<sub>2</sub>Si دارای يک درصد وزنی ماده جوانهزای Al-5Ti-B و مقایسه آن با نمونه فاقد جوانهزا نتایج زير بەدست آمدند:

 بهخاطر رژیم گرمایی خاص حاکم بر انجماد استوانه ریختگی و نیز تشکیل فازهای ( )Al و Mg<sub>2</sub>Si اولیه در شروع انجماد و جدایش آنها بهترتیب در جهت نیروی گریز از مرکز و خلاف جهت آن، یک ریزساختار درجهبندی شدهای از انـدازه و توزیع فازهای یوتکتیکی و غیر یوتکتیکی در راستای شـعاعی استوانه ریختگی فاقد جوانهزا ایجاد می شود. در این ریز ساختار درجیه بندی شده، در جداره خارجی استوانه، ریز ساختار

واژەنامە

5. eutectic colonies

مراجع

یو تکتیک سلولی با مقادیر اندکی از رگ ای () Al در مرز سلولها، در لايه مياني ريزساختار يوتكتيك سلولي خشن با کسر حجمی بالایی از ()Al در مرز سلول ها و در جداره داخلی آن یک ریزساختار هاییر یوتکتیک خشن حاوی تعداد محدودی از ذرات Mg<sub>2</sub>Si غیر یوتکتیکی مشاهده می شود.

۲) با اضافه کردن ماده جوانهزا، بهدلیل انجماد سریع جـداره خارجی استوانه، فرصت لازم برای جوانهزایی در این لایه فراهم نمی شود و با شروع انجماد از این جداره ترکیبات حاوی تیتانیم و بور ماده جوانهزا بهسمت لايههاي داخلي پس زده شده، باعث تشویق تشکیل ( )Al اولیه و پیروی آن تشکیل کسر حجمی بالایی از Mg<sub>2</sub>Si غیر یو تکتیکی در لایه میانی می شود. در ادامـه انجماد، ذرات اولیه و سبک Mg<sub>2</sub>Si براساس قانون استوکس در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و بهسمت جداره داخلی استوانه جدایش پیدا میکنند و کسر حجمی آن ها در این جـداره بهطور قابل ملاحظهای افزایش می یابد.

1. Melgarejo, Z.H., Resto, P.J. and Stone, D.S., "Study

1. functionally graded materials

2. electromagnetic segregation

of Particle-Matrix Interaction in Al/AlB<sub>2</sub> Composite via Nano-Indentation", Materials Characterization, Vol. 61, pp. 135–140, 2010.

3. scanning electron microscope

4. induction coupled plasma

- 2. 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.
- 3. 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.
- 4. 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.
- 5. Wang, Y.Q., Zhou, B.L., Wu, X.Q. and Zhang, J.,

"Functionally Graded Al-Mg2Si In-Situ Composites Prepared by Centrifugal Casting", Materials Science Letters, Vol. 17, pp. 1677-1679, 1998.

- 6. Raghunandan, S., Hyder, J.A., and Rajan, T.P.D., "Processing of Primary Silicon and Mg2Si Reinforced Hybrid Functionally Graded Aluminum Composites by Centrifugal Casting", Materials Science Forum, Vol. 710, pp. 395-400, 2012.
- 7. 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.
- 8. 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.

- 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.
- 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.
- 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.
- 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-canul, 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.
- 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.
- Maxwell, I. and Hellawell, A., "A Simple Model for Grain Refinement during Solidification", *Acta Metallurgica*, Vol. 23, pp. 229-237, 1975.

۱۸. قــديمي، ه. ، "بررســي تــأثير ســاختار مـاده جوانــهزاي

- ۱۹. غایبلو، م.، صمدی، ۱. و وجد، ۱.، "ایجاد ریزساختار درجهبندی شده هدفمند در آلیاژ یوتکتیک Mg<sub>2</sub>Si «Mg<sub>2</sub>Si با اضافه کردن آمیژان Al-5Ti-B در ریخته گری گریز از مرکز "، ششمین همایش مشترک انجمن مهندسین متالورژی و انجمن علمی ریخته گری ایران، دانشگاه تهران، ۱۶ آبان ۱۳۹۱.
- ۲۰. منشی، ا. و مرادی، ر.، *"انجماد فلـزات*"، انتشـارات ارکـان دانش، ص ۲۶۴، ۱۳۸۳.
- ASM Metals Handbook, Vol. 15, 9th edition, ASM International, 1992.

.1777

- 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.
- 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.
- 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.
- 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.

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۴، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۴