تأثیر افزودن جوانه‌زای Al-5Ti-B بر درجه‌بندی ریزساختار استوانه ریخته شده از کامپوزیت Al-13.8 wt.% Mg_2Si به‌روش ریخته‌گری گریز از مرکز

احد 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_2Si، 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 ریختگی به‌ترتیب با استفاده از روش پلاسمای 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 تیتانیم 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_2Si و فاز غیریوتکتیکی(α)Al در لایه میانی می‌شوند. هم‌چنین به‌خاطر چگالی پایین ذرات Mg_2Si اولیه و جدایش آن‌ها در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز (مطابق رابطه استوکس)، یک تجمع بالایی از آن‌ها در لایه داخلی استوانه‌های ریختگی پس از انجماد مشاهده می‌شود.

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

Archive of SID

Effect of Al-5Ti-B Inoculant Addition on the Graded Microstructure of Centrifugally Cast Al-13.8 wt.% Mg_2Si 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_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***

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

www.SID.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_2Si particles and non-eutectic Al (~) in this layer. In addition, due to the effect of centrifugal force during solidification, a higher volume fraction of the light primary Mg_2Si 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

کامپوزیت‌های 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 آن‌ها با عنوان کامپوزیت‌های درجه‌بندی شده هدفمند[۱] (FGM) توسعه یافته‌اند که ترکیب یا ریزساختار آن‌ها به‌طور 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 به‌روش‌های متالورژی پودر، پلاسما اسپری، رسوب شیمیایی بخار، رسوب فیزیکی بخار، ریخته‌گری گریز از مرکز و جداسازی الکترو مغناطیسی[۲] (EMS) اشاره نمود. در میان این روش‌ها، ریخته‌گری گریز از مرکز به‌خاطر 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 معمولا در قطعات فورج، نورد یا جوش‌کاری 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 غنی و فقیر از ذرات تشکیل می‌شود. مقدار جدایش ذرات و موقعیت نسبی نواحی غنی و فقیر از ذرات در داخل نمونه ریختگی عمدتاً تحت‌تأثیر 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 به‌سمت محور چرخش نزدیک و ذرات سنگین‌تر در جهت نیروی گریز از مرکزاز 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.

$$V_{sp}=\frac{2\left(\rho_{sp}-\rho_l\right)GgR_{sp}^2}{9\mu} \qquad (۱)$$

در این رابطه، ρ_{sp} چگالی ذرات جامد، ρ_l چگالی مذاب، g شتاب گرانش زمین، R_{sp} شعاع ذرات جامد، μ گرانروی مذاب و V_{sp} سرعت حرکت ذرات جامد در داخل مذاب‌اند و $G=\omega^2r/g$ عددی است که از نسبت شتاب گریز از مرکز به شتاب گرانش زمین به‌دست می‌آید و در آن ω سرعت‌زاویه‌ای 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 به‌سمت لایه داخل و ذرات با چگالی بالاتر به‌سمت لایه خارجی استوانه ریختگی جدایش پیدا خواهند کرد.

کامپوزیت‌های درجا با زمینه آلومینیمی و ذرات

Archive of SID

www.SID.ir

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

Al	Si	Fe	Mg
باقی‌مانده	۵/۱۳	۰/۱۶	۷/۷۶

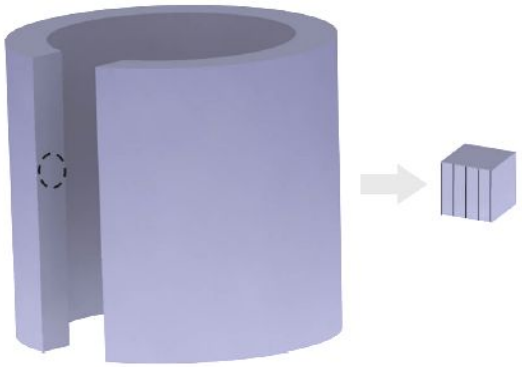
تقویت‌کننده Mg_2Si به‌خاطر سبکی، خواص مکانیکی و تحمل دمایی نسبتاً بالا مدتهاست که مورد توجه پژوهشگران علم و مهندسی مواد قرار گرفته‌اند [۱۳]. در این کامپوزیت‌ها تأثیر عوامل بهینه کننده مختلف و عملیات‌حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی در ریخته‌گری ثقلی معمولی مورد مطالعه قرار گرفته است [۱۴ و ۱۵]. با وجود 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 یوتکتیک Mg_2Si Al-13.8 wt.% با ریزساختار درجه‌بندی شده هدفمند، تأثیر ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B و عملیات‌حرارتی بر جدایش و توزیع درجه‌بندی شده ذرات Mg_2Si در راستای شعاعی استوانه‌ها مورد بررسی قرار می‌گیرد.

۲- مواد و روش پژوهش

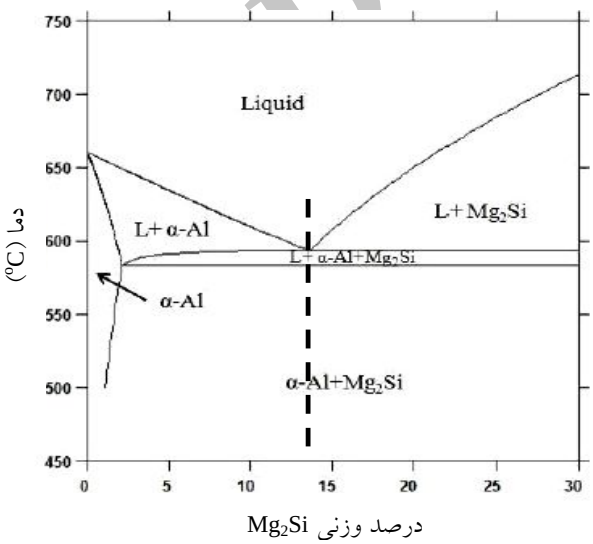
برای تهیه کامپوزیت اولیه Mg_2Si Al-13.8 wt.% (که از این به بعد برای اختصار به‌صورتMg_2Si%Al-13.8 نشان داده خواهد شد) از آلومینیم، سیلیسیم و منیزیم با خلوص تجاری استفاده شد. به‌این منظور، ابتدا آلومینیم با استفاده از یک کوره زمینی در دمای ۸۰۰ $^{\circ}C$ در داخل بوته گرافیتی ذوب شد. سپس سیلیسیم توزین 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 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 ۸۰۰ $^{\circ}C$ دوباره ذوب شد. سپس قرص گاززدای هگزا کلرو اتان به‌مقدار ۰/۵درصد وزنی مذاب، به مذاب اضافه شد. بعد از سرباره‌گیری، یک در صد 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 ۱۴۰۰ rpm و دمای پیشگرم ۳۰۰ $^{\circ}C$ ریخته شد. به این دلیل از میله گرافیتی برای هم زدن مذاب استفاده شد که براساس نمودار فازیAl-C کربن در زیر دمای ۱۴۵۰ $^{\circ}C$ عملا 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 Al-13.8%Mg_2Si فاقد ماده جوانه‌زا نیز تکرار شد و به این 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[۳] (SEM) مدل Cam Scan MV2300 مورد بررسی قرار گرفت. علاوه بر آن،

www.SID.ir
Archive of SID



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



شکل ۲- نمودار فازی شبه دوتایی Al–Mg_2Si [۱۶]

برای شناسایی فازهای تشکیل شده در ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه‌های 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 ریخته‌گری و تحلیل شیمیایی مقاطع شعاعی مختلف نمونه حاوی ماده جوانه‌زا از روش پلاسمای جفت شده القایی[۴] (ICP) مدلAMTEK استفاده شد. برای این‌کار از هر یک از مقاطع شعاعی نمونه‌های مورد بررسی سه بار تحلیل شیمیایی به‌عمل آمد و میانگین نتایج به‌همراه انحراف معیار آن‌ها به تفکیک برای هر مقطع محاسبه و گزارش شد.

۳- نتایج و بحث

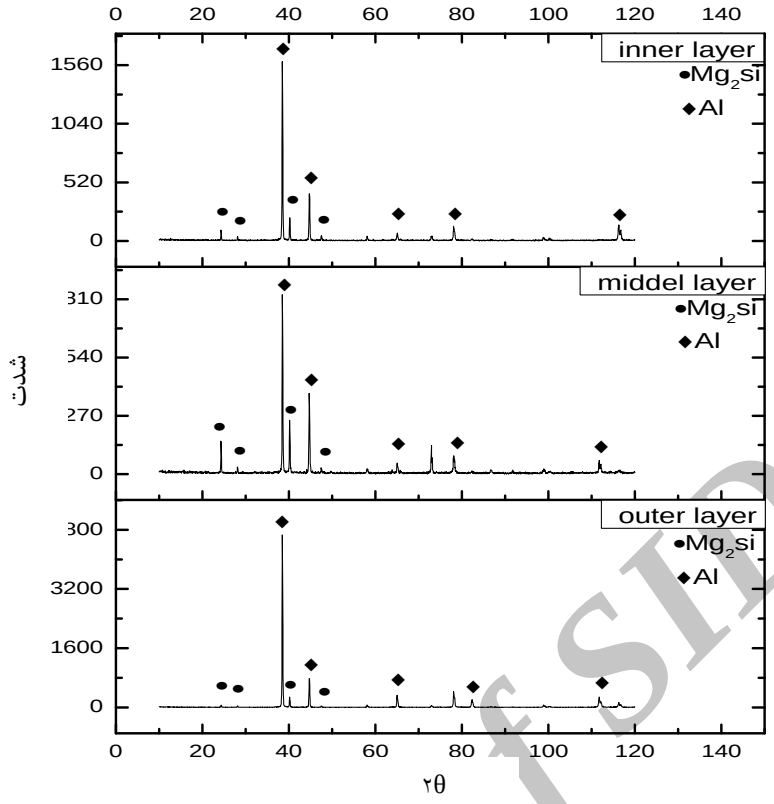
۳-۱- بررسی ریزساختار نمونه‌ها

براساس نمودار فازی شبه دوتایی Al-Mg_2Si در شکل ۲ که با استفاده از نرم افزار ترموکالک رسم شده است[۱۶] کامپوزیت ریخته شده Al-13.8%Mg_2Si دارای ترکیب یوتکتیک است. مطابق این نمودار کامپوزیت یوتکتیک Al-13.8%Mg_2Si حین انجماد وارد یک ناحیه باریک سه فازی شبه یوتکتیکی L+Al(α)+ Mg_2Si در محدوده دمایی حدود ۱۰ $^{\circ}C$ درست در زیر دمای یوتکتیک می‌شود که در آن مذاب یوتکتیکی ابتدا با دو فاز Mg_2Si و Al(α) به‌تعادل می‌رسد و سپس در ادامه سرمایش مذاب باقی‌مانده تحت استحاله یوتکتیکی قرار می‌گیرد. از این‌رو، پیش‌بینی می‌شد که تحت شرایط انجماد تعادلی، ریزساختار کامپوزیت یوتکتیکی Al-13.8%Mg_2Si دارای فازهای اولیه Mg_2Si و Al(α) باشد. در شکل ۳ طیف‌های XRD به‌دست آمده از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی Al-13.8%Mg_2Si حاوی یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B دیده می‌شود. براساس این طیف‌ها در هر سه مقطع داخلی، میانی و خارجی، فقط فاز زمینه آلومینیم و ذرات Mg_2Si قابل شناسایی‌اند.

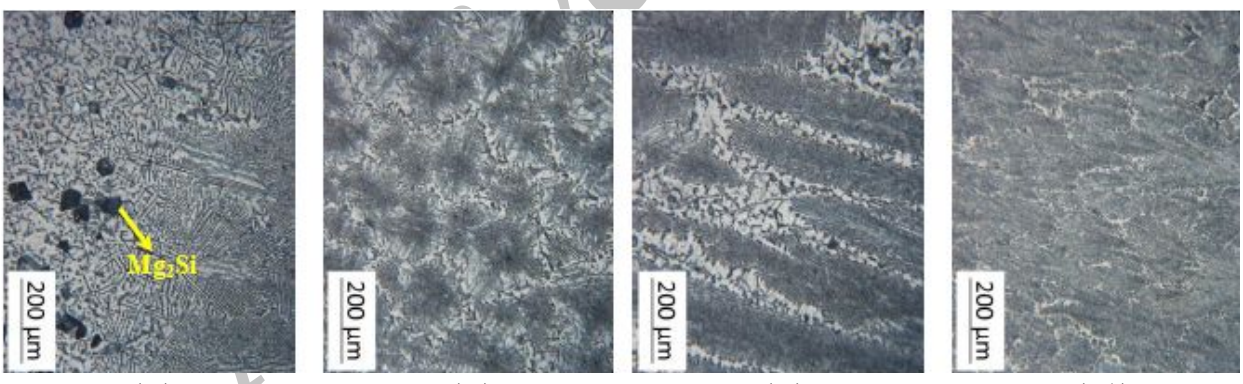
شکل ۴ تصاویر ریزساختار میکروسکوپ نوری مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی فاقد جوانه‌زا را نشان می‌دهد. در شکل ۴- الف یک ریزساختار سلولی ظریف با رگه‌های سفید رنگ در مرز سلول‌ها مشاهده می‌شود. در این ریزساختار به‌دلیل پیشگرم قالب، سلول‌های ریز و هم محور ناحیه چیل مشاهده نمی‌شوند. با دور شدن از جداره قالب به‌سمت لایه‌های داخلی، سرعت انتقال حرارت کاهش می‌یابد و براساس شکل ۴- ب نه‌تنها 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 Al(α) باشد که حین سرمایش مذاب در ناحیه سه فازی شبه یوتکتیکی اشاره شده ایجاد می‌شود. با توجه به نرخ انجماد پایین‌تر لایه داخلی (عمق

Archive

www.SID.ir



شکل ۳- الگوی پراش اشعه ایکس لایه های مختلف آلیاژ یوتکتیک Al-13.8%Mg_2Si دارای یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B پس از ریخته‌گری گریز از مرکز

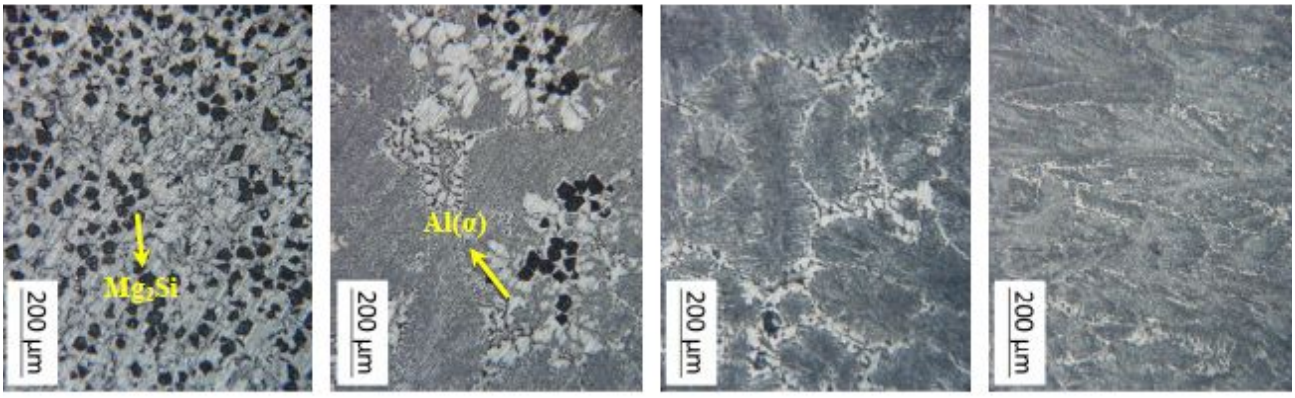


(ت) (پ) (ب) (الف)

شکل ۴- ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی از کامپوزیت **Al-13.8%Mg_2Si 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 می‌شود که کسر حجمی و اندازه رگه‌های Al(α) سفید رنگ در شکل ۴- ب نسبت به شکل ۴- الف افزایش یافته، به کسر حجمی تعادلی 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(α) سفید رنگ در مرز سلول‌ها مشاهده می‌شود. در ریخته‌گری گریز از مرکز دو جبهه انجماد با

www.SID.ir



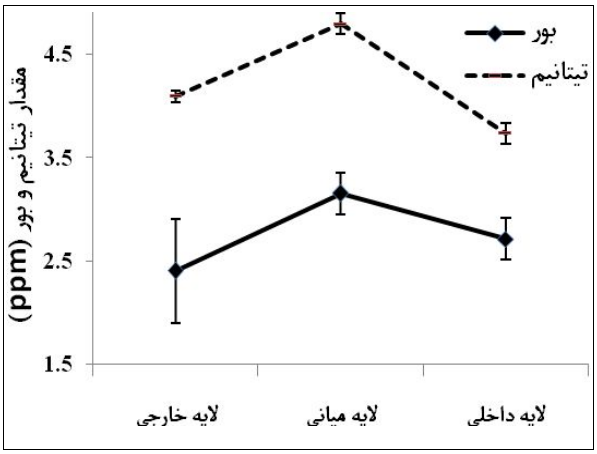
(ت) (پ) (ب) (الف)

شکل ۵- ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی از کامپوزیت **Al-13.8 %Mg_2Si 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 خارجی استوانه به‌سمت جداره داخلی آن حرکت می‌کند و دیگری جبهه انجماد داخلی است که از سمت جداره داخلی استوانه با سرعتی کم‌تر به‌سمت جداره خارجی آن پیشروی 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 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 وجهی سیاه رنگ Mg_2Si 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 Mg_2Si اولیه مشاهده شده در ریزساختار این لایه در واقع همان ذرات Mg_2Si اولیه‌ای هستند که در کنار رگه‌های سفید رنگ Al(α) در لایه‌های خارجی شکل گرفته‌اند و به‌دلیل چگالی پایین‌تر ($1/95\ g/cm^3$) نسبت به مذاب ($2/6\ g/cm^3$) [۸]، پیش از پایان انجماد مطابق رابطه استوکس در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و به‌سمت 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 غیریوتکتیکی Mg_2Si سیاه رنگ محسوب شود، چرا که تحت شرایط انجماد غیر تعادلی نقطه یوتکتیک نمودار فازی شکل ۲ به‌سمت آلومینیم جابه‌جا شده، باعث می‌شود که کامپوزیت مورد نظر عملاً با ترکیب‌های پریوتکتیک منجمد شود.

شکل ۵ ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی کامپوزیت Al-13.8%Mg_2Si حاوی یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای 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 شکل۴-الف نشان نمی‌دهد. ماکسول و همکارانش [۱۷] نشان داده‌اند که با افزودن ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B با چگالی $2/76\ g/cm^3$ به آلیاژ مذاب با چگالی $2/57\ g/cm^3$، ترکیبات بین فلزی نظیر TiB_2، Al_3Ti و AlB_2 به‌ترتیب با چگالی $4/52$ و $3/37$ و $3/19\ g/cm^3$ [۱۸و ۱۹] براساس واکنش ۲ تشکیل می‌شوند و نقش جوانه‌زایی خود را ایفا می‌نمایند.

Archive of SID
www.SID.ir



شکل ۶- غلظت تیتانیم و بور در لایه های مختلف استوانه ریختگی Al-13.8 %Mg_2Si حاوی یک درصد وزنی ماده جوانه‌زای Al-5Ti-B (براساس نتایج تحلیل ICP)

$$\text{Al-Ti-B+مذاب} \rightarrow (Al, Ti)B_2 + TiAl_3 + \text{جامد} \quad (۲)$$
$$(Al, Ti)B_2 \rightarrow TiB_2$$

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 به‌سمت 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، برایند تاثیر 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، η گرانروی مذاب، φ کسر حجمی ذرات در جلوی فصل مشترک، rشعاع ذرات، K_l ضریب هدایت گرمایی مذاب، K_p ضریب هدایت گرمایی ذرات و G شیب دمایی جلوی فصل مشترک است.

$$R_{cr} = f\left(\frac{\Delta\sigma}{\eta\varphi}, \frac{1}{r}, \frac{K_l}{K_p}, G\right) \quad (۳)$$

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 می‌شود [۲۱ و ۲۲]. بنابراین از آن‌جایی که شیب دمایی در لایه خارجی استوانه ریختگی بالاتر بوده (مذاب ۸۰۰ $^{\circ}C$ با قالب ۳۰۰ $^{\circ}C$ 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 به‌دلیل 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 به‌دام افتاده‌اند و بقیه آن‌ها به‌جلوی 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 به‌سمت 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 ظریف‌تر شدن ریزساختار در این لایه شده‌اند. به‌طور مشابه ژانگ و همکارانش [۲۳] نشان داده‌اند که در صورت وجود

Archive of SID

www.SID.ir

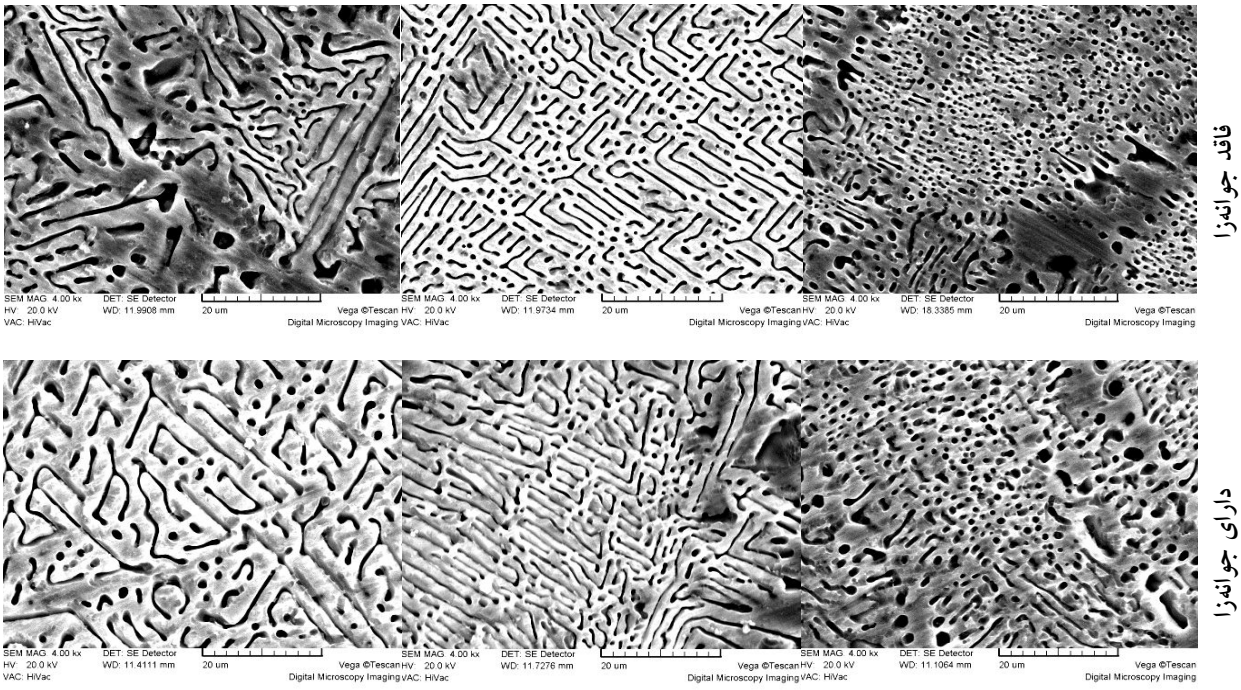
ناخالصی، رشد سلولی باعث ایجاد ساختاری از جزایر یوتکتیکی[5] (EC) می‌شود. این ناخالصی‌ها یا ترکیبات بین فلزی حاصل از ماده جوانه‌زا با آلومینیم واکنش می‌دهند و در مرز سلول‌های یوتکتیکی تجمع می‌یابند. این عامل مانع رشد آن‌ها به‌شکل ستونی و در نهایت باعث کاهش اندازه سلول‌های یوتکتیکی می‌شود.

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 فازی $Al\text{-}Mg_2Si$ هستند که تشکیل آن‌ها در شرایط انجماد غیر تعادلی تشدید شده‌است و در حین انجماد در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به‌سمت 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 $Al\text{-}Mg_2Si$ به‌سمت غنی از Mg_2Si و دماهای بالاتر باشد [۲۴] که به‌طور هم‌زمان باعث ایجاد فاز Al(α) 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 لایه‌میانی 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(α) 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 $Al\text{-}15\%Mg_2Si$ مشاهده شده است که نشان می‌دهند ذرات Mg_2Si اولیه به‌طور طبیعی و هم‌زمان به‌عنوان محل‌های ترجیحی برای جوانه زنی Al(α) در راستای کاهش انرژی فصل مشترک عمل می‌نمایند و منجر به تشکیل لایه‌ای از Al(α) دور ذرات Mg_2Si می‌شوند.

در شکل ۵- ت نیز ذرات اولیه و غیریوتکتیکی 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 $Al\text{-}13.8\%Mg_2Si$ 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 شبه‌یوتکتیکی $(Al+Mg_2Si)$ 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 استونه قابل توجیه 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 (^{a}) ارائه

Archive of SID
www.SID.ir



(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 ازمرکز (تصاویر بالا 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.

$$V = 5.78 \times 10^{-16}\, a^{1.93} \qquad (۴)$$

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

$$\lambda \propto \frac{1}{\sqrt{R}} \qquad (۵)$$

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 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 هم محور، یوتکتیک میله‌ای و در مرز سلول‌ها تمایل به‌تشکیل ریخت لایه‌ای مشاهده می‌شود. چنین تغییر ریخت فاز یوتکتیک از داخل سلول به‌سمت 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. به‌نظر می‌رسد که حضور ترکیبات بین فلزی حاوی تیتانیم و بور در لایه میانی تاثیری 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 آن‌جایی‌که سرعت انجماد نسبت به لایه میانی کم‌تر بوده است، ریخت کاملاً لایه‌ای

Archive of SID

www.SID.ir

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 ([a]) نسبت به لایه میانی افزایش یافته است.

۴- نتیجه‌گیری

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

۱) به‌خاطر رژیم گرمایی خاص حاکم بر انجماد استوانه ریختگی و نیز تشکیل فازهای Al(α) 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(α) در مرز سلول‌ها، در لایه میانی ریزساختار یوتکتیک سلولی خشن با کسر حجمی بالایی از Al(α) 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 تیتانیم و بور ماده جوانه‌زا به‌سمت لایه‌های داخلی پس زده شده، باعث تشویق تشکیل Al(α) 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 کسرحجمی آن‌ها در این جداره به‌طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد.

واژه‌نامه

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

مراجع

1. Melgarejo, Z.H., Resto, P.J. and Stone, D.S., "Study of Particle–Matrix Interaction in Al/AlB_2 Composite via Nano-Indentation", *Materials Characterization*, Vol. 61, pp. 135–140, 2010.
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_2Si 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-Mg_2Si 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 Mg_2Si 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_3Ti FGMs", *Materials*

Archive of SID

www.SID.ir

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_2Si 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_2Si/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_2Si 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_2Si 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 ریختگی"، *پایان نامه کارشناسی ارشد*، دانشگاه صنعتی سهند، ۱۳۸۹.
۱۹. غایب‌لو، م.، صمدی، ا. و وجد، ا.، "ایجاد ریزساختار درجه‌بندی شده هدفمند در آلیاژ یوتکتیک Al-13.8 wt.% Mg_2Si با اضافه کردن آمیژان Al-5Ti-B در ریخته‌گری گریز از مرکز"، *ششمین همایش مشترک انجمن مهندسین 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_2Si 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→α(Al)+Mg_2Si 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_2 or AlP/TiB_2 Coupled Compounds on Primary Mg_2Si 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 α (Al)-Mg_2Si Eutectic", *Materials Transactions*, Vol. 38, pp. 553-559, 1997.

Archive of SID

www.SID.ir