



IRANIAN FOUNDRYMEN'S  
SOCIETY

# Founding Research Journal

## The Effect of Silicon Content on the Graded Microstructure of Centrifugally Cast Al-Si Alloys

Seifollah Aghazadeh <sup>1</sup>, Ahad Samadi <sup>2\*</sup>, Ebrahim Aghazadeh <sup>3</sup>

1. M.Sc, Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran.
2. Associate Professor, Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran.
3. M.Sc., Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran.

Received 31 December 2017  
Accepted 30 January 2018

### Keywords:

Centrifugal casting,  
Functionally graded  
materials,  
Al-Si alloys,  
Segregation.

### Abstract:

In this study, the effect of silicon content on the graded microstructure of Al-Si alloys fabricated by centrifugal casting method was investigated. For this purpose, two cylinders with a chemical composition of Al-11.9 wt.% Si (hypo-eutectic alloy) and Al-20wt.% Si (hyper-eutectic alloy) were cast through vertical centrifugal casting method. Then the microstructure and hardness of radial sections of the cast cylinders were studied using optical/scanning electron microscopes and standard Brinell test method, respectively. According to the results, two hypo and hyper-eutectic Al-Si cylinders illustrate two different patterns of functionally graded microstructure thus hardness along the radial direction. In hypo-eutectic cylinder, due to the segregation of the heavy and soft  $\alpha$ -Al phase in centrifugal force direction, the outer and inner layers show hypo-eutectic and eutectic microstructures, respectively. While in the hyper-eutectic cylinder due to the segregation of the light and hard primary Si particles in the centripetal direction, the outer and inner layers contain eutectic and hyper-eutectic microstructures, respectively. As a result of these continuous and gradual microstructural changes in radial direction of the cylinders; firstly: the hardness of all radial sections in hyper-eutectic cylinder is about 10 Brinell more than the hypo-eutectic one; secondly: the inner layer of hypo-eutectic and outer layer of hyper-eutectic cylinders both with full eutectic microstructure show similar hardness; thirdly: the hardness of both cylinders moderately increase from outer periphery towards the inner periphery of the cylinders.

Journal homepage: [www.foundingjournal.ir](http://www.foundingjournal.ir)

### Please cite this article using:

Aghazadeh S., Samadi A., Aghazadeh E., The Effect of Silicon Content on the Graded Microstructure of Centrifugally Cast Al-Si Alloys, in Persian, Founding Research Journal, 2017, 1(2) 89-97.  
DOI: 10.22034/frj.2018.112468.1016

### \* Corresponding Author:

Ahad Samadi, Associate Professor

**Address:** Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology,  
P.O. Box 51335-1996, Tabriz, Iran. Tel/(Fax): +98 41 33459434/(33444333)  
E-mail: Samadi@sut.ac.ir



فصل‌نامه علمی پژوهشی

## پژوهش‌نامه ریخته‌گری

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

### تأثیر مقدار سیلیسیم بر درجه‌بندی ریزساختار آلیاژهای Al-Si ریخته‌شده به روش گریز از مرکز

سیفاله آقازاده<sup>۱</sup>، احد صمدی<sup>۲\*</sup>، ابراهیم آقازاده<sup>۳</sup>

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، S\_Aghazadeh@sut.ac.ir

۲- دانشیار مهندسی مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، Samadi@sut.ac.ir (نویسنده مسئول)

۳- کارشناس ارشد مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، Ebrahimagazadeh@gmail.com

#### چکیده:

دریافت: ۱۳۹۶/۱۰/۱۰

پذیرش: ۱۳۹۶/۱۱/۱۰

در این پژوهش، تأثیر مقدار سیلیسیم بر درجه‌بندی ریزساختار آلیاژهای Al-Si ریخته‌شده به روش گریز از مرکز مورد بررسی قرار گرفت. به این منظور دو استوانه به ترتیب با ترکیب شیمیایی Al-11.9wt.% Si (آلیاژ هیپو یوتکتیک) و Al-20 wt.% Si (آلیاژ هایپریوتکتیک) به روش گریز از مرکز عمودی ریخته‌گری شد و سپس ریزساختار و سختی مقاطع شعاعی آنها با استفاده از میکروسکوپ نوری/ الکترونی روبشی و سختی‌سنجی برینل مورد بررسی قرار گرفت. بر اساس نتایج بدست آمده، آلیاژهای هیپو و هایپریوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم، دو الگوی متفاوتی از توزیع درجه‌بندی شده سیلیسیم در راستای شعاعی استوانه‌ها و در نتیجه تغییرات سختی از خود نشان می‌دهند. در استوانه هیپویوتکتیک به خاطر جدایش فاز سنگین و نرم  $\alpha$ -Al اولیه در جهت نیروی گریز از مرکز، جداره خارجی و داخلی به ترتیب ریزساختار هایپویوتکتیک و یوتکتیک مشاهده می‌شود. در حالی که در استوانه هایپریوتکتیک به واسطه جدایش ذرات سبک و سخت سیلیسیم اولیه در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز، لایه خارجی ریزساختار یوتکتیکی و لایه داخلی ریزساختار هایپریوتکتیکی از خود نشان می‌دهند. به واسطه این تغییرات پیوسته و تدریجی ریزساختار در امتداد شعاعی استوانه‌ها، سختی استوانه هایپریوتکتیک در تمامی مقاطع شعاعی حدود ۱۰ برینل بیشتر از استوانه هیپویوتکتیک است. همچنین جداره داخلی استوانه هیپو و جداره خارجی استوانه هایپریوتکتیک هر دو با ریزساختار یوتکتیکی، سختی مشابهی نشان می‌دهند. به علاوه، سختی هر دو استوانه از سمت جداره خارجی به سمت جداره داخلی با شیب ملایمی افزایش می‌یابد.

#### واژه‌های کلیدی:

ریخته‌گری گریز از مرکز، مواد مدرج، آلیاژهای Al-Si، جدایش.

#### ۱- مقدمه

دو شیوه عملی مختلف برای ایجاد ریزساختار و خواص درجه‌بندی شده در روش ریخته‌گری گریز از مرکز است. اول، روش ریخته‌گری گریز از مرکز همراه با اضافه کردن ذرات خارجی به مذاب و دیگری، روش ریخته‌گری گریز از مرکز با تشکیل ذرات درجا<sup>۲</sup> در مذاب حین انجماد است. در روش اول ذرات تقویت کننده خارجی به مذاب اضافه می‌شوند که در اثر تفاوت نیروی گریز از مرکز وارد بر ذرات تقویت کننده و مذاب (که ناشی از اختلاف چگالی بین مذاب و ذرات تقویت کننده است) توزیع شیب‌داری از ذرات در راستای نیروی گریز از مرکز در ریزساختار ریخته‌گری ماده پس از انجماد بوجود می‌آید و باعث ایجاد شیب خواص در

مواد مدرج<sup>۱</sup> گروه جدیدی از مواد هستند که ترکیب شیمیایی و یا ریزساختار و در نتیجه خواص آنها به طور پیوسته و تدریجی در امتداد خاصی تغییر پیدا می‌کند [۱]. از روش‌هایی مثل متالورژی پودر [۲]، رسوبدهی شیمیایی بخار [۳]، رسوبدهی فیزیکی بخار [۴]، پلاسما اسپری [۵] و ریخته‌گری گریز از مرکز [۶] می‌توان برای تولید قطعات با ساختار و خواص درجه‌بندی شده استفاده کرد. در میان این روش‌ها، ریخته‌گری گریز از مرکز به عنوان روشی آسان مطرح بوده و از قابلیت بالایی برای صنعتی شدن و تولید انبوه قطعات با تقارن محوری برخوردار است [۷].

<sup>۲</sup> In situ

<sup>۱</sup> Functionally graded materials

قطر ذرات و ویسکوزیته مذاب است. بر اساس این معادله، اگر  $\rho_p > \rho_m$  باشد، ذرات در جهت نیروی گریز از مرکز به سمت جداره خارجی استوانه جدایش پیدا می‌کند و اگر  $\rho_p < \rho_m$  باشد، ذرات در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز و به سمت جداره داخلی استوانه جدایش پیدا می‌کنند.

برای ایجاد یک ریزساختار درجه بندی شده درجا در یک آلیاژ با ریخته‌گری گریز از مرکز، دامنه انجماد و سرعت انجماد دو عامل موثر در جدایش ذرات هستند. با اینکه دامنه و سرعت انجماد در معادله استوک هیچ نمود ظاهری ندارد ولی اهمیت آنها به این دلیل است که با افزایش دامنه انجماد، محدوده منطقه دو فازی (مذاب و جامد تشکیل شده درجا) افزایش یافته و در حین انجماد فرصت کافی برای تشکیل و جدایش ذرات در راستای نیروی گریز از مرکز فراهم می‌شود. بدیهی است اگر سرعت پیشروی جبهه انجماد بیشتر از سرعت حرکت ذرات باشد، ذرات در پشت جبهه انجماد به دام افتاده و فرصت جدایش را نخواهند داشت. به خوبی نشان داده شده است که با افزایش دمای پیش‌گرم قالب ریخته‌گری و در نتیجه کاهش سرعت انجماد، سرعت پیشروی جبهه انجماد کاهش یافته و به طور قابل توجهی، جدایش ذرات تقویت کننده داخل مذاب در راستای نیروی گریز از مرکز افزایش می‌یابد [۱۹-۲۱].

آلیاژهای Al-Si به خاطر قابلیت ریخته‌گری بالا و خواص مکانیکی خوب و چگالی پایین به عنوان آلیاژهای پایه برای ساخت خیلی از قطعات صنعتی ریخته‌گری محسوب شده و کاربردهای ویژه‌ای به خصوص در ساخت انواع پیستون‌ها، بوش‌ها و رینگ‌ها و ... دارند و خیلی از این قطعات دارای تقارن محوری بوده و به راحتی با روش ریخته‌گری گریز از مرکز قابل تولید هستند. از سوی دیگر با توجه به پایین بودن چگالی ذرات سیلیسیم ( $2/33 \text{ g.cm}^{-3}$ ) نسبت به چگالی آلومینیم مذاب ( $2/67 \text{ g.cm}^{-3}$ ) به نظر می‌رسد که با ریخته‌گری گریز از مرکز استوانه‌های توخالی از آلیاژهای Al-Si و با تکیه بر معادله استوکس بتوان الگوهای مختلفی از جدایش فازی و در نتیجه پروفیل سختی در راستای شعاعی استوانه‌های آلیاژهای هیپو و هایپریوتکتیک این سیستم آلیاژی بدست آورد که هدف اصلی مقاله حاضر را تشکیل می‌دهد.

داخل قطعه می‌شود. این روش یکی از مهم‌ترین روش‌های تولید کامپوزیت‌های مدرج با زمینه آلومینیمی به شمار می‌رود [۸]. در این روش اندازه و شکل ذرات تقویت کننده قابل کنترل است اما اغلب چالش اصلی در این روش عدم ترشوندگی ذرات تقویت کننده با مذاب است [۸].

راجان [۹] و رادهیکا [۱۰] و همکاران‌شان ضمن تحقیق در خصوص کامپوزیت‌های مدرج تقویت شده با ذرات خارجی توانستند با موفقیت کامپوزیت‌های Al-SiC و  $\text{Al-Al}_2\text{O}_3$  را با این شیوه تولید کنند. در روش ریخته‌گری گریز از مرکز به شیوه ایجاد درجای ذرات تقویت کننده، این ذرات در حین انجماد از خود مذاب رسوب می‌کنند و اختلاف چگالی این ذرات با مذاب منجر به توزیع شیب‌دار آنها در راستای نیروی گریز از مرکز می‌شود. مزیت عمده این شیوه بر شیوه قبلی، ترشوندگی کامل ذرات توسط مذاب و ایجاد فصل مشترک تعادلی ذره-زمینه است. اما در این روش، کنترل اندازه و شکل ذرات مشکل است. با این شیوه، کامپوزیت‌های مدرج  $\text{Al-Al}_3\text{Zr}$  [۱۱]،  $\text{Al-Al}_3\text{Ni}$  [۱۲، ۱۳]،  $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$  [۱۴] و  $\text{Al-Al}_2\text{Cu}$  [۱۵، ۱۶] با موفقیت تولید شده و خواص آنها مورد ارزیابی قرار گرفت. چن و همکارانش [۱۷] با ریخته‌گری گریز از مرکز استوانه درجه بندی شده به شیوه تشکیل ذرات درجا در آلیاژ Zn-Al-Mg-Si نشان دادند که سه لایه متمایز ریزساختاری در راستای شعاعی استوانه شکل می‌گیرد که در آن، لایه داخلی شامل کسر حجمی بالایی از ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  و Si اولیه، لایه میانی عاری از ذرات تقویت کننده و لایه خارجی دارای کسر حجمی پایینی از ذرات به دام افتاده تقویت کننده بود و بیشینه سختی و مقاومت به سایش را نیز در لایه داخلی استوانه گزارش کرده‌اند. دلیل اصلی تجمع ذرات تقویت کننده در لایه داخلی استوانه، چگالی پایین این ذرات نسبت به مذاب و جدایش آنها در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به سمت جداره داخلی استوانه ریخته‌گری مطابق معادله (۱) گزارش شده است که به رابطه استوکس معروف است [۱۸].

$$\frac{dx}{dt} = \frac{|\rho_p - \rho_m| G g D_p^2}{18\mu} \quad (1)$$

در این معادله،  $\frac{dx}{dt}$ ،  $\rho_p$ ،  $\rho_m$ ،  $G$ ،  $g$  و  $D_p$  به ترتیب معرف نرخ حرکت ذرات داخل مذاب، چگالی ذرات، چگالی مذاب، شتاب ثقل زمین، نسبت نیروی گریز از مرکز به نیروی ثقل،

## ۲- مواد و روش تحقیق

درصد حجمی HF، برای مشاهده ریزساختار با میکروسکوپ نوری آماده شدند. همچنین از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Cam Scan MV2300 مجهز به سیستم آنالیز شیمیایی فازی (EDS) مدل Inca-Oxford برای بررسی دقیق‌تر ریزساختار نمونه‌ها استفاده شد. برای ارزیابی تأثیر درجه‌بندی ریزساختار استوانه‌ها بر سختی آنها، سختی برینل استوانه‌ها با استفاده از فرو رونده ساچمه‌ای به قطر ۵ mm و اعمال بار ۲۵۰ kgf در راستای شعاعی اندازه‌گیری شد. برای این منظور مطابق شکل (۲)، دایره‌های شعاعی به فاصله ۲ mm از یکدیگر بر روی حلقه شعاعی برش خورده از استوانه‌ها ترسیم شد. سپس بر روی هر دایره با رعایت حداقل فاصله استاندارد از سختی‌سنجی‌های قبلی، سه الی پنج بار سختی‌سنجی برینل انجام گرفت و سپس میانگین سختی‌سنجی‌ها برای هر دایره به تفکیک محاسبه و گزارش شد.

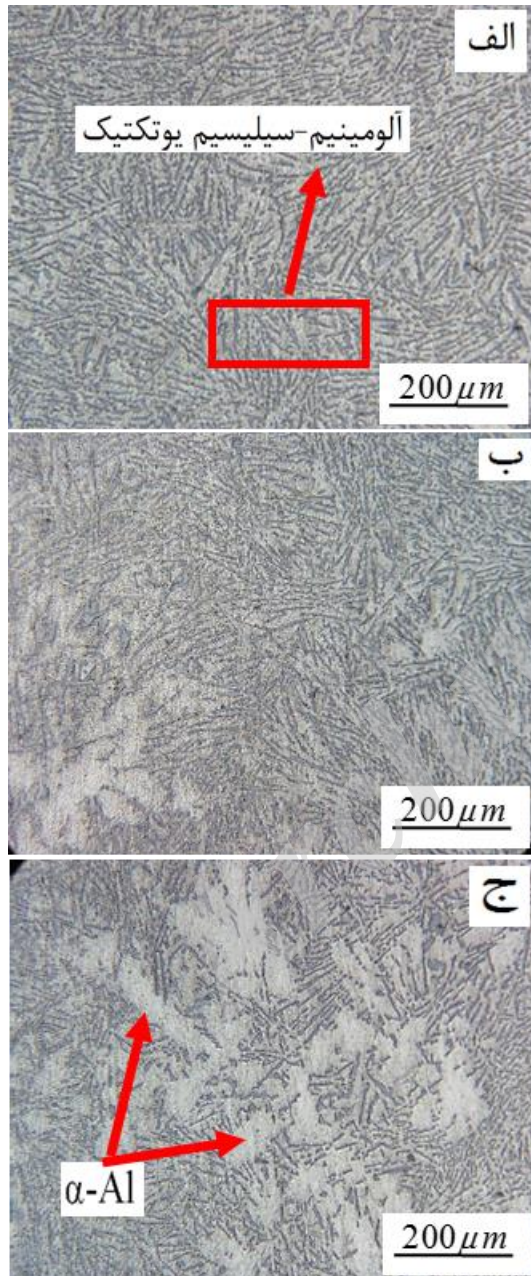


شکل ۱- طرح‌واره‌ای از شکل و ابعاد استوانه‌های ریخته‌گری و مقاطع برش نمونه‌های متالوگرافی.

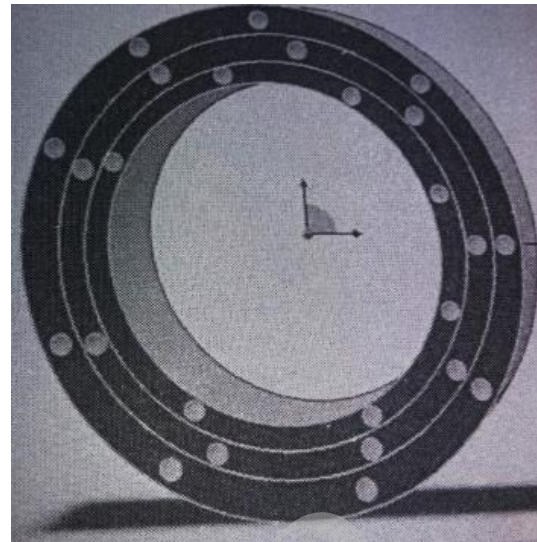
در ابتدا به منظور کاهش تعداد دفعات آلیاژسازی، شمش آلیاژ هیپوئوتکتیک Al-11.9wt.%Si ریخته‌گری شد (برای اختصار در نگارش، از این قسمت به بعد تمامی ترکیبات شیمیایی آلیاژها بر حسب درصد وزنی بیان خواهد شد مگر اینکه ذکر شود). به این منظور ابتدا آلومینیم خالص تجاری با استفاده از یک کوره مقاومتی آزمایشگاهی درون بوتله گرافیتی ذوب شد و به منظور تسریع حالیت سیلیسیم دمای آن به  $900^{\circ}\text{C}$  افزایش یافت. سپس پودر سیلیسیم با خلوص تجاری، توزین شده و به مذاب آلومینیم اضافه شد و دوباره داخل کوره قرار داده شده تا سیلیسیم فرصت حل شدن کامل در مذاب را داشته باشد. برای جلوگیری از کاهش دمای مذاب و پاشش آن، پودر سیلیسیم مورد نظر قبلاً تا دمای  $300^{\circ}\text{C}$  پیش گرم شده بود. پس از حل شدن کامل سیلیسیم، مذاب آماده شده به صورت ثقلی در قالب فولادی ریخته‌گری شد. برای تهیه شمش آلیاژ هایپر یوتکتیک Al-20%Si نیز مقدار لازم سیلیسیم اضافی محاسبه، توزین و به آلیاژ اولیه اضافه شد. در مرحله بعد برای ریخته‌گری گریز از مرکز استوانه‌های توخالی، شمش‌های هیپو و هایپر یوتکتیک اولیه هر کدام با  $100^{\circ}\text{C}$  فوق‌گداز به ترتیب در دمای  $690^{\circ}\text{C}$  و  $790^{\circ}\text{C}$  مجدداً ذوب شده و پس از عملیات گاززدایی مذاب با قرص هگزاکلرواتان درون قالب فولادی استوانه‌ای چرخان ماشین ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی ریخته شد. به منظور جداسازی راحت استوانه‌ها از قالب و نیز کاهش سرعت انجماد مذاب در تماس با جداره قالب، سطوح داخلی قالب فولادی قبلاً با یک لایه نازک سرامیکی به اسم تجاری دایکوت (سوسپانسیونی از پودر استخوان، گچ و پودر بنتونیت) پوشش داده شده و سپس خشک شده بود. دمای پیش‌گرم قالب  $300^{\circ}\text{C}$  و سرعت چرخش آن ۱۴۰۰ دور بر دقیقه در نظر گرفته شد. طرح‌واره‌ای از شکل و ابعاد استوانه‌های ریخته‌گری در شکل (۱) نشان داده شده است. مطابق این شکل برای متالوگرافی استوانه‌ها، حلقه‌هایی به ضخامت ۱۵ میلی‌متر در نصف ارتفاع آنها برش داده شد و سه قطاع از این حلقه‌ها با وایرکات تهیه شد و در سه ناحیه الف، ب و ج به صورت شعاعی مورد بررسی قرار گرفت. نمونه‌های متالوگرافی با کاغذ سنباده‌های شماره ۸۰ تا ۵۰۰۰ سنباده زده شدند و پس از پولیش کاری با خمیر الماسه با دانه‌بندی زیر  $0.3$  میکرومتر و حکاکی شیمیایی در محلول  $0.5$

داشتن چگالی بالاتر ( $2/67 \text{ g.cm}^{-1}$ ) نسبت به مذاب حاوی سیلیسیم، تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز و بر اساس معادله (۱) و مطابق شکل (۳) به سمت جداره خارجی استوانه جدایش یافته است.

شکل (۵)، تصویر SEM از ریزساختار کاملاً یوتکتیکی با مورفولوژی سوزنی را در لایه داخلی استوانه ریختگی آلیاژ Al-11.9%Si نشان می‌دهد.



شکل ۳- ریزساختار مقاطع شعاعی استوانه ریختگی آلیاژ Al-11.9% در: (الف) لایه داخلی، (ب) لایه انتقالی و (ج) لایه خارجی.



شکل ۲- طرح‌واره‌ای از نقاط سختی‌سنجی روی حلقه شعاعی برش خورده از استوانه‌ها

برای رسم نمودار تغییرات چگالی فازهای شکل گرفته در حین انجماد و نمودارهای تعادلی و کسر جرمی فازهای جامد تشکیل شده حین انجماد به ترتیب از نرم‌افزارهای JMat Pro و Thermo Calc استفاده شد.

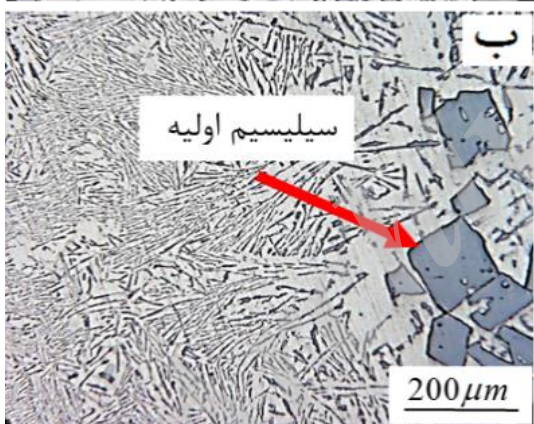
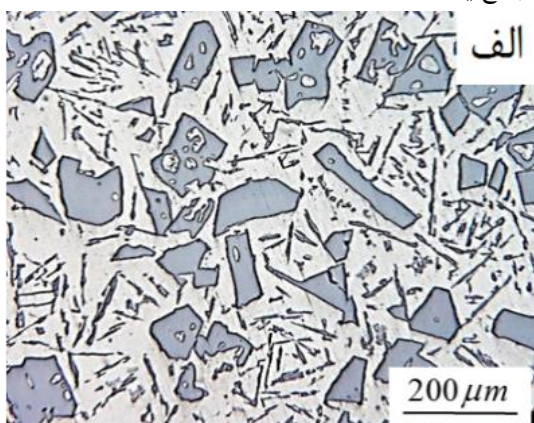
### ۳- نتایج و بحث

ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه هیپوپوتکتیک Al-11.9%Si ریخته شده به روش گریز از مرکز در شکل (۳) نشان داده شده است. بر اساس تصاویر ریزساختاری ارائه شده در این شکل، استوانه ریخته شده در راستای شعاعی از دو ناحیه متمایز ریزساختاری تشکیل یافته است: (الف) لایه داخلی که عاری از هر گونه ذره بوده و یک ریزساختار یوتکتیکی Al-Si را نشان می‌دهد.

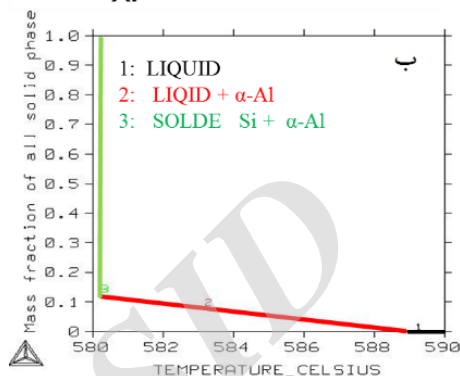
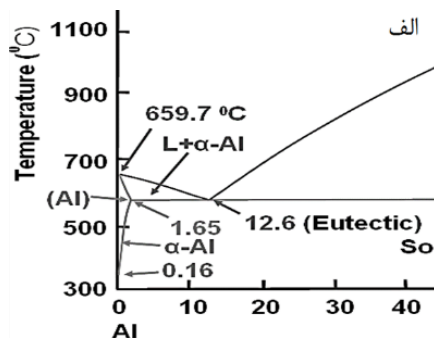
(ب) لایه خارجی که حاوی فاز  $\alpha$ -Al اولیه در زمینه یوتکتیکی Al-Si است.

در شکل (۴-الف)، بخشی از نمودار فازی تعادلی آلیاژهای Al-Si نشان داده شده است. با توجه به این نمودار مشاهده می‌شود که ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-11.9%Si در ناحیه هیپوپوتکتیک و نزدیک به یوتکتیک قرار گرفته است. در شکل (۴-ب)، نمودار تغییرات کسر جرمی فاز جامد تشکیل شده حین انجماد با افت دما ارائه شده است که با استفاده از نرم‌افزار Thermo Calc رسم شده است. همان‌گونه در این نمودار مشاهده می‌شود، اولین فاز تشکیل شده در حین انجماد این آلیاژ، فاز  $\alpha$ -Al اولیه (خط قرمز) است که از دمای حدود  $589^\circ \text{C}$  شروع به جوانه‌زنی کرده و به دلیل

در شکل (۷)، تغییرات کسر جرمی فاز جامد تشکیل شده با افت دما حین انجماد آلیاژ Al-20% Si رسم شده است. مطابق این نمودار اولین فاز تشکیل شده در حین انجماد برای این آلیاژ فاز سیلیسیم اولیه است که از دمای حدود ۶۹۰ °C شروع به جوانه‌زنی می‌کند. با توجه به چگالی پایین ذرات سیلیسیم اولیه ( $2/33 \text{ g.cm}^{-1}$ ) نسبت به مذاب، این ذرات بر اساس معادله (۱) در خلاف جهت نیروی گرزی از مرکز به سمت جداره داخلی استوانه جدایش پیدا کرده و به صورت ذرات درشت بلوکی شکل در جداره داخلی استوانه تجمع یافته‌اند.



شکل ۶- ریزساختار مقاطع شعاعی استوانه ریخته‌گی از آلیاژ Al-20%Si در: (الف) لایه داخلی، (ب) لایه انتقالی و (ج) لایه خارجی.



شکل ۴- (الف) قسمت غنی از آلومینیم نمودار فازی تعادلی Al-Si، (ب) نمودار تغییرات کسر جرمی ذرات جامد تشکیل شده حین انجماد آلیاژ Al-11.9%Si که با نرم افزار Thermo Calc رسم شده است.

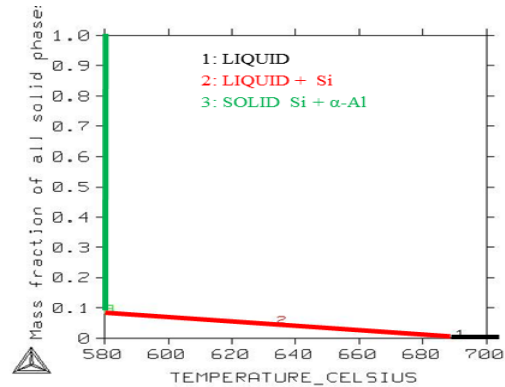


شکل ۵- ریزساختار SEM از یوتکتیک سوزنی لایه داخلی استوانه ریخته‌گی آلیاژ Al-11.9%Si

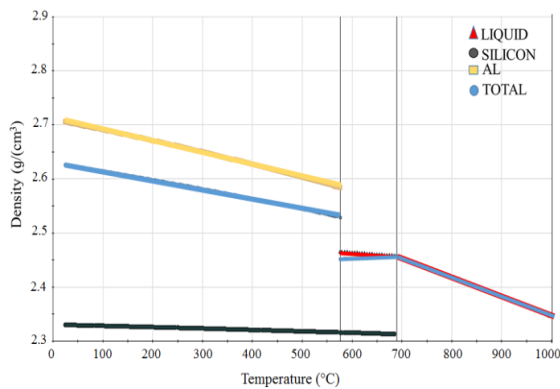
در شکل (۶)، ریزساختار مقاطع شعاعی مختلف استوانه هایپر یوتکتیک Al-20% Si ریخته‌شده به روش گرزی از مرکز ارائه شده است. مشاهده می‌شود که ریزساختار این استوانه در راستای شعاعی از دو ناحیه متمایز تشکیل شده است:

(الف) لایه داخلی حاوی کسر حجمی بالایی از ذرات سیلیسیم اولیه،  
 (ب) لایه خارجی شامل ریزساختار کاملاً یوتکتیک Al-Si عاری از هرگونه فاز اولیه.

مذاب شروع به جوانه زنی کرده و تا دمای  $580^{\circ}\text{C}$  که دمای سالیدوس آلیاژ محسوب می شود فرصت جدایش به سمت جداره داخلی استوانه (خلاف جهت نیروی گریز از مرکز) را داشته است. اما چون به طور همزمان بواسطه افت دما گرانیوی مذاب نیز افزایش یافته نرخ جدایش این ذرات به سمت جداره داخلی استوانه به مرور کاهش یافته و از لایه انتقالی به بعد جدایش آنها به خاطر سفت مذاب باقیمانده متوقف شده است.

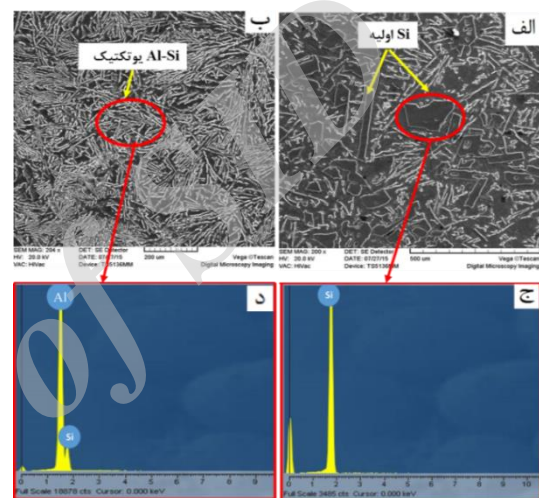


شکل ۷- نمودار تغییرات کسر جرمی ذرات جامد در حین انجماد آلیاژ Al-20%Si که با نرم افزار Thermo Calc رسم شده است.



شکل ۹- تغییرات چگالی اجزای فازی تشکیل شده در حین انجماد آلیاژ Al-20%Si که با استفاده از نرم افزار JMat Pro رسم شده است.

در شکل (۱۰)، تغییرات سختی در امتداد شعاع استوانه های ریختگی هر دو آلیاژ Al-20%Si و Al-11.9%Si نشان داده شده است. در این شکل به خوبی مشاهده می شود که سختی استوانه های پیریوتکتیک در تمامی مقاطع شعاعی بالاتر از استوانه های پیریوتکتیک است که دلیل آن درصد بالای فاز تقویت کننده و سخت سیلیسیم در ریزساختار استوانه Al-20%Si است. همچنین افت تدریجی سختی هر دو استوانه از جداره داخلی به سمت جداره خارجی کاملاً مشهود است که برای آن دلایل توجیهی متفاوتی در دو استوانه قابل ارائه است. در استوانه های پیریوتکتیک Al-11.9%Si تجمع فاز نرم و سنگین  $\alpha\text{-Al}$  اولیه در جداره خارجی باعث پایین بودن سختی در این لایه شده است که با کاهش پیوسته و تدریجی کسر حجمی  $\alpha\text{-Al}$  در راستای شعاعی استوانه برای نیل به یک ساختار کاملاً یوتکتیکی در لایه داخلی، سختی به تدریج افزایش یافته است. اما در استوانه های پیریوتکتیک Al-20%Si تجمع بالای ذرات تقویت کننده و سخت سیلیسیم اولیه در جداره داخلی استوانه، باعث افزایش سختی در این لایه شده که با کاهش مرحله ای و تدریجی کسر حجمی این ذرات در راستای



شکل ۸- ریزساختار SEM لایه داخلی (الف) و لایه خارجی (ب) و آنالیز EDS از فازهای ریزساختاری استوانه Al-20%Si.

شکل (۸)، تصاویر ریزساختار SEM لایه های داخلی و خارجی استوانه ریختگی آلیاژ های پیریوتکتیک Al-20%Si را همراه با آنالیز EDS از اجزای فازی آنها نشان می دهد. در تأیید مباحث فوق در این تصاویر نیز به خوبی مشاهده می شود که به واسطه جدایش ذرات سبک Si اولیه در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز، لایه داخلی استوانه یک ریزساختار هایپریوتکتیکی (حاوی ذرات سیلیسیم اولیه و ریزساختار سوزنی یوتکتیک) و لایه خارجی آن یک ریزساختار کاملاً یوتکتیک سوزنی را نشان می دهد.

تغییرات چگالی فازهای تشکیل شده در حین انجماد آلیاژ Al-20%Si با استفاده از نرم افزار JMat pro رسم شده و در نمودار شکل (۹) نشان داده شده است. این نمودار به خوبی نشان می دهد که با کاهش دما تا حدود  $690^{\circ}\text{C}$  (دمای لیکوئیدوس)، چگالی مذاب پیوسته و به صورت خطی افزایش یافته و با رسیدن به این دما، فاز سیلیسیم اولیه از

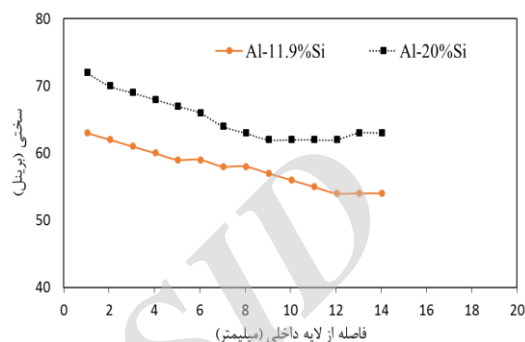
سمت جداره داخلی استوانه ریخته‌گری جدایش یافته و سختی بالاتری را در این جداره نسبت به لایه‌های میانی و خارجی استوانه ایجاد می‌کند.

۴- جداره داخلی استوانه هیپوپوتکتیک و جداره خارجی استوانه هایپرپوتکتیک ریخته‌گری با ریزساختار کاملاً پوتکتیکی سختی مشابهی را نشان می‌دهند.

## مراجع

- [1] Watanabe Y., Kawamoto A., Matsuda K., Particle size distributions in functionally graded materials, fabricated by the centrifugal solid-particle method, *Comp. Sci. Tech.*, 2002, 62, 881-888.
- [2] Erdemer F., Canakcl A., Varol T., Microstructural characterization and mechanical properties of functionally graded Al 2024/SiC composites prepared by powder metallurgy techniques, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.*, 2015, 25, 3569-3577.
- [3] Song J., Yu Y., Zhuang Z., Lian Y., Qi Y., Preparation of W-Cu functionally graded material coated with CVD-W for plasma-facing components, *Journal of Nuclear Material.*, 2013, 442, S208-S213.
- [4] Dbrzanski L.A. Zukowska L.W., Kula J.M., Golombek K., Structure and mechanical properties of gradient PVD coatings, *J. Mater. Proc. Tech.*, 2008, 201, 310-314.
- [5] Pan C., Xu X., New functionally graded thermal barrier coating system based on LaMgAl11O19/YSZ prepared by air plasma spraying, *Surf. Coat. Tech.*, 2012, 206, 2265-2274.
- [6] Rajan T.P.D., Pillai R.M., Pai B.C., Functionally graded Al-Al<sub>3</sub>Ni in-situ intermetallic composites: fabrication and microstructural characterization, *J. Alloy Compd.*, 2008, 453, 4-7.
- [7] Duque N.B., Melgarejo Z.H., Suarez O.M., Functionally graded aluminum matrix composites produced by centrifugal casting, *Mater. Charact.*, 2005, 55, 167-171.
- [8] Valhinho A., Botas J.D., Ariza E., Gomes J.R., Rocha L.A., Tribo corrosion studies in centrifugally cast Al-matrix SiC-reinforced functionally graded composites, *Mat. Sci. Forum*, 2004, 455-456, 871-875.
- [9] Rajan T.P.D., Pillai R.M., Pai B. C., Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites, *Materials Characterization*, 2010, 61, 923-928.
- [10] Radhika N., Mechanical properties and abrasive wear behavior of functionally graded Al-Si<sub>2</sub>Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> metal matrix composite, *Trans. Indian Inst. Met.*, 2017, 70(1) 145-157
- [11] El-Hadada Sh., Sato H., Watanabe Y., Wear of Al/Al<sub>3</sub>Zr functionally graded materials fabricated by centrifugal solid-particle method, *J. Mat. Proc. Tech.*, 2010, 210(15) 2245-2251.
- [12] Matsuda K., Watanabe Y., Fukui Y., Particle size distributions in in situ Al-Al<sub>3</sub>Ni FGMs fabricated by centrifugal in situ method, *Ceramic Trans.*, 2001, 114, 1-8.
- [13] El-Hadad Sh., Sato H., Watanab Y., Fabrication of Al-Al<sub>3</sub>Ti/Ti<sub>3</sub>Al functionally graded materials under a centrifugal force, *Materials*, 2010, 3, 4639-4656.

شعاعی استوانه و نیل به یک ریزساختار کاملاً پوتکتیکی عاری از ذرات سیلیسیم اولیه در لایه خارجی، سختی نیز کاهش یافته است. نتیجه این امر باعث شده است که جداره داخلی استوانه Al-11.95%Si و جداره خارجی استوانه Al-20%Si هر دو با یک ریزساختار کاملاً پوتکتیکی دارای سختی تقریباً یکسان حدود ۶۴ برینل باشند.



شکل ۱۰- تغییرات سختی در راستای شعاعی استوانه‌های ریخته‌گری آلومینوم-سیلیسیم

## ۴- نتیجه‌گیری

تأثیر میزان سیلیسیم بر توزیع درجه‌بندی شده فازهای ریزساختاری در راستای شعاعی استوانه‌های ریخته‌گری از آلومینوم-سیلیسیم و هایپرپوتکتیک Al-Si ریخته شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز مورد مطالعه قرار گرفت که مهمترین نتایج به دست آمده از آن عبارتند از:

۱- با ریخته‌گری گریز از مرکز آلومینوم-سیلیسیم و هایپرپوتکتیک Al-Si به ترتیب بر اساس نحوه توزیع درجه‌بندی شده فاز نرم  $\alpha$ -Al اولیه و ذرات سخت سیلیسیم اولیه الگوهای مختلفی از ریزساختار درجه‌بندی شده و در نتیجه پروفیل سختی در راستای شعاعی استوانه‌های ریخته‌گری شکل می‌گیرد.

۲- در آلومینوم-سیلیسیم پوتکتیک، فاز نرم  $\alpha$ -Al اولیه تشکیل شده در حین انجماد به خاطر چگالی بالاتر نسبت به مذاب، تحت تأثیر نیروی گریز از مرکز در راستای شعاعی به سمت جداره خارجی استوانه جدایش یافته و باعث کاهش سختی جداره خارجی استوانه نسبت به لایه‌های میانی (انتقالی) و داخلی استوانه می‌شوند.

۳- در آلومینوم-سیلیسیم پوتکتیک، ذرات سخت سیلیسیم اولیه تشکیل شده در حین انجماد به دلیل چگالی پایین نسبت به مذاب، در خلاف جهت نیروی گریز از مرکز به



- [۱۴] صمدی ا.، غایب‌لو م.، آزادی آ.، تاثیر افزودن آهن بر ریزساختار درجه بندی شده کامپوزیت  $Al-13.8 \text{ wt. Mg}_2\text{Si}$  در ریخته‌گری گریز از مرکز، مهندسی متالورژی، ۱۳۹۴، ۵۷، ۵۳-۴۵.
- [۱۵] شهبازخانی ح.ر.، صمدی ا.، تأثیر دمای فوق‌گداز و ضخامت نمونه بر رفتار و ریزساختار درجه بندی شده آلیاژ هایپرئوتکتیک Al-Cu ریخته‌گری شده به روش گریز از مرکز، ریخته‌گری، ۱۳۸۸، ۹۳، ۲۱-۲۷.
- [16] Samadi A., Shahbazkhani H.R., Effect of pouring temperature and casting thickness on distribution gradient of in situ formed  $Al_2Cu$  particles during centrifugal casting of hypereutectic Al-Cu alloy, *International Journal of Cast Metals Research.*, 2014, 27, 129-134.
- [17] Chen W., Wang Q., Zai Ch., Ma Ch., Zhu Y., He W., Functionally graded Zn-Al-Si in-situ composites fabricated by centrifugal casting, *J. Mat. Sci. Lett.*, 2001, 20, 823-826.
- [18] Lin X., Liu Ch., Xiao H., Fabrication of Al-Si-Mg functionally graded materials tube reinforced with in situ  $Si/Mg_2Si$  particles by centrifugal casting, *Comp.: Part B*, 2013, 45, 8-21.
- [۱۹] امرایی ح.، صمدی ا.، وجد ا.، ایجاد ریز ساختار هدفمند در آلیاژ هایپرئوتکتیک  $Mg_2Si$  ۱۱ wt.% Al با استفاده از روش ریخته‌گری گریز از مرکز، مجله مواد نوین، ۱۳۸۹، ۱۱ (۱)، ۱۸-۱۱.
- [۲۰] صمدی ا.، غایب‌لو م.، تأثیر افزودن جوانه‌زای Al-5Ti-B بر درجه بندی ریزساختار استوانه ریخته شده از کامپوزیت  $Al-13.8 \text{ wt. \% Mg}_2\text{Si}$  به روش ریخته‌گری گریز از مرکز، مجله مواد پیشرفته در مهندسی، ۱۳۹۴، ۲ (۲)، ۴۹-۵۹.
- [21] Kumar S., Subramaniya S.V., Murty B.S., Functionally graded Al alloy matrix in situ composite, *J. Metal. Mater. Trans.*, 2010, 41A, 242-254.

Archive