

# تأثیر افزودن آهن بر ریزساختار درجه‌بندی شده کامپوزیت $\text{Al-13.8 wt. \% Mg}_2\text{Si}$ در ریخته‌گری گریز از مرکز

احد صمدی<sup>۱\*</sup>، معصومه غایب لو<sup>۲</sup>، آوا آزادی<sup>۳</sup>

۱- دانشیار دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی سهند، (samadi@sut.ac.ir)

۲- کارشناس ارشد ریخته‌گری دانشگاه صنعتی سهند، (masomeh\_ghayebloo@yahoo.com)

۳- کارشناس مهندسی مواد دانشگاه صنعتی سهند، (ava.azadi.ch@gmail.com)

## Effect of iron addition on graded microstructure of Al-13.8 wt.% $\text{Mg}_2\text{Si}$ during centrifugal casting

A. Samadi<sup>1\*</sup>, M. Ghayebloo<sup>2</sup>, A. Azadi<sup>3</sup>

1- Associate Professor of Materials Engineering, Sahand University of Technology, (samadi@sut.ac.ir)

2- Master of Materials Engineering, Sahand University of Technology, (masomeh\_ghayebloo@yahoo.com)

3- Bachelor of Materials Engineering, Sahand University of Technology, (ava.azadi.ch@gmail.com)

### چکیده

به منظور اصلاح ریزساختار درجه‌بندی شده استوانه ریختگی گریز از مرکز از کامپوزیت یوتکتیک  $\text{Al-13.8 wt. \% Mg}_2\text{Si}$  مقدار ۰/۵ درصد وزنی بهساز  $\text{Al-75Fe}$  به ترکیب مذاب اضافه شد. سپس ترکیب شیمیایی، ریزساختار و سختی مقاطع شعاعی مختلف استوانه‌های ریختگی به ترتیب با استفاده از آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی (EDX)، میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی، پراش‌سنجی اشعه X و سختی‌سنجی مورد مطالعه قرار گرفتند. نتایج نشان می‌دهند که اولاً: بواسطه رژیم حرارتی خاص حاکم بر ریخته‌گری گریز از مرکز، ریزساختار شبه یوتکتیکی از حالت میله ای ظریف در سطوح خارجی به حالت لایه ای خشن در سطوح داخلی استوانه ریختگی تغییر می‌یابد. ثانیاً: با تشکیل ذرات ترد  $\text{FeAl}_3$  و  $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  و انتقال آنها در جهت پیشروی جبهه انجماد به سمت جداره داخلی استوانه و ترغیب جوانه زنی ناهمگن ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  بلوکی شکل و به تبع آن، شکل‌گیری فاز نرم  $\alpha\text{-Al}$  به عنوان فاز غالب زمینه در این جداره، سختی جداره داخلی استوانه نسبت به جداره خارجی آن کاهش می‌یابد. واژه‌های کلیدی: ریخته‌گری گریز از مرکز، ساختار درجه‌بندی شده، کامپوزیت ریختگی، بهساز.

### Abstract

The modification of microstructural grading of the cast hollow cylinders of eutectic composite Al-13.8 wt.%  $\text{Mg}_2\text{Si}$  was studied via 0.5 wt.% Al-75Fe addition to the melt during centrifugal casting. The chemical composition, microstructure and hardness of different radial sections of the cast cylinders were studied using energy dispersive spectroscopy (EDX), optical microscope, scanning electron microscope, X-ray diffractometry and hardness testing, respectively. The results show that due to specific thermal regime, prevailed in centrifugal casting, the rod-shape fine eutectic microstructure in external periphery of the cast hollow cylinder changes to a coarse lamellar-shape eutectic microstructure in its internal periphery. Also owing to segregation of  $\text{FeAl}_3/\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  brittle particles with needle morphology towards the inner periphery of cylinder, thus their effective role in heterogeneous formation of  $\text{Mg}_2\text{Si}$  and developing the  $\alpha\text{-Al}$  in matrix phase, the inner periphery of the iron-contained cylinder showed the lower hardness in compared with the outer periphery of cylinder.

**Keywords:** centrifugal casting, functionally graded microstructure, cast composite, modifier.

## مقدمه

مفهوم مواد درجه‌بندی شده نخستین بار در سال ۱۹۸۰ میلادی توسط پژوهشگران ژاپنی ارایه شد [۱]. قطعات با ریزساختار درجه‌بندی شده (هدفمند) خانواده جدیدی از قطعات کامپوزیتی هستند که تغییرات پیوسته و درجه‌بندی شده‌ای از ترکیب شیمیایی، ریزساختار و خواص را در جهات معینی از خود نشان می‌دهند [۲]. از روش‌های مختلفی نظیر متالورژی پودر، رسوب-دهی شیمیایی بخار، رسوب‌دهی فیزیکی بخار، ریخته‌گری گریز از مرکز، جوشکاری و ... برای ساخت قطعات هدفمند استفاده می‌شود.

روش ریخته‌گری گریز از مرکز بواسطه هزینه تولید پایین و قابلیت توسعه صنعتی، چند سالی است که مورد توجه بیشتری قرار گرفته است [۳-۷]. این روش از جمله روش‌هایی است که از پتانسیل بالایی برای تولید قطعات با هندسه متقارن محوری و ریزساختار و خواص مکانیکی درجه‌بندی شده هدفمند برخوردار است. در این روش فلز مذاب به داخل یک قالب چرخان ریخته می‌شود و انجماد در راستای شعاعی نیروی گریز از مرکز صورت می‌گیرد [۸]. اگر فازها/ذرات جامد موجود در مذاب اختلاف چگالی و ابعادی بالایی با مذاب و با یکدیگر داشته باشند نیروی گریز از مرکز اعمال شده در حین ریخته‌گری باعث جدایش درجه‌بندی شده این فازها یا ذرات در حین ریخته‌گری و انجماد شده و منجر به توزیع ناهمگن، مطلوب و درجه‌بندی شده ای از آنها در جهت شعاعی قطعه ریخته‌گری می‌گردد. حرکت ذرات جامد را در داخل فلز مذاب به عنوان سیالی ویسکوز تحت تاثیر نیروی گریز از مرکز می‌توان براساس قانون استوکس<sup>۲</sup> بصورت معادله (۱) بیان نمود:

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

در این معادله،  $\rho_{sp}$  چگالی ذرات جامد،  $\rho_l$  چگالی مذاب،  $g$  شتاب گرانش زمین،  $R_{sp}$  شعاع ذرات جامد،  $\mu$  گرانروی مذاب و  $V_{sp}$  سرعت حرکت ذرات جامد در داخل مذاب است و  $G$  عددی است که از نسبت شتاب گریز از مرکز به شتاب گرانش زمین بدست می‌آید و به صورت  $G = \omega^2 r/g$  در نظر گرفته می‌شود که

در آن  $\omega$  سرعت زاویه‌ای قالب و  $r$  فاصله ذرات از محور چرخش محسوب می‌شود [۹ و ۱۰].

براساس معادله (۱) هر چه اختلاف چگالی ذرات جامد و مذاب بیشتر باشد سرعت حرکت ذرات جامد تحت تاثیر نیروی گریز از مرکز و در جهت آن بیشتر خواهد بود. علاوه بر آن ذرات بزرگتر سرعت بیشتری را در جهت نیروی گریز از مرکز کسب خواهند کرد. لذا در ریخته‌گری گریز از مرکز یک قطعه استوانه‌ای شکل، ذرات با چگالی پایین‌تر و اندازه کوچک‌تر به سمت لایه داخلی و ذرات با چگالی بالاتر و اندازه بزرگتر به سمت لایه خارجی جدایش پیدا خواهند کرد.

کامپوزیت‌های درجای  $Al-Mg_2Si$  به عنوان گروه جدیدی از کامپوزیت‌های زمینه فلزی شامل ذرات سخت  $Mg_2Si$  در زمینه آلومینیم هستند که در آنها ذرات  $Mg_2Si$  به خاطر پایداری بالا، چگالی و ضریب انبساط حرارتی پایین به عنوان فاز تقویت کننده اصلی فاز زمینه آلومینیم مورد توجه قرار گرفته‌اند [۱۱]. تحقیقات متعددی در خصوص اصلاح ترکیب شیمیایی و عملیات حرارتی به منظور بهبود خواص مکانیکی این کامپوزیت‌ها در ریخته‌گری معمولی و ثقلی انجام گرفته است ولی در خصوص تاثیر بهسازها و نحوه جدایش و مکانیزم اثر آنها در شرایط دینامیکی حاکم بر ریخته‌گری گریز از مرکز و خواص مکانیکی متأثر از آن اطلاعات چندانی موجود نیست. بر این اساس در مقاله حاضر، تاثیر آهن بر نحوه اثر و اصلاح مورفولوژی ذرات  $Mg_2Si$  در ریزساختار و سختی لایه‌های شعاعی مختلف استوانه‌های ریخته شده از کامپوزیت یوتکتیک  $Al-13.8wt\%Mg_2Si$  با روش گریز از مرکز مورد مطالعه قرار گرفته است.

## مواد و روش تحقیق

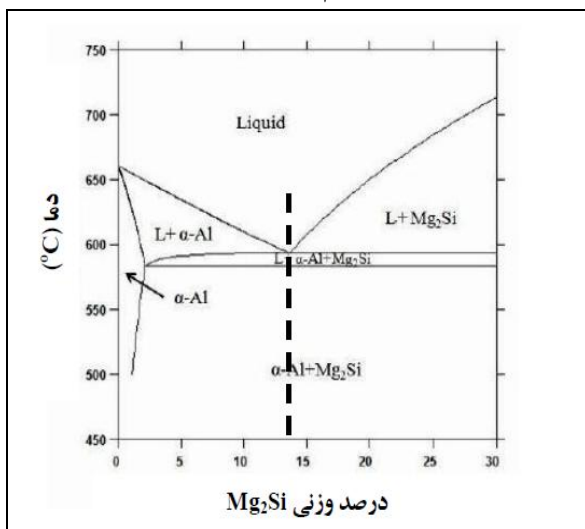
جهت آماده سازی آلیاژ اصلی  $Al-13.8\% Mg_2Si$  (تمامی ترکیبات ارایه شده در این مقاله بر حسب درصد وزنی است مگر اینکه ذکر شود) از آلومینیم، سیلیسیم و منیزیم با خلوص تجاری استفاده شد. به این منظور، ابتدا مذاب آلومینیوم با دمای  $740^\circ C$  در داخل یک بوته گرافیتی تهیه شد. سپس مقدار لازم سیلیسیم توزین و به مذاب اضافه شد. منیزیم نیز در مرحله آخر آلیاژ

ریزساختار، مقاطع شعاعی مختلف استوانه‌های ریخته شده از دستگاه پراش سنج پرتو ایکس (XRD) مدل Bruker Axo-Advance D8 با تابش اشعه  $K_{\alpha}$  مس استفاده شد. برای ارزیابی تأثیر درجه‌بندی ریزساختار و نیز اضافه نمودن بهساز روی سختی مقاطع مختلف شعاعی استوانه‌های ریختگی از هر مقطع سه بار سختی‌سنجی برینل به عمل آمد و میانگین آنها برای هر مقطع به عنوان شاخص سختی آن مقطع گزارش شد.

## نتایج و بحث

### ۱- بررسی ریزساختار نمونه‌ها

شکل ۱ نمودار فازی شبه دوتایی  $Al-Mg_2Si$  را نشان می‌دهد که با استفاده از نرم افزار ترموکالک رسم شده است. مطابق این نمودار، ترکیب یوتکتیک  $Al-13.8\%Mg_2Si$  دارای دامنه انجماد حدود  $10^{\circ}C$  است و این دامنه انجماد می‌تواند پتانسیل لازم برای جدایش درجه‌بندی شده ذرات  $Mg_2Si$  را تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز حین ریخته‌گری فراهم نماید.



شکل ۱- نمودار فازی شبه دوتایی  $Al-Mg_2Si$  رسم شده با نرم افزار ترموکالک [۱۲]

شکل ۲ تصاویر ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی گریز از مرکز کامپوزیت یوتکتیک  $Al-13.8\%Mg_2Si$  بدون بهساز را نشان می‌دهد که جزئیات کامل ریزساختاری آن قبلاً توسط صمدی و همکارانش

سازی به مذاب اضافه شد تا تلفات ناشی از سوختن آن به حداقل ممکن برسد. با وجود این، جرم منیزیم اضافه شده به مذاب حدود ۱۵٪ بیشتر از جرم محاسبه شده برای ترکیب آلیاژ هدف در نظر گرفته شد تا تلفات آن جبران شود. در نهایت با افزایش دمای مذاب به  $800^{\circ}C$  ریخته‌گری در یک قالب فولادی انجام گرفت. در جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ اصلی ریخته شده ارائه شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ اصلی (بر حسب درصد وزنی)

Mg	Fe	Si	Al
۷/۷۶	۰/۱۶	۵/۱۳	باقی‌مانده

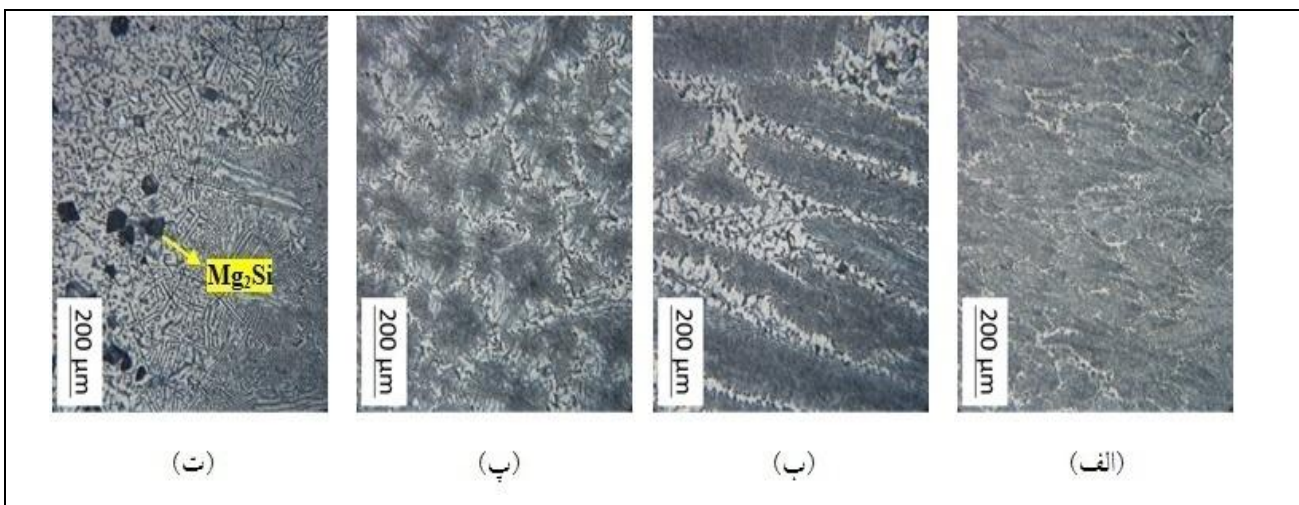
در مرحله بعد با ذوب مجدد آلیاژ اصلی اولیه در دمای  $800^{\circ}C$  و با استفاده از یک دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی دو نمونه استوانه تو خالی به ارتفاع ۱۱۰ میلی متر و ضخامت جداره ۱۵ میلی متر ریخته‌گری شد. به ترکیب مذاب یکی از آنها حدود ۰/۵ درصد وزنی بهساز  $Al-75Fe$  اضافه شد تا با مقایسه ریزساختار و سختی مقاطع شعاعی مختلف آن با نمونه استوانه‌ای تو خالی دیگر (نمونه بدون بهساز)، تأثیر حضور آهن روی ریزساختار درجه‌بندی شده و سختی استوانه‌های تو خالی ریختگی مورد ارزیابی قرار گیرد. دمای پیش گرم قالب فولادی ماشین ریخته‌گری گریز از مرکز  $300^{\circ}C$  و سرعت چرخش آن ۱۴۰۰ دور در دقیقه در نظر گرفته شد و مذاب هر دو نمونه استوانه‌ای با اضافه کردن حدود نیم درصد وزنی قرص هگزا کلرو اتان درست قبل از ریخته‌گری، گاز زدایی شد. همچنین به منظور جداسازی آسان استوانه‌های ریختگی از قالب، قبل از ریخته‌گری یک پوشش سرامیکی نازک روی سطوح داخلی قالب اعمال شد.

پس از ریخته‌گری نمونه‌های استوانه‌ای، مقاطع شعاعی مختلفی از آنها با استفاده از وایر کات برش داده شده و پس از سنباده‌زنی و پولیش، با محلول یک درصد حجمی HF حکاکی شدند. سپس ریز ساختار و ترکیب شیمیایی این مقاطع با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Cam Scan MV2300 مجهز به سیستم طیف‌سنجی توزیع انرژی (EDX) مدل Oxford مورد بررسی قرار گرفت. علاوه بر آن، به منظور شناسایی فازهای ثانویه تشکیل شده در

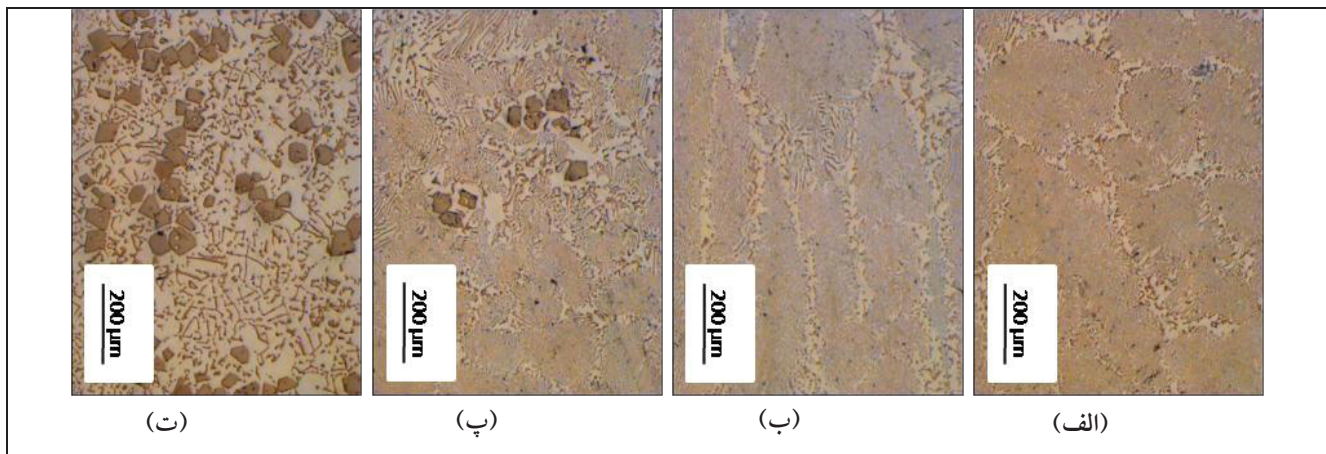
انتشار یافته است [۱۳]. در شکل ۲ (الف) سلول‌های ستونی از یوتکتیک ظریفی مشاهده می‌شوند که به دلیل شیب دمایی در نزدیکی جداره قالب به سمت مرکز آن ایجاد شده است. در این ریزساختار به دلیل پیش گرم قالب، سلول‌های ریز و هم محور ناحیه چیل مشاهده نمی‌شوند. با دور شدن از جداره قالب به سمت لایه‌های داخلی، سرعت انتقال حرارت کاهش یافته و مطابق شکل ۲ (ب) هم خود سلول‌ها و هم ساختار یوتکتیکی آنها در حال درشت شدن هستند. با وجود این در شکل ۲ (پ) یک ریزساختار با سلول‌های هم محور یوتکتیکی مشاهده می‌شود. در ریخته‌گری گریز از مرکز استوانه‌های تو خالی دو جبهه انجماد با سرعت‌های پیشروی متفاوت وجود دارند. یکی از آنها جبهه انجماد بیرونی است که با سرعت پیشروی بالا از جداره خارجی استوانه به سمت جداره داخلی آن حرکت می‌کند و جبهه انجماد دیگر که جبهه انجماد داخلی است با سرعتی کمتر، از سمت جداره داخلی استوانه ریختگی به سمت جداره خارجی آن پیش می‌رود. در واقع به نظر می‌رسد که سلول‌های هم محور یوتکتیکی شکل ۲ (پ) در محل برخورد این دو جبهه انجماد ایجاد شده اند. در شکل ۲ (ت) که مربوط به داخلی‌ترین لایه استوانه ریختگی است ریزساختار یوتکتیک لایه‌ای خشن و ذرات بلوکی سیاه رنگی مشاهده می‌شوند که همان ذرات  $Mg_2Si$  هستند که در محدوده باریک ناحیه سه فازی شامل مذاب،  $Al(\alpha)$  و  $Mg_2Si$  درست در زیر دمایی یوتکتیک

نمودار فازی شکل ۱ تشکیل می‌شوند و به دلیل چگالی پایین آنها ( $1/95g/cm^3$ ) نسبت به آلیاژ مذاب ( $2/6g/cm^3$ ) [۶]، در حین انجماد بر اساس معادله (۱) در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و به سمت جداره داخلی استوانه جدایش پیدا کرده‌اند. فاز سفید رنگ رگه ای مشاهده شده در مرز سلول‌های یوتکتیکی در شکل ۲ (الف) و به خصوص شکل ۲ (ب) همان فاز  $Al(\alpha)$  است که همزمان با تشکیل  $Mg_2Si$  در همان باریکه دمایی انجماد  $10^\circ C$  کامپوزیت یوتکتیک تشکیل شده است ولی به خاطر چگالی بالاترشان نسبت به ذرات  $Mg_2Si$  نتوانسته با این ذرات در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به سمت جداره داخلی استوانه جدایش پیدا کنند. با وجود این، تشکیل ذرات  $Mg_2Si$  بلوکی بواسطه شرایط انجماد غیرتعدالی سطوح خارجی استوانه و سپس جدایش آنها در عکس جهت نیروی گریز از مرکز به سمت جداره داخلی استوانه نیز منتفی نیست. در واقع تحت شرایط انجماد غیر تعدالی سطوح خارجی استوانه، نقطه یوتکتیک در نمودار فازی شکل ۱ به سمت غنی از آلومینیم جابجا شده و ترکیب آلیاژ در موقعیت هایپر یوتکتیک قرار می‌گیرد و مستعد تشکیل ذرات اولیه  $Mg_2Si$  می‌گردد. به هر حال تعیین سهم هریک از موارد فوق الذکر در تشکیل ذرات  $Mg_2Si$  بلوکی شکل نیاز به بررسی‌های بیشتری دارد و احتمالاً در مقاله آینده به آن پرداخته خواهد شد.

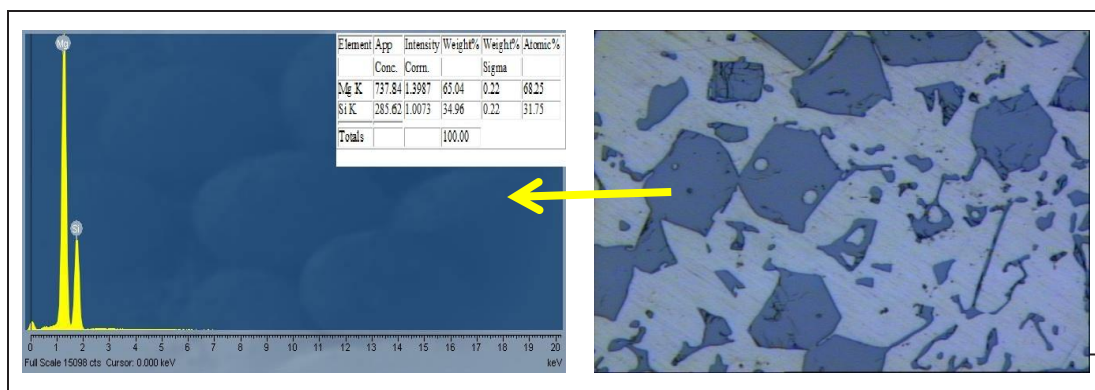
شکل ۳ ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی



شکل ۲- ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریخته شده از کامپوزیت  $Al-13.8\%Mg_2Si$  بدون بهساز (از الف) تا (ت) به ترتیب دلالت دارند بر ریزساختار خارجی ترین سطح استوانه تا داخلی ترین سطح آن [۱۳].



شکل ۳- ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی کامپوزیت  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حاوی بهساز  $\text{Al-75Fe}$  (از الف) تا (ت) به ترتیب دلالت دارند بر ریزساختار خارجی ترین سطح استوانه تا داخلی ترین سطح آن).



شکل ۴- نتایج آنالیز نقطه‌ای EDX از ذرات بلوکی شکل بزرگ  $\text{Mg}_2\text{Si}$  در لایه میانی استوانه ریختگی  $\text{Al-13.8\% Mg}_2\text{Si}$  حاوی بهساز  $\text{Al-75Fe}$ .

همانند نمونه بدون بهساز به نظر می‌رسد که این نوع ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  همان ذرات شکل گرفته در محدوده باریک ناحیه سه فازی زیر دمای یوتکتیک و یا شرایط انجماد غیر تعادلی حاکم بر لایه خارجی استوانه باشند که به خاطر چگالی پایینشان در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز جابجا شده و به سمت جداره داخلی و یا نزدیکی جداره میانی استوانه توخالی جدایش یافته اند. علاوه بر این مطابق شکل ۳ (پ) و ۳ (ت) به خوبی مشاهده می‌شود که کسر حجمی ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  بلوکی نیز به طور قابل ملاحظه ای نسبت به نمونه بدون آهن (شکل ۲) افزایش یافته است که به نظر می‌رسد ناشی از اضافه شدن آهن در این نمونه باشد. حضور آهن در این نمونه با تشکیل ذرات آهن دار نظیر  $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$

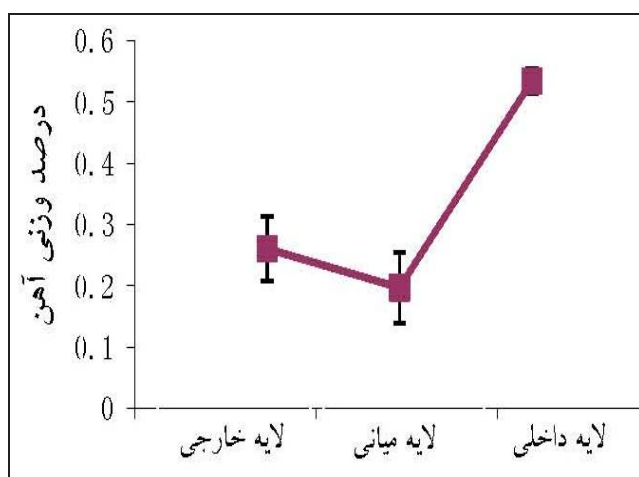
از کامپوزیت  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حاوی ۰/۵ درصد وزنی بهساز  $\text{Al-75Fe}$  را پس از ریخته‌گری گریز از مرکز نشان می‌دهد. در این شکل، ریزساختار بعضی از مقاطع تفاوت‌هایی را با ریزساختار نمونه فاقد بهساز نشان می‌دهد. در ریزساختار لایه خارجی استوانه مطابق شکل ۳ (الف) همانند نمونه فاقد بهساز، سلول‌های یوتکتیکی عاری از ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  بلوکی شکل دیده می‌شود. این ذرات عمدتاً در لایه داخلی و اندکی هم در لایه میانی نزدیک لایه داخلی استوانه ریختگی پخش شده‌اند.

شکل ۴ نتایج آنالیز نقطه‌ای EDX از ذرات بلوکی شکل بزرگ را در لایه میانی استوانه ریختگی حاوی بهساز  $\text{Al-75Fe}$  نشان می‌دهد که به خوبی بیانگر آن است که این ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  هستند.

FeAl<sub>3</sub> در ریزساختار همراه است که به خاطر چگالی بالاتر آنها نسبت به مذاب آلومینیم و یا ذرات Mg<sub>2</sub>Si (چگالی ترکیبات بین-فلزی آهن و مذاب آلومینیم به ترتیب ۵/۳ g/cm<sup>3</sup> و ۲/۶g/cm<sup>3</sup> است) انتظار می‌رفت که مطابق معادله (۱) در جهت نیروی گریز از مرکز به سمت جداره بیرونی استوانه جدایش پیدا نموده و در این جداره منشأ اثر باشند اما بر خلاف انتظار باعث افزایش کسر حجمی ذرات Mg<sub>2</sub>Si در جداره داخلی استوانه شده اند.

همانگونه که قبلاً نیز ذکر شد جبهه انجماد اصلی از جداره خارجی استوانه ریختگی (که در تماس با قالب فلزی بوده است) به سمت جداره داخلی استوانه پیش روی نموده و لذا آهن افزوده شده به ترکیب آلیاژ به خاطر عدم حلالیت در آلومینیم، باعث شکل گیری ذرات آهن دار و غیر قابل انحلال Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si و FeAl<sub>3</sub> شده است. این ذرات در حین انجماد در راستای حرکت جبهه انجماد به سمت جداره داخلی استوانه تو خالی پس زده شده و با ایجاد مراکز جوانه زنی ناهمگن، باعث تشکیل کسر حجمی قابل توجهی از ذرات Mg<sub>2</sub>Si در این جداره شده است. ضمن اینکه ملاحظه می‌شود که کسر حجمی فاز رگه ای سفید رنگ α-Al نیز در نمونه حاوی بهساز مطابق شکل‌های ۳ (الف) و ۳ (ب) در جداره خارجی تفاوت چندانی با تصاویر ریزساختاری همین جداره در نمونه فاقد آهن (شکل ۲ (الف) و ۲ (ب)) نکرده است و در عین حال به خاطر ترغیب شکل گیری ذرات Mg<sub>2</sub>Si و به تبع آن تخلیه فاز زمینه از عناصر آلیاژی در جداره داخلی استوانه حاوی آهن، کسر حجمی فاز سفید رنگ α-Al در این جداره نسبت به نمونه فاقد آهن افزایش قابل توجهی نشان می‌دهد. لذا به نظر می‌رسد که ترکیبات آهن دار نهایتاً با حرکت جبهه انجماد به سمت جداره داخلی جدایش یافته و باعث ترغیب جوانه زنی و رشد Mg<sub>2</sub>Si بلوکی شکل در این جداره شده اند و این ذرات، ذرات جدایش یافته از سطوح خارجی نیستند. نتایج آنالیز EDX از لایه‌های مختلف استوانه ریختگی حاوی بهساز در شکل ۵ نیز گویای غلظت بالای آهن در جداره داخلی استوانه ریختگی است که با ایجاد ترکیبات نامحلول FeAl<sub>3</sub> و Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si در این جداره (طیف‌های XRD شکل ۶) باعث ترغیب جوانه زنی و رشد ناهمگن ذرات بلوکی شکل Mg<sub>2</sub>Si در آن شده‌اند. امامی و همکارانش [۱۱] نیز دلیل تشکیل ترکیبات بین فلزی غنی از آهن را در ریخته‌گری

معمولی، حلالیت کم آهن در سیستم آلیاژی Al-Mg-Si ذکر نموده و نشان داده اند که این ترکیبات با پیشروی جبهه انجماد به مناطق بین سلولی پس زده شده و باعث ترغیب تشکیل ذرات Mg<sub>2</sub>Si بلوکی شکل در نواحی بین سلولی می‌گردند. قابل ذکر است که ترکیبات بین فلزی بدلیل موفولوژی سوزنی شکل، شبکه پیوسته‌ای از سوزنی‌ها را در جداره داخلی استوانه تشکیل می‌دهند و در این جداره تجمع می‌یابند.



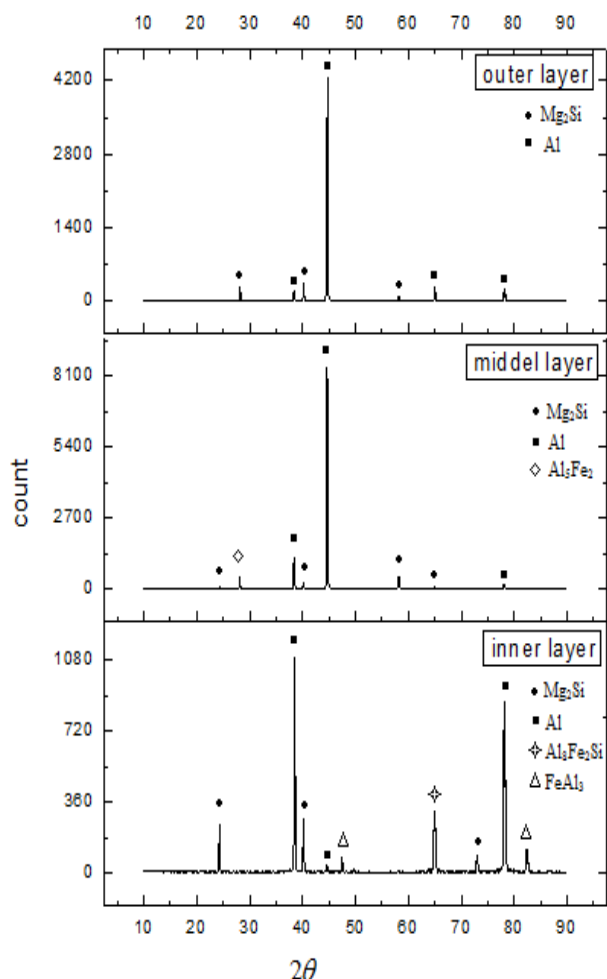
شکل ۵- غلظت آهن در لایه‌های مختلف استوانه ریختگی-Al-75Fe-13.8%Mg<sub>2</sub>Si حاوی بهساز (براساس نتایج آنالیز EDX)

در شکل ۶ طیف‌های XRD لایه‌های شعاعی مختلف استوانه ریختگی حاوی آهن نشان داده شده است که بر اساس آن، جداره خارجی استوانه فقط دارای فاز زمینه α-Al و ذرات Mg<sub>2</sub>Si هستند و در تأیید آن تصویر ریزساختاری شکل ۳ (الف) و نتایج آنالیز EDX در شکل ۵ نیز هیچ ترکیب بین‌فلزی آهن داری را در این لایه نشان نداده‌اند. در حالیکه در طیف‌های XRD لایه‌های میانی و داخلی علاوه بر پیک‌های α-Al و Mg<sub>2</sub>Si به ترتیب پیک‌های پر اش Al<sub>5</sub>Fe<sub>2</sub> و FeAl<sub>3</sub>/Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si نیز مشاهده می‌شوند. طبق نتایج شوژان جی و همکارانش [۱۶] در سیستم Al-Si-Fe امکان تشکیل پنج ترکیب بین‌فلزی غنی از آهن شامل Al<sub>3</sub>Fe، α-Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si، β-Al<sub>5</sub>FeSi، δ-Al<sub>4</sub>FeSi<sub>2</sub> و γ-Al<sub>3</sub>FeSi وجود دارد که در میان آنها Al<sub>5</sub>FeSi-β معمولاً به صورت صفحات چند وجهی ایجاد می‌شود

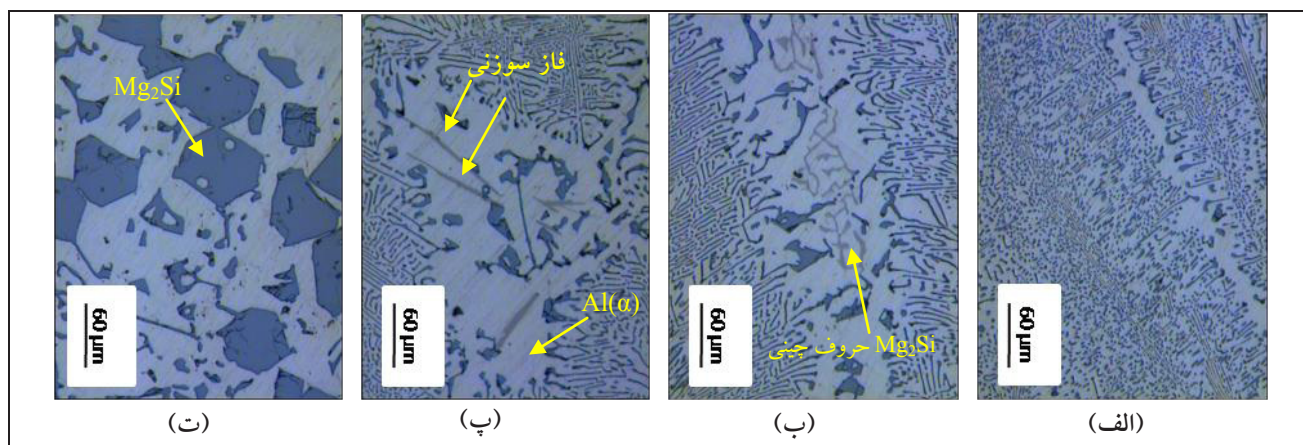
و سبب کاهش استحکام و شکل‌پذیری در ریخته‌گری می‌شود. همچنین فاز  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  به عنوان یک ترکیب با مورفولوژی‌های مختلف معرفی شده است که با تغییر مورفولوژی آن از حالت صفحه‌ای به حروف چینی یا شکل‌های فشرده دیگر سختی نمونه افزایش می‌یابد [۱۶].

بنابراین اضافه شدن آهن در این نمونه در نهایت باعث ترغیب جوانه زنی ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  بلوکی شکل در جداره داخلی استوانه می‌شود و تأثیری روی ریزساختار جداره خارجی استوانه نمی‌گذارد. لذا همانگونه که نتایج امامی و همکارانش [۱۱] نیز نشان می‌دهند آهن بواسطه ترغیب جوانه‌زنی ناهمگن ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  باعث اصلاح ریزساختار آلیاژهای  $\text{Al-Mg-Si}$  می‌شود با این تفاوت که در ریخته‌گری گریز از مرکز، آهن بواسطه تشکیل ترکیبات آهن دار و جدایش به سمت جداره داخلی، فقط باعث ترغیب تشکیل ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  بلوکی شکل در این جداره می‌شود و تأثیر خاصی روی مورفولوژی سلول‌های شبه یوتکتیکی جداره داخلی و خارجی استوانه نمی‌گذارد.

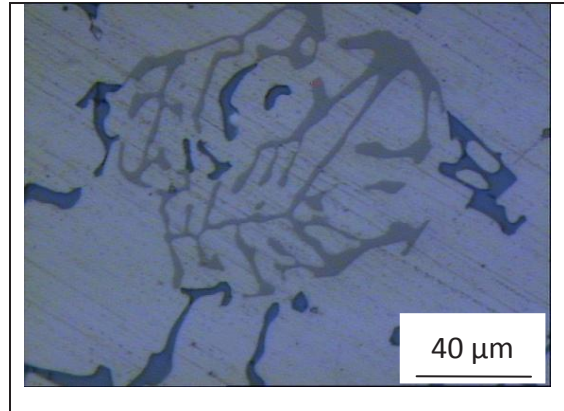
شکل ۷ ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی از کامپوزیت  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حاوی بهساز  $\text{Al-75Fe}$  را در بزرگنمایی‌های بالاتر نشان می‌دهد. در شکل ۷ (ب) ذراتی با مورفولوژی حروف چینی به رنگ خاکستری کم رنگ در مناطق بین سلولی مشاهده می‌شوند که نوع خاصی از فاز  $\text{Mg}_2\text{Si}$  هستند



شکل ۶- الگوی پراش اشعه X لایه‌های شعاعی مختلف استوانه ریختگی  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حاوی بهساز  $\text{Al-75Fe}$



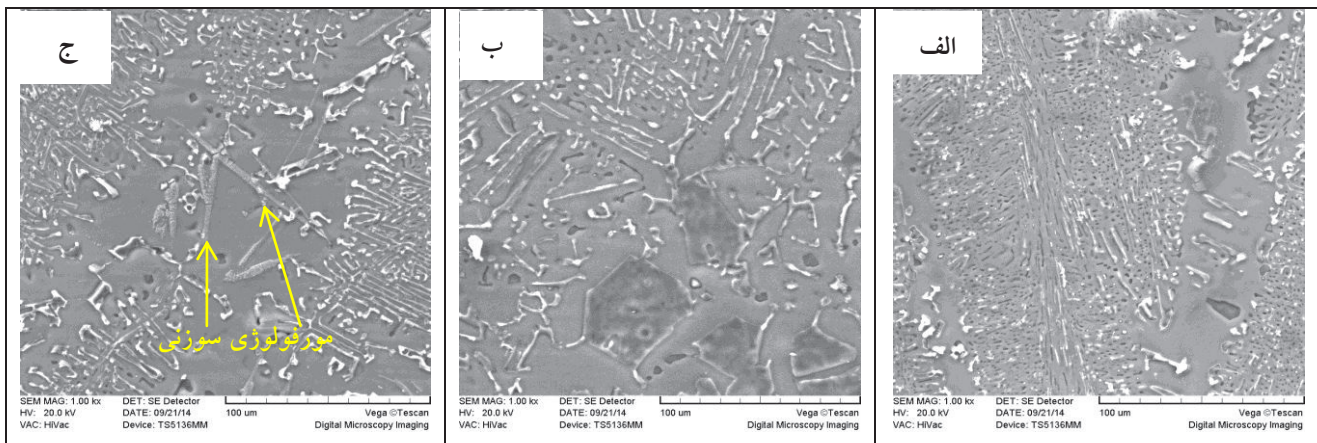
شکل ۷- ریزساختار میکروسکوپ نوری از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی کامپوزیت  $\text{Al-13.8\%Mg}_2\text{Si}$  حاوی ۰/۵ درصد وزنی بهساز  $\text{Al-75Fe}$  (از الف) تا (ت) به ترتیب دلالت دارند بر ریزساختار خارجی ترین سطح استوانه تا داخلی ترین سطح آن



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ نوری از مورفولوژی حروف چینی ذرات  $Mg_2Si$

در شکل ۹ مورفولوژی‌های مختلفی از لایه‌های شبه یوتکتیکی در ریزساختار SEM استوانه ریختگی حاوی بهساز یوتکتیکی  $Al-75Fe$  ارائه شده است. در لایه خارجی استوانه مطابق شکل ۹ (الف) سلول‌های یوتکتیکی بدون حضور فاز سوزنی آهن‌دار مشاهده می‌شوند که موید این نکته است که در این لایه ترکیبات آهن‌دار وجود ندارند و همان‌گونه که قبلاً نیز ذکر شد تمامی ترکیبات آهن‌دار حاصل از افزودن بهساز به آلیاژ، به خاطر عدم انحلال در فاز زمینه آلومینیم در جهت حرکت جبهه انجماد از جداره خارجی به سمت لایه داخلی استوانه جدایش پیدا کرده‌اند. در لایه میانی استوانه مطابق شکل ۹ (ب) سلول یوتکتیکی و ذرات  $Mg_2Si$  بلوکی شکل بزرگ در فضای بین سلولی و بدون حضور ترکیبات سوزنی شکل آهن‌دار مشاهده می‌شود. در لایه داخلی استوانه مطابق شکل ۹ (ج) نیز سلول‌های یوتکتیک به همراه ترکیبات سوزنی شکل آهن‌دار مشاهده می‌شوند. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود جدایش آهن در لایه داخلی استوانه تاثیری بر مورفولوژی سلول‌های شبه یوتکتیکی نداشته است و هر دو نوع مورفولوژی لایه‌ای و میله‌ای در ریزساختار این لایه مشاهده می‌شود. امامی و همکارانش [۱۱] نیز با اضافه نمودن آهن در ریخته‌گری کامپوزیت  $Al-Mg_2Si$  هیچ تغییری را در مورفولوژی فاز شبه یوتکتیکی مشاهده ننموده‌اند.

و براساس واکنش یوتکتیک ( $L \rightarrow \alpha_{(Al)} + Mg_2Si$ ) ایجاد می‌شوند شکل ۸ مورفولوژی حروف چینی ذرات  $Mg_2Si$  را در بزرگنمایی بالاتر نشان داده است. براساس نتایج لیو و همکارانش [۱۴] زمانی که ترکیب آلیاژ در جبهه انجماد به صورت موضعی به ترکیب یوتکتیک می‌رسد با انجام یک واکنش یوتکتیک فاز ثانویه  $Mg_2Si$  به دو شکل لایه‌ای و حروف چینی ظاهر می‌شود. در شکل ۷ (پ) فازهای سوزنی شکلی در مرز بین سلول‌های یوتکتیکی مشاهده می‌شوند که همان ترکیبات آهن‌داری هستند که در بالا به آنها اشاره شد و سئوگ و وکیم و همکارانش [۱۵] نیز قبلاً تشکیل چنین ترکیبات آهن‌داری را در زمینه غنی از آلومینیم گزارش نموده‌اند.



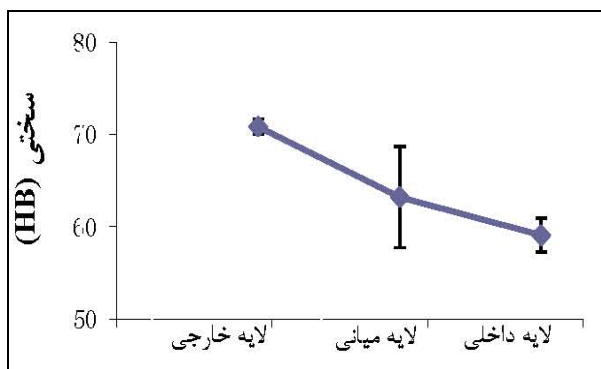
شکل ۹- تصاویر ریزساختار SEM از مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی  $Al-13.8\%Mg_2Si$  حاوی بهساز  $Al-75Fe$  از لایه خارجی (الف)، لایه میانی (ب)، لایه داخلی (ج)



## ۲- نتایج سختی سنجی

شکل ۱۰ مقادیر سختی برینل مقاطع شعاعی مختلف استوانه ریختگی Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si حاوی ۰/۵ درصد وزنی بهساز Al-75Fe را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که سختی نمونه از لایه خارجی به سمت لایه داخلی کاهش یافته است. بر اساس نتایج EDX و XRD در شکل‌های ۵ و ۶، ترکیبات آهن‌دار با جدایش به سمت لایه داخلی استوانه ریختگی باعث افزایش غلظت آهن و شکل‌گیری فازهای سوزنی ترد و شکننده آهن‌دار مطابق شکل‌های ۷ (پ) و ۹ (ج) در لایه داخلی شده‌اند. نشان داده شده است [۲، ۱۷] که با تشکیل ترکیبات بین فلزی حاوی آهن در این آلیاژها خواص مکانیکی قطعه کاهش می‌یابد. زیرا ترک‌های ریز موجود در ذرات سوزنی شکل این ترکیبات (به خصوص ذرات شکننده  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi) تحت تأثیر نیروی کششی اعمال شده بیرونی به آسانی گسترش یافته و باعث شکسته شدن آسان این ذرات در ریزساختار و در نهایت شکست قطعه می‌شوند. سیف الدین و همکارانش [۱۸] نیز نشان داده‌اند که ذرات حاوی آهن با مورفولوژی سوزنی خود خیلی شکننده بوده و پیوند ضعیفی با زمینه دارند و نوک تیز این سوزن‌ها نیز به عنوان محل‌های اشاعه ترک عمل نموده و منجر به کاهش سختی آلیاژ می‌شوند. تأثیر آهن بر سختی این آلیاژها از طریق تأثیر اندازه و کسر حجمی ترکیبات بین فلزی حاوی آهن (مخصوصاً فاز  $\beta$ ) تعیین می‌شود. درویشی و همکارانش [۱۹] نشان داده‌اند که با افزایش مقدار آهن و در نتیجه افزایش کسر حجمی ترکیبات بین فلزی حاوی آهن، تخلخل ریزساختار افزایش یافته و به تبع آن سختی آلیاژ کاهش می‌یابد. صرف نظر از تمامی موارد فوق الذکر، نقش مؤثر فاز نرم  $\alpha$ -Al را نیز به عنوان فاز غالب زمینه ریزساختار مطابق شکل ۳ (ت) در کاهش سختی جداره داخلی استوانه ریختگی حاوی آهن نباید از نظر دور داشت. از سوی دیگر، سختی بالای جداره خارجی استوانه ریختگی حاوی آهن را می‌توان بر اساس تصاویر ریزساختاری شکل‌های ۳ (الف) و ۹ (الف) به توزیع همگن، یک دست و ظریف فاز Mg<sub>2</sub>Si در سلول‌های شبه یوتکتیکی، که ناشی از سرعت انجماد بالای این جداره است، و نیز عدم حضور فازهای سوزنی شکل و ترد آهن‌دار در این لایه نسبت داد. هر چند بر اساس نظر جی [۱۶] و سیف الدین [۱۷] و همکارانشان، نمی‌توان حضور ذرات Mg<sub>2</sub>Si با

مورفولوژی حروف چینی، مطابق شکل ۷ (ب)، در افزایش سختی جداره خارجی و یا همسایگی آن در لایه میانی را نادیده گرفت.



شکل ۱۰- سختی لایه‌های شعاعی مختلف استوانه ریختگی از کامپوزیت Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si حاوی بهساز

## نتیجه‌گیری

با ریخته‌گری گریز از مرکز استوانه‌هایی با ساختار درجه‌بندی شده از کامپوزیت یوتکتیک Al-13.8%Mg<sub>2</sub>Si حاوی آهن و فاقد آهن و مقایسه ریزساختار و سختی مقاطع شعاعی مختلف آن‌ها، نتایج زیر بدست آمدند.

(۱) به خاطر رژیم حرارتی خاص حاکم بر انجماد نمونه‌های استوانه ای در ریخته‌گری گریز از مرکز، سلول‌های شبه یوتکتیکی در سطوح خارجی استوانه با مورفولوژی میله ای و در سطوح داخلی آن با مورفولوژی میله ای-لایه ای ظاهر می‌شوند.

(۲) در استوانه ریختگی آهن‌دار، آهن با تشکیل ترکیبات Al<sub>3</sub>Fe<sub>2</sub>Si و FeAl<sub>3</sub> و انتقال در جهت حرکت جبهه انجماد به سمت جداره داخلی باعث ترغیب جوانه زنی و رشد ناهمگن ذرات Mg<sub>2</sub>Si بلوکی شکل در این جداره شده و تأثیر خاصی روی مورفولوژی سلول‌های شبه یوتکتیکی نمی‌گذارد.

(۳) با ترغیب تشکیل ذرات بلوکی شکل Mg<sub>2</sub>Si در جداره داخلی استوانه ریختگی حاوی آهن و به تبع آن، افزایش سهم فاز نرم  $\alpha$ -Al در زمینه ریزساختار این جداره، و همچنین تجمع ترکیبات ترد آهن‌دار در فضای بین سلولی جداره داخلی و شکل‌گیری فاز Mg<sub>2</sub>Si با مورفولوژی حروف چینی در جداره خارجی و یا همسایگی آن، جداره داخلی استوانه سختی کمتری را نسبت به جداره خارجی آن نشان می‌دهد.

- Fukui, "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.
10. S. Kumar, V.S. Sarma, B.S. Murty, "Functionally graded Al alloy matrix in-situ composites", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 41A, pp. 242-245, 2010.
11. M. Emamy, A.R. Emami, R. Khorshidi, M.R. Ghorbani, "The effect of Fe-rich intermetallics on the microstructure, hardness and tensile properties of Al-Mg<sub>2</sub>Si die-cast composite", *Materials and Design*, Vol. 46, pp. 881-888, 2013.
12. J. Zhang, Z. Fan, Y.Q. Wang, B.L. Zhou, "Equilibrium pseudo binary Al-Mg<sub>2</sub>Si phase diagram", *Materials Science and Technology*, Vol. 17, pp. 494-496, 2001.
۱۳. احد صمدی، معصومه غایبلو، "تاثیر افزودن جوانه‌زای Al-5Ti-B بر درجه‌بندی ریزساختار استوانه ریخته شده از کامپوزیت Al-13.8wt.%Mg<sub>2</sub>Si به روش ریخته‌گری گریز از مرکز"، *مجله مواد پیشرفته، دانشگاه صنعتی اصفهان، تابستان ۹۴*.
14. Y.L. Liu, S.B. Kang, H.W. Kim, "The complex microstructures in an as-cast Al-Mg-Si alloy", *Materials letters*, Vol. 41, pp. 267-272, 1999.
15. Seong Woo Kim, Un Ho Im, Hyeong Cheol Cha, Se Hyeong Kim, Ji Eun Jang, Ki Young Kim, "Removal of primary iron rich phase from aluminum-silicon melt by centrifugal separation", *Overseas Foundry*, Vol.10, pp. 112-117, 2013.
16. Sh. Ji, W. Yang, F. Gao, D. Watson, Zh. Fan, "Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si die cast alloys", *Materials Science & Engineering*, Vol. 564, pp. 130-139, 2013.
17. J. A. Taylor, "The effect of iron in Al-Si casting alloys", *Materials Transactions*, Vol. 54, pp. 712-716, 2009.
18. S. Seifeddine, I.L. Svensson, "The influence of Fe and Mn content and cooling rate on the microstructure and mechanical properties of A380-die casting alloys", *Metallurgical Science and Technology*, Vol. 27-1, pp. 11-20, 2009.
19. A. Darvishi, A. Maleki, M. Mazar Atabaki, M. Zargami, "The mutual effect of iron and manganese on microstructure and mechanical properties of aluminum-silicon alloy", *MJoM*, Vol. 16, pp. 11-124, 2010.

1. Functionally graded materials
2. Stocks law

## منابع و مراجع:

1. Z. Yan-bo, L. Chang-ming, W. Kai, Z. Mao-hua, X. Yong, "Characteristics of two Al-based functionally gradient composites reinforced by primary Si particles and Si/ in situ Mg<sub>2</sub>Si particles in centrifugal casting", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, pp.361-370, 2010.
2. K. Yamagiwa, Y. Watanabe, Y. Fukui, P. Kapranos, "Novel recycling system of aluminum and iron wastes-in-situ Al-Al<sub>3</sub>Fe functionally graded material manufactured by a Centrifugal method", *Materials Transactions*, Vol. 44, pp.2461-2467, 2003.
3. M. Azarbarmas, M. Emamy, M. Karamouzi, "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.
4. Yu-Qing Wang, Ben-Lian Zhou, Xing-Qiang Wu, Jian Zhang, "Functionally graded Al-Mg<sub>2</sub>Si in situ composites prepared by centrifugal casting", *Materials Science Letters*, Vol. 17, pp.1677-1679, 1998.
5. T.P.D. Rajan, E. Jagakumar, B.C. Pai, "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.
6. S. Raghunandan, J.A. Hyder, T.P.D. Rajan, "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.
۷. معصومه غایبلو، احد صمدی، اکبر وجد، "بررسی ریزساختار و سختی کامپوزیت درجای Al-13.8wt.%Mg<sub>2</sub>Si ساخته شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز"، *نهمین کنگره سرامیک ایران، دانشگاه صنعتی شریف، اردیبهشت ۱۳۹۲*.
8. T.P.D. Rajan, R.M. Pillai, B.C. Pai, "Centrifugal casting of functionally graded aluminum matrix composite components", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 21, pp. 214-218, 2008.
9. T. Ogawa, Y. Watanabe, H. Sato, Ick-Soo. Kim, Y.