



IRANIAN FOUNDRYMEN'S  
SOCIETY

# Founding Research Journal

## The Effect of Pouring Temperature, Mechanical Vibration and Partial Remelting on Microstructure and Mechanical Properties of Al-A390 Alloy

Esmaeil Damavandi<sup>1</sup>, Salman Nourouzi<sup>2\*</sup>, Sayed Mahmood Rabiee<sup>3</sup>

1. Ph.D Student, in Material Engineering, 2 &3. Associate Professor,  
Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Mazandaran, Iran.

Received: 21 October 2017  
Accepted: 01 May 2018

### Abstract:

In the current research, the effect pouring temperature, mechanical vibration of mold, mold temperature and partial remelting on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloy was investigated. For designing of experiment, Taguchi method is used. Signal to noise ratio and analysis of variance were used for finding optimized parameters and contribution percent of parameters on amount of output character. After finding the optimized parameters for producing primary billet, partial remelting process is carried out in three temperatures of 540, 555 and 565°C and five holding times of 5, 30, 60, 90 and 120 min. Scanning electron microscope and optical microscope have been used to evaluate the microstructure. The average particle diameter, distribution factor and sphericity of primary Si and Eutectic Si were analyzed by image analysis software. Result of analysis showed that sample with pouring temperature of 750°C, mold temperature of 350°C and frequency of vibration of 60Hz, had maximum hardness and tensile strength. On the other hand, the result of microstructure showed partial remelting process led to increase the sphericity and decrease of average particle diameter of Eutectic Si, but no slight effect on the size of primary Si.

### Keywords:

Taguchi Method,  
Partial Remelting,  
Hypereutectic Al-A390,  
Microstructure,  
Mechanical Properties.

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

### Please cite this article using:

Damavandi, E., Nourouzi S., Rabiee S. M., The Effect of Pouring Temperature, Mechanical Vibration and Partial Remelting on Microstructure and Mechanical Properties of Al-A390 Alloy, Founding Research Journal, 2018, 2(1) 39-53.  
DOI: 10.22034/FRJ.2018.101720.1002

### \* Corresponding Author:

Salman Nourouzi, Associate Professor

Address: Department of Material Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Babol, Mazandaran, Iran.  
P.O. Box 47148-71167, Tel.: +98 11 35501802, Fax: +98 11 35501801.

E-mail: [s-nourouzi@nit.ac.ir](mailto:s-nourouzi@nit.ac.ir)



فصل نامه علمی پژوهشی

## پژوهش نامه ریخته‌گری

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

### اثر دمای بارریزی، ارتعاش مکانیکی و گرمایش مجدد بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ ریختگی Al-A390

اسماعیل دماوندی<sup>۱</sup>، سلمان نوروزی<sup>۲\*</sup>، سید محمود ربیعی<sup>۳</sup>

۱- دانشجوی دکترا، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل.

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل. S-Nourouzi@nit.ac.ir

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل. rabiee@nit.ac.ir

#### چکیده:

دریافت: ۱۳۹۶/۰۷/۲۹

پذیرش: ۱۳۹۷/۰۲/۱۱

در پژوهش حاضر اثر دمای بارریزی، ارتعاش مکانیکی قالب، دمای قالب و گرمایش مجدد بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ هایپرپوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم مورد بررسی قرار گرفت. برای طراحی آزمایش از روش تاگوچی استفاده شد. از نسبت سیگنال به نویز و آنالیز واریانس برای تعیین مقادیر مطلوب هر متغیر و همچنین درصد مشارکت متغیرها در مقدار متغیر خروجی (پاسخ) استفاده شد. اثر گرمایش مجدد نمونه‌ها در سه دمای ۵۴۰، ۵۵۵ و ۵۶۵ °C و پنج زمان نگهداری ۵، ۳۰، ۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه در شرایط مطلوب مورد بررسی قرار گرفت. برای بررسی ریزساختار از میکروسکوپ الکترونی روبشی و میکروسکوپ نوری مجهز به سیستم آنالیز تصاویر استفاده شد. قطر متوسط، شاخص توزیع و میزان کرویت ذرات سیلیسیم اولیه و سیلیسیم پوتکتیک محاسبه شد. دو آزمون سختی‌سنجی برینل و کشش به منظور ارزیابی خواص مکانیکی استفاده شد. نتایج آنالیز نشان داد که شمش ریخته‌گری شده در دمای بارریزی ۷۵۰ °C درجه سانتی‌گراد، دمای قالب ۳۵۰ °C و فرکانس ارتعاش قالب ۶۰ Hz از بالاترین مقدار سختی و استحکام کششی برخوردار است. از سوی دیگر، نتایج ریزساختاری نشان داد که فرآیند گرمایش مجدد، موجب افزایش کرویت و کاهش اندازه سیلیسیم پوتکتیک شد، اما تاثیر قابل توجهی بر اندازه سیلیسیم اولیه نداشت.

#### واژه‌های کلیدی:

روش تاگوچی،  
گرمایش مجدد،  
آلیاژ هایپرپوتکتیک  
Al-A390،  
ریزساختار،  
خواص مکانیکی.

#### ۱- مقدمه

نکته بسیار مهم در افزایش کاربرد آلیاژهای هایپرپوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم، کاهش اندازه و توزیع یکنواخت سیلیسیم اولیه و تغییر مورفولوژی و توزیع سیلیسیم‌های پوتکتیک است. این مهم با سه فرآیند کلی به دست می‌آید: روش حرارتی (حرارت‌دهی تا دمای بالا، سرد کردن و نگهداری) [۳، ۵]، روش فیزیکی و مکانیکی (استفاده از خلا، ارتعاش، میدان الکترومغناطیس، هم‌زدن) [۲، ۶] و روش شیمیایی (شامل بسیاری از افزودنی‌ها به عنوان ریزکننده و اصلاح کننده). استفاده از فرایندهای مناسب، موجب افزایش چگالی و حضور مکان‌های جدید جوانه‌زنی غیرهمگن کریستال‌های سیلیسیم اولیه و تغییر مورفولوژی و بهبود توزیع سیلیسیم‌های پوتکتیک می‌شود [۷، ۸].

پیتاوسکی و همکاران [۹] نشان دادند که افزایش فوق ذوب منجر به تغییر ریزساختار آلیاژ ریختگی آلومینیم-سیلیسیم بدون استفاده از افزودنی‌های اصلاح کننده می‌شود. امورا و

آلیاژ هایپرپوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم A390 به طور گسترده در تولید پیستون موتور خودرو، سیلندرهای قطعات کمپرسور به دلیل ضریب انبساط حرارتی پایین، استحکام مخصوص، سختی و مقاومت به سایش بالا و همچنین مقاومت به خوردگی عالی مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱، ۲]. استحکام بالا و مقاومت سایشی این آلیاژها را می‌توان به حضور ذرات سخت سیلیسیم (سیلیسیم اولیه و سیلیسیم پوتکتیک) نسبت داد. در روش‌های معمول ریخته‌گری، سیلیسیم‌های اولیه آلیاژ هایپرپوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم دارای مورفولوژی‌هایی چون چند ضلعی، ستاره مانند و صفحات ضخیم و سیلیسیم‌های پوتکتیک سوزنی شکل به صورت شبکه‌های سه بعدی هستند که اثر منفی بر خواص مکانیکی، تریبولوژیکی و امکان ماشینکاری دارد [۳، ۴].

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش  
(بر حسب درصد وزنی)

عنصر	Al	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn
درصد	ماقی	۱۸	۴/۲	۰/۶۴	۰/۳۱	۰/۳۹	۰/۰۶

سه متغیر تحت کنترل شامل دمای بارریزی، دمای قالب و فرکانس ارتعاش قالب در سه سطح انتخاب شد. از ریخته‌گری ثقلی به منظور تولید شمش اولیه استفاده شد. مذاب آلومینیم A390 پس از گاززدایی با قرص هگزاکلرواتان جهت بارریزی به درون قالب، به سه دمای ۵۷۰ (دمای نیمه جامد)، ۷۵۰ و ۹۰۰°C رسانده شد. سه دمای قالب دمای محیط، ۲۰۰ و ۳۵۰°C انتخاب شد. دستگاه ارتعاش مکانیکی در دو فرکانس ارتعاش ۲۰ و ۶۰ هرتز برای ارتعاش قالب مورد استفاده قرار گرفت. شکل (۱)، تصویر قالب فلزی به همراه دستگاه ارتعاش مکانیکی مورد استفاده در این پژوهش را نشان می‌دهد. آزمایشات بر اساس آرایه متعامد L9 که در جدول (۲) درج شده، طراحی شده است. از آنالیز عددی برای بررسی تاثیر متغیرهای ریخته‌گری روی شاخص توزیع سیلیسیم اولیه استفاده شد. درصد حجمی ذرات سیلیسیم اولیه محاسبه و متوسط آن برای هر نمونه با استفاده از رابطه (۱) به دست آمد [۱۳]:

$$AVP = \frac{\sum_{i=1}^n VP_i}{n} \quad (n=20) \quad (1)$$

که VP درصد حجمی محاسبه شده در هر تصویر میکروسکوپی نوری (برای بررسی سیلیسیم‌های اولیه از تصاویر با بزرگنمایی ۱۰۰ برابر و برای سیلیسیم‌های یوتکتیک از تصاویر با بزرگنمایی ۴۰۰ برابر استفاده شد)، n تعداد تصاویر میکروسکوپی نوری مربوط به یک نمونه و AVP متوسط درصد حجمی به دست آمده برای هر نمونه است. شاخص توزیع از طریق اختلاف بین درصد حجمی ذرات توزیع شده در مناطق متفاوت نمونه‌ها و از طریق رابطه (۲) به دست آمد [۱۳]:

$$DF(\%) = 100 - \frac{|\max(\min)VP - AVP|}{AVP} \times 100 \quad (2)$$

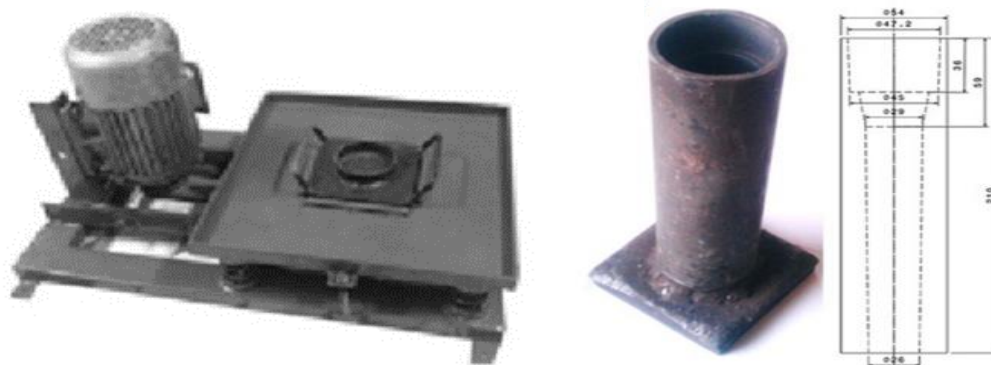
که در این رابطه، عبارت درون قدر مطلق، بیشترین اختلاف درصد حجمی بین ۲۰ تصویر با متوسط درصد حجمی ذرات

همکاران [۱۰] بیان نمودند که استفاده از ارتعاش فراصوتی موجب کاهش اندازه دانه آلیاژ آلومینیم شده و عیوب ریختگی را کاهش می‌دهد. در نتیجه پراکندگی خواص مکانیکی نمونه‌های ریختگی با ارتعاش به طور چشم‌گیری کاهش یافته است. جیانگ و همکاران [۱۱] گزارش کردند که عملیات گرمایش مجدد آلیاژ آلومینیم ۷۰۰۵ در دمای ۶۰۵°C منجر به دستیابی به دانه‌های نسبتاً کروی و بهبود خواص مکانیکی شده است. افزایش دمای گرمایش منجر به کاهش در خواص مکانیکی نمونه تیگزوفرم به دلیل درشت شدن دانه‌ها شده است. خورشیدی و همکاران [۱۲] اثر ریخته‌گری سطح شیب‌دار و گرمایش مجدد بر ریزساختار آلیاژ آلومینیم A356 را مورد بررسی قرار دادند. پس از فرایند ریخته‌گری، عملیات گرمایش مجدد در دمای ۵۹۰°C در مدت زمان‌های مختلف نگهداری ۵، ۸ و ۱۲ دقیقه انجام شد. نتایج نشان داد که دندریته‌های فاز اولیه که در حالت ریخته‌گری ثقلی به وجود می‌آید، به حالت غیر دندریته پس از ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار تبدیل شد. نمونه‌های ریخته‌گری نیمه‌جامد، تنها پس از گرمایش به حالت گلوبولی تبدیل شدند.

در این پژوهش، اثر متغیرهای ریخته‌گری آلیاژ آلومینیم A390 شامل دمای بارریزی، دمای قالب و فرکانس ارتعاش مکانیکی بر ریزساختار و خواص کششی و سختی مورد بررسی قرار گرفت. پس از مشخص شدن شرایط مطلوب برای شمش تولیدی از نظر متغیرهای ریخته‌گری، فرایند گرمایش مجدد در دما و زمان‌های مختلف انجام شد. در این قسمت، با تمرکز بر اندازه و کرویت سیلیسیم یوتکتیک و با بررسی عددی صورت گرفته، مکانیزم‌های موثر بر تغییر ریزساختار شناسایی و بیان شد.

## ۲- مواد و روش تحقیق

آلیاژ آلومینیم هایپر یوتکتیک A390 در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفته است که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) ارائه شده است. برای تهیه نمودار آنالیز حرارتی از دستگاه ترموآنالایزر ساخت دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل استفاده شد. به این ترتیب که پس از آماده‌سازی مذاب در دمای ۷۵۰°C، مذاب درون قالب بارریزی و دمای آن در هر ثانیه ثبت شد.



ب

الف

شکل ۱- الف) قالب فلزی و ب) دستگاه ارتعاش مکانیکی مورد استفاده در این پژوهش.

که  $H$  و  $\sigma$  به ترتیب مقادیر سختی و استحکام کششی نمونه است. قابل ذکر است که برای متغیرهای مطلوب فرایند، معیار ارزیابی کلی باید نزدیک به ۱۰۰ باشد، در نهایت آزمایش تأییدیه به منظور اطمینان از اعتبارسنجی شرایط مطلوب فرایند از متغیر طراحی صورت پذیرفت.

در بخش دوم، اثر گرمایش مجدد با استفاده از کوره الکتریکی مقاومتی در محدوده نیمه‌جامد آلیاژ مورد بررسی قرار گرفت. به این منظور، نمونه‌هایی با قطر ۲۰ mm و ارتفاع ۱۰ mm از شمش ریخته‌گی (ریخته شده در شرایط مطلوب از بخش اول) تهیه شد. نمونه‌ها در سه دمای ۵۴۰، ۵۵۵ و ۵۶۵°C و به مدت زمان‌های نگهداری ۵، ۳۰، ۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه، مورد عملیات قرار گرفتند و بلافاصله درون آب سرد، خنک شدند. نمونه‌های متالوگرافی پس از سنباده‌زنی و پولیش توسط محلول ۵/۰ درصد HF حکاکی شدند. از میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips مدل XL30 و میکروسکوپ نوری اینورت مدل NJF-120A مجهز به دوربین و نرم‌افزار آنالیز تصاویر به منظور بررسی ریزساختار استفاده شد.

مقادیر کرویت و اندازه متوسط سیلیسیم اولیه و یوتکتیک با استفاده از نرم‌افزار آنالیز تصاویر کلمکس با تکرار ۲۰ تصویر ریزساختاری برای هر نمونه جهت افزایش دقت در نتایج، محاسبه شد.

از دستگاه سختی‌سنج یونیورسال مدل UV1 ساخت شرکت کوپا برای انجام آزمون سختی‌سنجی برینل با بار ۳۱/۲۵ kg و قطر ساچمه ۲/۵ mm استفاده شد. برای هر نمونه، میانگین هفت سختی‌سنجی ارائه شد.

در یک نمونه و DF شاخص توزیع ذرات در هر نمونه است. آزمون کشش طبق استاندارد ASTM-E8 برای تعیین کردن رفتار مکانیکی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه سننام مدل STM 250 صورت پذیرفت.

جدول ۲- طراحی آزمایش پژوهش حاضر.

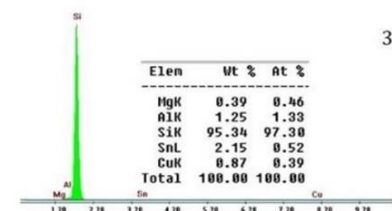
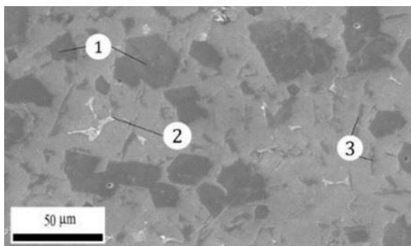
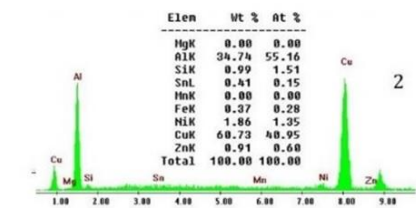
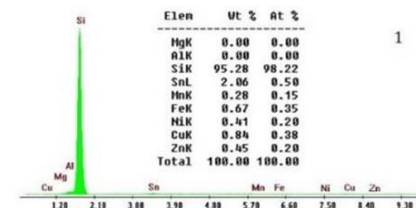
ردیف	دمای باربری (°C)	دمای قالب (°C)	فرکانس ارتعاش (Hz)
۱	۹۰۰	دمای محیط	۶۰
۲	۹۰۰	۲۰۰	۲۰
۳	۹۰۰	۳۵۰	۰
۴	۷۵۰	دمای محیط	۲۰
۵	۷۵۰	۲۰۰	۰
۶	۷۵۰	۳۵۰	۶۰
۷	۵۷۰	دمای محیط	۰
۸	۵۷۰	۲۰۰	۶۰
۹	۵۷۰	۳۵۰	۲۰

به منظور بی بعد کردن مقادیر سختی و استحکام کششی معیار ارزیابی کلی (OEC) معرفی شد. برای محاسبه OEC، مقادیر سختی و استحکام کششی پس از محاسبه در رابطه (۳) گنجانده شد:

$$OEC = \left( \frac{H - H_{\min}}{H_{\max} - H_{\min}} \right) \times 50 + \left( \frac{\sigma - \sigma_{\min}}{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}} \right) \times 50 \quad (3)$$

داده شده است. شکل (۴) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی به همراه آنالیزهای EDS فازهای مختلف را نشان می‌دهد. شماره‌های ۱، ۲ و ۳ به ترتیب سیلیسیم اولیه، فاز بین فلزی  $Al_2Cu$  و سیلیسیم یوتکتیک است. شکل (۵)، ریزساختار نمونه‌ها در شرایط مختلف ریخته‌گری را نشان می‌دهد. تغییر در ریزساختار هم شامل تغییر در اندازه متوسط و هم تغییر در توزیع سیلیسیم اولیه است.

در شکل (۶)، اندازه متوسط و شاخص توزیع سیلیسیم اولیه نمونه‌های ریخته‌گری نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که نمونه ۱ از ریزترین اندازه متوسط سیلیسیم اولیه همراه با توزیع قابل قبول برخوردار است. صرف نظر از دمای قالب، مشاهده می‌شود که کاهش دمای بارریزی و فرکانس ارتعاش، موجب افزایش اندازه متوسط سیلیسیم اولیه و کاهش یکنواختی توزیع این ذرات شده است (رجوع شود به شکل‌های ۵-ج، ۵-ه و ۵-ز).

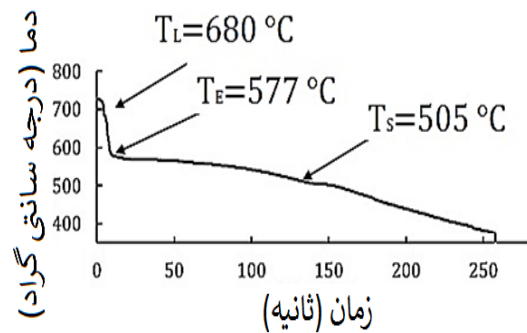


شکل ۴- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نمونه ریخته‌گری A390 بدون گرمایش به همراه EDS از فازهای ۱ تا ۳.

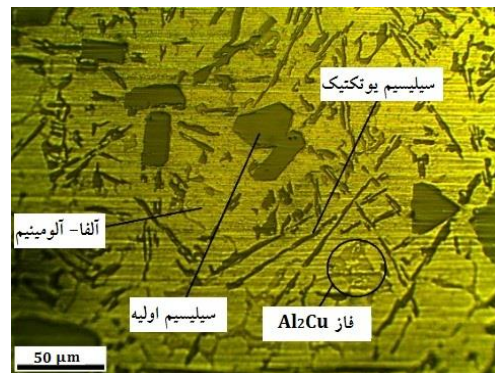
### ۳- نتایج

#### ۱-۳- ریخته‌گری

نمودار سرد شدن آلیاژ جهت مشخص نمودن دمای لیکوئیدوس و سالیدوس استفاده شد که در شکل (۲) نشان داده شده است. برای این منظور آلیاژ مورد آزمایش درون بوته قرار گرفته و سپس به کوره انتقال داده شد. پس از رسیدن آلیاژ به دمای  $750^{\circ}C$  و ذوب کامل آن، بوته از کوره خارج شده و توسط ترموکوپلی که به دستگاه ترموآنالایزر متصل بود، دمای لحظه‌ای آن ثبت شد. خروجی دستگاه، نمودار دما-زمان حاصل از سرد شدن آلیاژ است که با توجه به شکل (۲) دمای لیکوئیدوس و یوتکتیک این آلیاژ به ترتیب  $680^{\circ}C$  و  $577^{\circ}C$  به دست آمد.



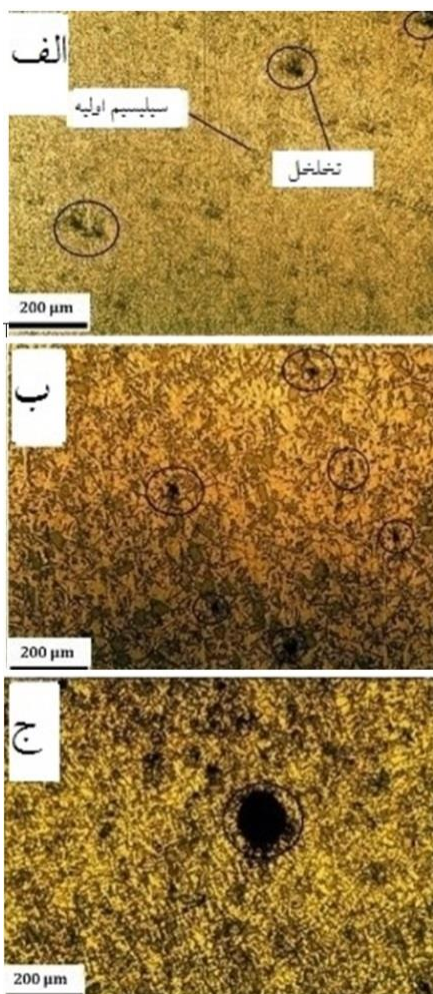
شکل ۲- نمودار سرد شدن آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش.



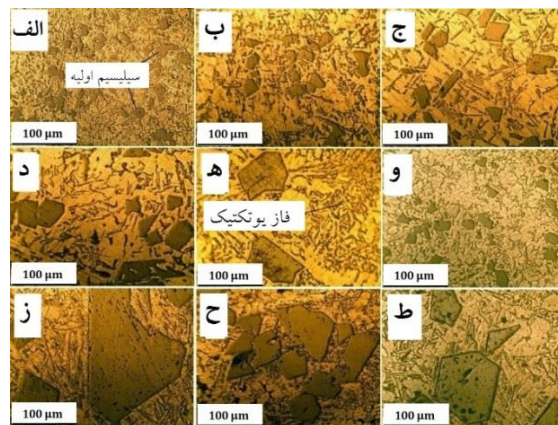
شکل ۳- تصویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار نمونه ریخته‌گری.

شکل (۳)، ریزساختار نمونه آلومینیومی A390 (نمونه ۶) با دمای بارریزی  $750^{\circ}C$ ، فرکانس ارتعاش ۶۰ هرتز و دمای قالب  $350^{\circ}C$  را نشان می‌دهد. ریزساختار حاصل دارای ذرات سیلیسیم اولیه با اشکال چندضلعی نامنظم با گوشه‌های تیز، فاز یوتکتیک  $\alpha-Al+\beta-Si$  با سیلیسیم‌های سوزنی شکل و فاز بین فلزی  $Al_2Cu$  استخوان ماهی مانند جمع شده در مرزخانه است. در این شکل سیلیسیم‌های اولیه دارای گوشه‌های تیز بوده و در بستری از فاز آلومینیم پراکنده شده‌اند. تیغه‌های سوزنی شکل بلند سیلیسیم یوتکتیک به خوبی در شکل نشان

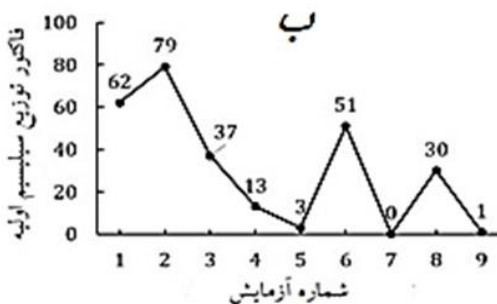
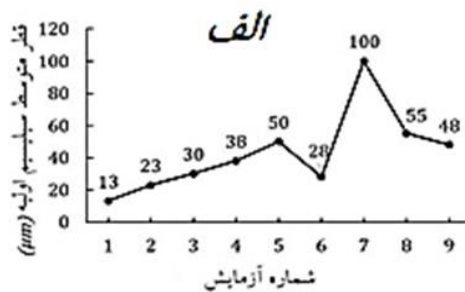




شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی نوری از تخلخل‌های موجود در: الف) نمونه اول، ب) نمونه دوم، ج) نمونه سوم.



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ نوری از: الف) نمونه اول، ب) نمونه دوم، ج) نمونه سوم، د) نمونه چهارم، ه) نمونه پنجم، و) نمونه ششم، ز) نمونه هفتم، ح) نمونه هشتم، ط) نمونه نهم.



شکل ۶- نمودار: الف) قطر متوسط ذرات سیلیسیم اولیه و ب) شاخص توزیع ذرات سیلیسیم اولیه در شرایط مختلف ریخته‌گری.

۳-۲- پیش‌بینی متغیر خروجی مطلوب

با استفاده از آنالیز نسبت سیگنال به نویز و آنالیز واریانس، سطوح مطلوب برای متغیرهای فرایند به ترتیب  $A_2$ ،  $B_3$  و  $C_1$  به دست آمد. از این رو مقدار متوسط متغیر خروجی OEC با رابطه (۴) محاسبه خواهد شد:

$$OEC = Y + (A_2 - Y) + (B_3 - Y) + (C_1 - Y) \quad (4)$$

که  $Y$ ، متوسط OEC کل آزمایشات صورت گرفته ( $9 \times 3 = 27$ ) است.  $A_2$ ،  $B_3$  و  $C_1$  به ترتیب مقادیر متوسط OEC متغیرهای فرایند در سطوح مطلوب مربوطه و OEC متوسط متغیر خروجی پیش‌بینی شده در شرایط مطلوب است. مقادیر  $Y$ ،  $A_2$ ،  $B_3$  و  $C_1$  به ترتیب  $۳۶/۶۵$ ،  $۴۹/۸۳$ ،  $۴۳/۶۵$  و  $۵۹/۴۹$  به دست آمد. از این رو با توجه به رابطه (۴)، مقدار متوسط مطلوب پیش‌بینی شده برای متغیر خروجی مقدار  $۷۹/۶۸$  محاسبه شد.

از طرف دیگر، با توجه به شکل (۷)، در ریزساختار نمونه ۱ تا ۳ تخلخل مشاهده شد. نسبت‌های سیگنال به نویز برای هر ۹ نمونه محاسبه و در جدول (۳) درج شده است. مقادیر متغیر خروجی (سختی و استحکام کششی) برای سه متغیر ریختگی و سطوح آنها در شکل (۸) نشان داده شده است. شرایط مطلوب مربوط به بیشینه متغیر خروجی، در جدول (۴) درج شده است. آنالیز واریانس به منظور ارزیابی درصد مشارکت متغیرهای فرایند نسبت به متغیر خروجی مورد استفاده قرار گرفت. در جدول (۵) درصد مشارکت متغیرها حاصل از نتایج آنالیز واریانس ارائه شده است. درصد مشارکت متغیرهای فرایند نشان می‌دهد که فرکانس ارتعاش بیشترین تاثیر را بر متغیر خروجی دارد.

جدول ۳- نتایج متغیر خروجی و نسبت S/N نمونه‌های ریختگی

ردیف	معیار ارزیابی کلی			نسبت سیگنال به نویز
	داده اول	داده دوم	داده سوم	
۱	۶۱	۵۹	۴۲/۸	۳۴/۳۴۹
۲	۱۳/۴	۳۱	۲۶/۳	۲۵/۷۱
۳	۲۳/۵	۲۹/۵	۱۸/۶	۲۷/۰۹۹
۴	۲۱/۷	۴۱/۱	۴۲/۹	۲۹/۶۴
۵	۱۹/۸	۳۷/۴	۳۳/۴	۲۸/۵۷۸
۶	۶۹/۸	۹۵/۴	۸۷	۳۸/۲۶۵
۷	۲۲/۸	۹/۲	۱۴/۴	۲۲/۰۸۵
۸	۴۳/۳	۴۷	۳۹/۱	۳۱/۸۵۵
۹	۳۵/۴	۱۸/۹	۱۴/۷	۲۵/۶۱۹

جدول ۴- مقادیر مطلوب متغیرهای ریختگی

ستون	متغیر	مقدار عددی	سطح
۱	دمای بارریزی (°C)	۷۵۰	۲
۲	دمای قالب (°C)	۳۵۰	۳
۳	فرکانس ارتعاش (Hz)	۶۰	۱

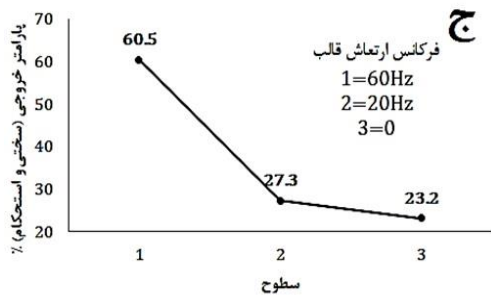
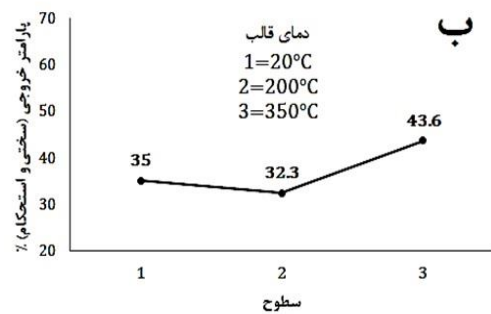
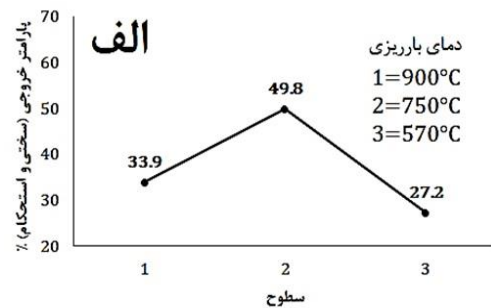
جدول ۵- آنالیز واریانس برای مقادیر سختی و استحکام کششی

متغیر	مجموع مربعات	درجه آزادی	واریانس	F نسبت	درصد مشارکت
دمای بارریزی	۴۷/۹	۲	۲۳/۹۴	۳۴/۱۹۵	۲۳/۷
دمای قالب	۵/۳	۲	۲/۶۴	۳/۷۷۱	۱/۹۷
فرکانس ارتعاش	۱۴۱/۸	۲	۷۷/۸۸	۱۰۱/۲۱	۷۱/۵
خطا	۱/۴	۲	۰/۷	-	۲/۹
مجموع	۱۹۶/۴	۸	-	-	۱۰۰

به منظور اطمینان از صحت متغیر خروجی پیش‌بینی شده، آزمایشات اعتبارسنجی با ۳ بار تکرار در سطوح متغیرهای مطلوب فرایند شامل دمای بارریزی ۷۵۰°C، دمای قالب ۳۵۰°C و فرکانس ارتعاش قالب ۶۰ Hz صورت پذیرفت. نتایج به دست آمده از این آزمایش در جدول (۶) درج شده است. مقدار OEC متوسط به دست آمده از آزمایشات تأییدیه، نشان‌دهنده پیش‌بینی خوب با قابلیت اطمینان ۹۵ درصد است. با استفاده از نرم‌افزار، تداخل بین متغیرهای دمای بارریزی و دمای قالب ۲۳ درصد، دمای قالب و فرکانس ارتعاش تقریباً ۵ درصد و فرکانس ارتعاش و دمای بارریزی زیر ۱ درصد بدست آمد که نشان دهنده تداخل ناچیز بین متغیرها است.

جدول ۳- نتایج متغیر خروجی و نسبت S/N نمونه‌های ریختگی

ردیف	معیار ارزیابی کلی			نسبت سیگنال به نویز
	داده اول	داده دوم	داده سوم	
۱	۶۱	۵۹	۴۲/۸	۳۴/۳۴۹
۲	۱۳/۴	۳۱	۲۶/۳	۲۵/۷۱
۳	۲۳/۵	۲۹/۵	۱۸/۶	۲۷/۰۹۹
۴	۲۱/۷	۴۱/۱	۴۲/۹	۲۹/۶۴
۵	۱۹/۸	۳۷/۴	۳۳/۴	۲۸/۵۷۸
۶	۶۹/۸	۹۵/۴	۸۷	۳۸/۲۶۵
۷	۲۲/۸	۹/۲	۱۴/۴	۲۲/۰۸۵
۸	۴۳/۳	۴۷	۳۹/۱	۳۱/۸۵۵
۹	۳۵/۴	۱۸/۹	۱۴/۷	۲۵/۶۱۹



شکل ۸- نمودار اثر متغیرهای فرایند ریخته‌گری بر متغیر خروجی.

با فرض قابلیت اطمینان ۹۵٪، بازه اطمینان برای مقدار متغیر خروجی مطلوب پیش‌بینی شده با استفاده از رابطه (۵) قابل محاسبه است:

$$CI = \sqrt{[F(\alpha, 1, n_2) \times V_e] / N_e} \quad (۴)$$

جدول ۶- نتایج آزمایش اعتبارسنجی در شرایط مطلوب

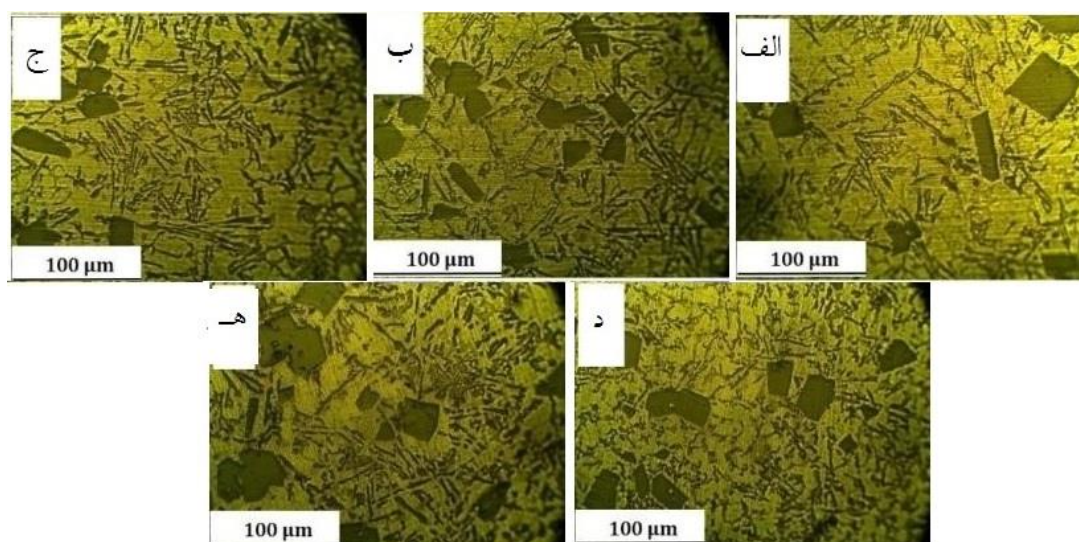
شماره تکرار	معیار ارزیابی کلی	مقدار متوسط
۱	۷۹/۹۷	
۲	۸۶/۷	۸۵/۱۵
۳	۸۸/۷۹	

## ۳-۳- گرمایش مجدد

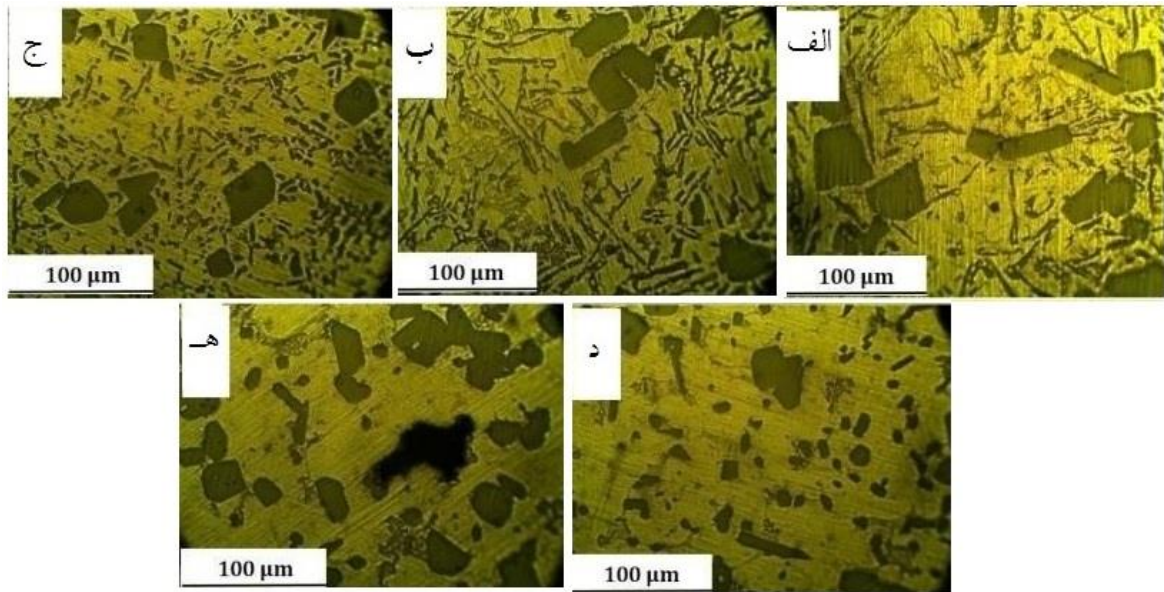
یوتکتیک مشاهده نشد. در شکل (۱۰-ب) گوشه‌های سیلیسیم اولیه نرم‌تر شده و تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک تا حدودی شکسته شده است. با دقت در شکل (۱۰-ج) مشخص می‌شود که سیلیسیم یوتکتیک کاملاً ریز و به حالت کروی نزدیک و از تیزی گوشه سیلیسیم‌های اولیه کاسته شده است. با افزایش زمان نگهداری به ۹۰ دقیقه (شکل ۱۰-د) مشاهده می‌شود که اندازه سیلیسیم‌های یوتکتیک افزایش یافته است. با توجه به شکل (۱۰-ه) می‌توان دریافت که اندازه سیلیسیم‌های یوتکتیک، افزایش بسیار زیادی داشته است و سیلیسیم‌های اولیه ادغام شده‌اند. در حالی که از تیزی گوشه‌های سیلیسیم اولیه بسیار کاسته شده است. در قسمت مرکزی شکل (۱۰-ه)، تخلخل به خوبی قابل مشاهده است. شکل (۱۱)، ریزساختار نمونه‌های گرمایش یافته در دمای  $565^{\circ}\text{C}$  و زمان‌های مختلف نگهداری را نشان می‌دهد. با توجه به شکل (۱۱-الف) مشاهده می‌شود که سیلیسیم‌های یوتکتیک ریز شده در صورتی که تغییری در اندازه و مورفولوژی سیلیسیم‌های اولیه مشاهده نشده است. با افزایش زمان نگهداری به ۳۰ دقیقه (شکل ۱۱-ب) مشاهده می‌شود که تیزی گوشه برخی از سیلیسیم‌های اولیه گرفته شده و سیلیسیم‌های یوتکتیک نیز به سمت کروی شدن پیش رفته و درشت‌تر شدند. افزایش زمان نگهداری به ۶۰ دقیقه (شکل ۱۱-ج) سبب افزایش میل به کروی شدن ذرات سیلیسیم اولیه و یوتکتیک شده است. این در حالی است که اندازه سیلیسیم‌های یوتکتیک نسبت به حالت قبل افزایش یافته است. در قسمت‌هایی از این شکل تخلخل‌هایی مشاهده می‌شود.

شکل (۹)، ریزساختار نمونه‌های گرمایش یافته در دمای  $540^{\circ}\text{C}$  و زمان‌های نگهداری مختلف را نشان می‌دهد. در نمونه با زمان نگهداری ۵ دقیقه، مورفولوژی سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یوتکتیک نسبت به نمونه بدون گرمایش دچار تغییر قابل ملاحظه‌ای نشد (شکل ۹-الف). با رسیدن به زمان نگهداری ۳۰ دقیقه (شکل ۹-ب) تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک کمی شکسته شده ولی اندازه و مورفولوژی سیلیسیم اولیه تغییری نکرد. در زمان ۶۰ دقیقه (شکل ۹-ج) اندازه‌های سیلیسیم یوتکتیک کاهش یافته و در زمان نگهداری ۹۰ دقیقه به ریزترین حالت خود رسیده است (شکل ۹-د). مشاهده می‌شود که تیزی گوشه برخی از سیلیسیم‌های اولیه گرفته شده است. با افزایش زمان نگهداری به ۱۲۰ دقیقه (شکل ۹-ه)، مشاهده می‌شود که کسر حجمی سیلیسیم‌های یوتکتیک کاهش یافته ولی اندازه آنها افزایش یافته و از تجمع و ادغام سیلیسیم‌های اولیه خبری نیست.

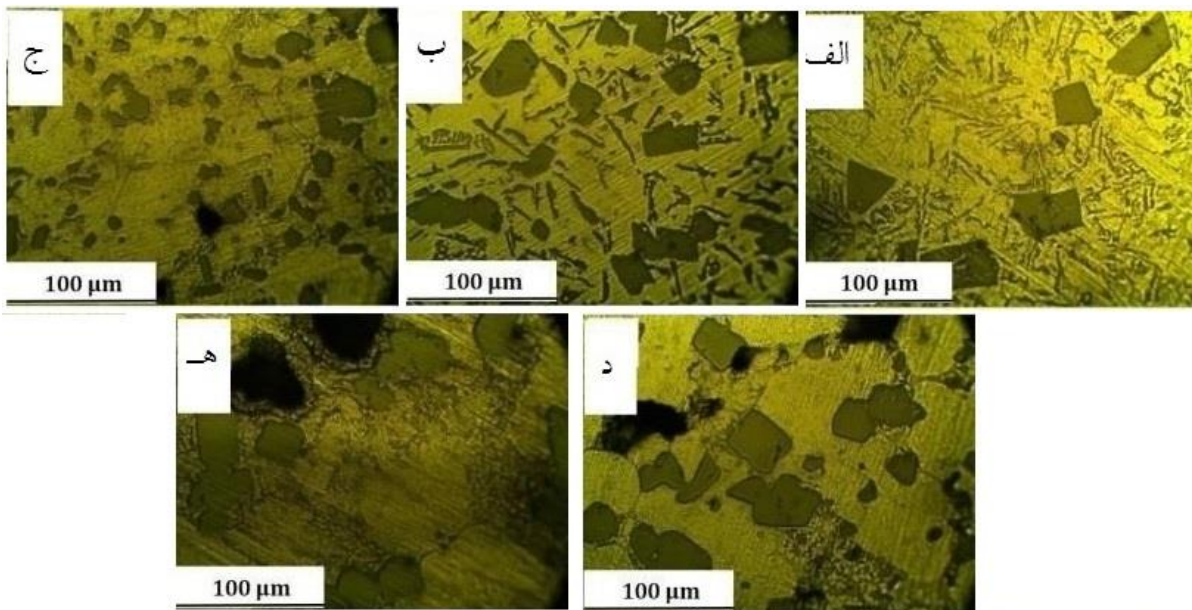
شکل (۱۰)، ریزساختار نمونه‌های گرمایش یافته در دمای  $555^{\circ}\text{C}$  و زمان‌های نگهداری مختلف را نشان می‌دهد. با توجه به شکل (۱۰-الف) تغییری در اندازه سیلیسیم اولیه و

شکل ۹- ریزساختار نمونه گرمایش یافته در دمای  $540^{\circ}\text{C}$  در زمان‌های (الف) ۵، (ب) ۳۰، (ج) ۶۰، (د) ۹۰ و (ه) ۱۲۰ دقیقه.





شکل ۱۰- ریزساختار نمونه گرمایش یافته در دمای  $555^{\circ}\text{C}$  در زمان‌های الف) ۵، ب) ۳۰، ج) ۶۰، د) ۹۰ و ه) ۱۲۰ دقیقه.



شکل ۱۱- ریزساختار نمونه گرمایش یافته در دمای  $565^{\circ}\text{C}$  در زمان‌های: الف) ۵، ب) ۳۰، ج) ۶۰، د) ۹۰ و ه) ۱۲۰ دقیقه.

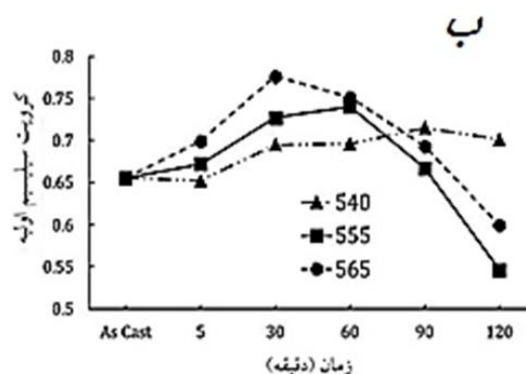
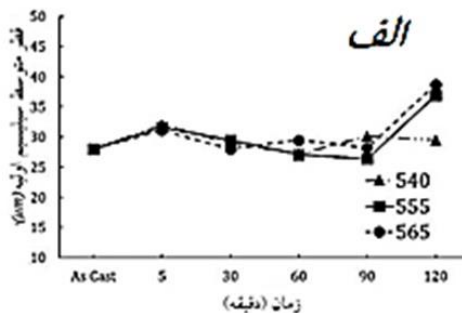
هر سه دمای  $540^{\circ}\text{C}$ ،  $555^{\circ}\text{C}$  و  $565^{\circ}\text{C}$  در زمان‌های کمتر از ۹۰ دقیقه تغییر محسوسی در اندازه سیلیسیم‌های اولیه مشاهده نشده است. در دمای گرمایش  $540^{\circ}\text{C}$ ، حتی در زمان ۱۲۰ دقیقه نیز اندازه سیلیسیم‌های اولیه تقریباً بدون تغییر باقی مانده است. اما در نمونه‌های گرمایش در دماهای  $555^{\circ}\text{C}$  و  $565^{\circ}\text{C}$ ، شیب فزاینده‌ای در درشت شدن ذرات سیلیسیم اولیه بعد از زمان ۹۰ دقیقه مشاهده شد. با رجوع به شکل (۱۰-ه) و شکل (۱۱-ه)، به هم پیوستن ذرات سیلیسیم اولیه کاملاً مشهود است.

با توجه به شکل (۱۱-د) مشاهده می‌شود که میزان تخلخل‌ها نسبت به حالت قبل افزایش یافته و از تعداد سیلیسیم‌های یوتکتیک کاسته شده است. تجمع و ادغام سیلیسیم‌های اولیه در شکل کاملاً مشخص است. با افزایش زمان نگهداری به ۱۱۰ دقیقه (شکل ۱۱-ه)، ادغام ذرات سیلیسیم اولیه افزایش چشم‌گیری داشته و میزان تخلخل بیشتری در شکل دیده می‌شود. شکل (۱۲)، قطر متوسط و کرویت ذرات سیلیسیم اولیه بر حسب زمان و دماهای گرمایش مختلف را نشان می‌دهد. با توجه به این شکل مشاهده می‌شود که در

نمونه نسبت به سایر نمونه‌ها دارای شیب فزاینده‌ای بوده و در زمان ۳۰ دقیقه به بیشینه کرویت رسیده است. اما با گذشت زمان همانند نمونه گرمایش یافته در  $555^{\circ}\text{C}$ ، کاهش در مقدار کرویت مشاهده شد.

شکل (۱۳)، نمودار تغییرات قطر متوسط و کرویت ذرات سیلیسیم یوتکتیک در دماها و زمان‌های مختلف گرمایش مجدد را نشان می‌دهد. در نمونه گرمایش یافته در دمای  $540^{\circ}\text{C}$  روند کاهش در اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک به خوبی قابل مشاهده است. اندازه سیلیسیم یوتکتیک در زمان ۹۰ دقیقه به کمترین مقدار خود،  $3/82\ \mu\text{m}$  می‌رسد که نسبت به نمونه ریختگی بدون گرمایش کاهش تقریباً ۴۶ درصدی را نتیجه می‌دهد. بعد از زمان ۹۰ دقیقه، روند افزایش تدریجی و آرام در اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک مشاهده می‌شود. با توجه به داده‌های نمونه گرمایش یافته در دمای  $555^{\circ}\text{C}$ ، زمان ۶۰ دقیقه لازم است تا قطر متوسط سیلیسیم یوتکتیک به کمترین مقدار خود در این دمای گرمایش برسد. در زمان‌های گرمایش ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه افزایش قابل توجهی در اندازه سیلیسیم‌های یوتکتیک مشاهده شد. در نمونه گرمایش یافته در دمای  $565^{\circ}\text{C}$  کاهش ناچیزی در اندازه سیلیسیم یوتکتیک در زمان ۵ دقیقه مشاهده شد و از این زمان به بعد، روند افزایشی در قطر متوسط سیلیسیم یوتکتیک شدت یافت تا در زمان ۱۲۰ دقیقه به حداکثر مقدار خود یعنی  $16/4\ \mu\text{m}$  برسد.

با توجه به شکل (۱۳-ب)، در هر سه دما، روند کلی افزایش کرویت نسبت به نمونه ریختگی بدون گرمایش با افزایش زمان مشاهده شده است. در دمای گرمایش  $540^{\circ}\text{C}$ ، با افزایش زمان از ۳۰ دقیقه به ۶۰ دقیقه، شیب کرویت به مقدار قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته و پس از این زمان حول مقدار تقریباً ثابتی نوسان می‌کند. با افزایش دمای گرمایش به  $555^{\circ}\text{C}$  مشاهده می‌شود که مشابه دمای  $540^{\circ}\text{C}$ ، افزایش قابل ملاحظه کرویت از ۳۰ دقیقه به ۶۰ دقیقه مشاهده شد. بیشترین مقدار کرویت با مقدار  $0/179$  در نمونه گرمایش یافته در دمای  $555^{\circ}\text{C}$  و زمان ۹۰ دقیقه به دست آمد که افزایش ۱۸۴ درصدی نسبت به نمونه ریختگی بدون گرمایش را نتیجه داد. در نمونه گرمایش یافته در دمای  $565^{\circ}\text{C}$  کرویت از زمان ۵ دقیقه به ۳۰ دقیقه افزایش قابل توجهی داشت و بعد از زمان ۳۰ دقیقه، حول مقدار ثابتی نوسان کرد.



شکل ۱۲- نمودار تغییرات: الف) قطر متوسط و ب) کرویت سیلیسیم اولیه در دماها و زمان‌های مختلف گرمایش مجدد.

با توجه به شکل (۱۲-ب) که مربوط به نمونه گرمایش یافته در دمای  $540^{\circ}\text{C}$  است، مشاهده می‌شود که با گذشت زمان، کرویت ذرات سیلیسیم اولیه تا زمان ۹۰ دقیقه به صورت تدریجی افزایش یافت. بعد از زمان ۹۰ دقیقه، کاهش ناچیزی در کرویت ذرات سیلیسیم اولیه مشاهده شد. می‌توان گفت که کرویت سیلیسیم اولیه در نمونه گرمایش یافته در دمای  $540^{\circ}\text{C}$  از  $0/655$  در نمونه ریختگی بدون گرمایش به مقدار  $0/715$  در زمان ۹۰ دقیقه افزایش یافت.

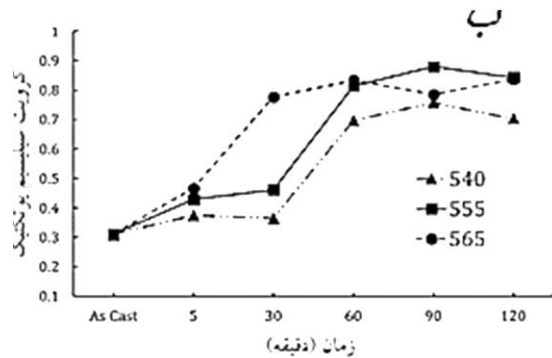
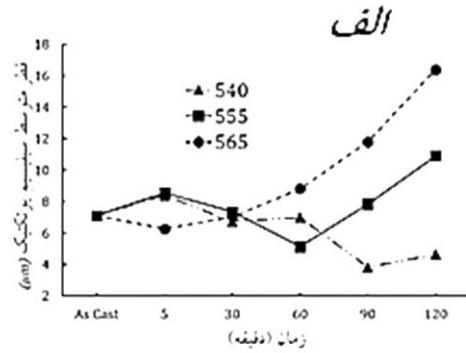
با مشاهده داده‌های مربوط به نمونه گرمایش در دمای  $555^{\circ}\text{C}$ ، شیب افزایش کرویت تا رسیدن به مقدار بیشینه نسبت به نمونه گرمایش یافته در دمای  $540^{\circ}\text{C}$  افزایش یافت. به این معنا که کرویت سیلیسیم اولیه در زمان گرمایش کمتر (۶۰ دقیقه)، به مقدار  $0/740$  رسید. اما در زمان‌های بیشتر از ۶۰ دقیقه کاهش قابل توجهی در کرویت ذرات سیلیسیم اولیه در دمای گرمایش  $555^{\circ}\text{C}$  رخ داد. تجمع و ادغام ذرات سیلیسیم اولیه و انحراف یافتن این ذرات از حالت کروی به خوبی در شکل (۱۱-د) و (۱۱-ه) قابل مشاهده است. بیشترین مقدار کرویت در داده‌های نمونه گرمایش یافته در دمای  $565^{\circ}\text{C}$  و زمان ۳۰ دقیقه با مقدار  $0/776$  به دست آمد. با توجه به شکل (۱۱)، مشاهده می‌شود که کرویت در این

از  $565^{\circ}\text{C}$  بوده که نسبت به دو دمای  $555^{\circ}\text{C}$  و  $540^{\circ}\text{C}$  به ترتیب به اندازه تقریباً  $4/7$  و  $40$  برینل بیشتر است. با دقت در نمودار مشاهده می‌شود که هر چه دمای گرمایش بیشتر می‌شود، زمان مناسب برای رسیدن به بیشینه سختی کاهش می‌یابد. از طرف دیگر، افزایش مدت زمان گرمایش موجب کاهش مقدار سختی پس از رسیدن به مقدار بیشینه می‌شود. بیشترین عدد سختی در کل نمونه‌ها در نتایج مربوط به نمونه گرمایش یافته در دمای  $555^{\circ}\text{C}$  و زمان نگهداری  $60$  دقیقه به دست آمد.

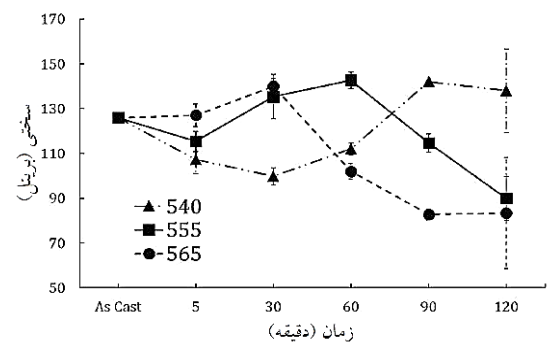
#### ۴- بحث

##### ۴-۱- ریخته‌گری

از روش تاگچی برای بهینه‌سازی متغیرهای فرایند ریخته‌گری همچون دمای بارریزی، دمای قالب و فرکانس ارتعاش استفاده شد تا سختی و استحکام کششی بالا با تمرکز بر اندازه و توزیع سیلیسیم اولیه حاصل شود. از نظر ریزساختاری، هنگامی که آلیاژ A390 در شرایط غیرتعادلی منجمد می‌شود، در ابتدا با کاهش ذرات سیلیسیم‌های اولیه درون مذاب شکل می‌گیرد. در واقع، در طول مراحل اولیه انجماد، ذرات سیلیسیم اولیه به دلیل حلالیت پایین سیلیسیم و تفاوت در چگالی بین سیلیسیم ( $2/33 \frac{gr}{cm^3}$ ) و زمینه آلومینیمی ( $2/62 \frac{gr}{cm^3}$ ) شروع به جوانه‌زنی می‌کند. اندازه و تعداد جوانه‌ها بستگی به نرخ سرمایش دارد [۱۴]. سپس سطح بسیار کوچکی با غلظت بسیار کمی از اتم‌های سیلیسیم در فصل مشترک جامد/مایع سیلیسیم اولیه منجمد شده، تشکیل می‌شود. با توجه به نمودار دو فازی Al-Si، معمولاً منطقه یوتکتیک آلیاژ هایپر یوتکتیک به طور نامتقارن به سمت سیلیسیم متمایل می‌شود. هنگامی که این آلیاژ تا زیر دمای یوتکتیک منجمد می‌شود، تشکیل فاز منفرد  $\alpha\text{-Al}$  به آسانی صورت گرفته به صورت دندریتی و آزادانه در شرایط مادون انجماد بالا رشد می‌کند. در نهایت، مذاب باقی مانده با ترکیبی نزدیک به یوتکتیک بعد از شکل‌گیری فاز دندریتی  $\alpha\text{-Al}$  منجمد شده و فرایند انجماد با رشد فاز یوتکتیک به پایان می‌رسد. در دمای بالا ( $900^{\circ}\text{C}$ ) نرخ سرمایش بالایی به دست آمده که منجر به افزایش نرخ جوانه‌زنی سیلیسیم‌های اولیه می‌شود. در واقع، با افزایش دمای فوق ذوب، بعضی از پیوندهای سیلیسیم-سیلیسیم در خوشه‌های سیلیسیم-سیلیسیم شکسته شده و اتم‌های سیلیسیم به درون مذاب آلومینیمی نفوذ می‌کنند [۱۵].



شکل ۱۳- الف) نمودار تغییرات اندازه قطر متوسط و ب) کرویت سیلیسیم یوتکتیک در شرایط مختلف گرمایش مجدد.



شکل ۱۴- نمودار سختی نمونه‌ها در دما و زمان مختلف گرمایش مجدد.

شکل (۱۴)، نمودار سختی نمونه ریختگی بدون گرمایش و نمونه‌های گرمایش یافته در دما و زمان‌های مختلف را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که در هر یک از دماهای  $540^{\circ}\text{C}$ ،  $555^{\circ}\text{C}$  و  $565^{\circ}\text{C}$ ، پروفیل سختی در زمان‌های مشخصی دارای مقدار بیشینه‌ای است. این مقدار بیشینه در دماهای  $540^{\circ}\text{C}$ ،  $555^{\circ}\text{C}$  و  $565^{\circ}\text{C}$  به ترتیب در زمان‌های نگهداری  $90$ ،  $60$  و  $30$  دقیقه بدست آمد. با مقایسه سه منحنی بر می‌آید که مقدار بیشینه سختی در هر دما، نسبت به مقادیر سختی در سایر دماها و زمان یکسان بیشتر است. به عنوان مثال در زمان ثابت  $30$  دقیقه، بیشینه سختی در حالت کلی مربوط به دمای

اندازه سیلیسیم‌های اولیه و یوتکتیک اثر محسوسی بگذارد. با افزایش زمان نگهداری، بسیاری از قطره‌های کوچک مذاب درون دانه ترکیب شده و قطره‌های بزرگ مذاب را جهت کاهش انرژی سطحی تشکیل می‌دهند. با افزایش زمان به ۳۰ و ۶۰ دقیقه مورفولوژی و اندازه‌ی سیلیسیم یوتکتیک دچار تغییر شده و تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک شروع به تکه‌تکه و کروی شدن نمودند. در زمان ۹۰ دقیقه میزان کروییت به حداکثر مقدار خود در این دما رسید و اندازه سیلیسیم یوتکتیک کاهش یافت. افزایش زمان به ۱۲۰ دقیقه تاثیری جز افزایش ناچیز در اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک نداشت. اما با مقایسه زمان نگهداری ۱۲۰ دقیقه در این دما با دو دمای ۵۵۵ و ۵۶۵ °C مشاهده می‌شود که اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک افزایش چشم‌گیری یافت. دمای بالای گرمایش و زمان طولانی نگهداری از دلایل اصلی این اتفاق است. می‌توان علت درشت شدن سیلیسیم یوتکتیک در زمان‌های طولانی‌تر را به پدیده استوالد رایپنینگ<sup>۱</sup> مرتبط دانست [۱۸]. انرژی‌های آزاد ذرات ریزتر سیلیسیم یوتکتیک که دارای خمیدگی‌های هندسی بزرگتر هستند، بیشتر از انرژی آزاد ذرات سیلیسیم یوتکتیک درشت‌تری است که دارای خمیدگی‌های هندسی کوچکتر است. به عبارت دیگر، ذرات کوچکتر سیلیسیم دارای نسبت سطح به حجم بیشتری نسبت به ذرات سیلیسیم یوتکتیک درشت‌تر هستند و بنابراین، مقدار انرژی سطحی آنها بر واحد حجم، بیشتر است. در حقیقت، علت پدید آمدن مکانیزم استوالد رایپنینگ، پدیده‌ی آزادسازی است. این پدیده در دماهای بالا و در طی تغییرات ساختاری متعاقب، ایجاد می‌شود. نیروی محرکه‌ی این پدیده، کاهش انرژی فصل مشترک جامد/مایع است. با حرارت دادن مجدد، پدیده نفوذ ذرات سیلیسیم از طریق طی شدن مسیر مرزدانه و به‌هم‌پیوستن این ذرات و همچنین کاهش انرژی فصل مشترک با به‌هم‌پیوستن ذرات سیلیسیم صورت می‌پذیرد. می‌توان گفت که ذرات سیلیسیم یوتکتیک با اندازه‌ی متوسط تمایل دارند طی فرایند استوالد رایپنینگ، رشد کنند. این کار با جذب اتم‌های سیلیسیم حل شونده روی ذرات سیلیسیم درشت‌تر، اتفاق می‌افتد. اتم‌های سیلیسیم جذب شده با مصرف شدن ذرات سیلیسیم کوچک‌تر موجود در سیستم، فراهم می‌شوند. با گذشت زمان نگهداری در دمای گرمایش بالا، یک فرایند نفوذ رقابتی ایجاد می‌شود و موجب می‌شود تا اندازه‌ی متوسط ذرات سیلیسیم

توجه به بحث بالا، اندازه سیلیسیم‌های اولیه هنگامی که دمای بارریزی  $900^{\circ}\text{C}$  است، از سایر دماهای بارریزی ( $570^{\circ}\text{C}$  و  $750^{\circ}\text{C}$ ) ریزتر است. ارتعاش مکانیکی نقش مهمی در توزیع یکنواخت محلول، یکنواختی دما، شتاب به انتقال حرارت و جرم و همچنین توزیع جوانه‌های سیلیسیم اولیه ایفا می‌کند [۲]. امورا و همکاران [۱۰] بیان نمودند که ارتعاش مکانیکی نه تنها موجب اصلاح ساختار می‌شود، بلکه عیوب ریختگی را نیز کاهش می‌دهد. به عبارت دیگر، در نمونه‌هایی که از ارتعاش استفاده شده است، پراکندگی خواص مکانیکی به ندرت مشاهده می‌شود. اندازه کوچک، توزیع یکنواخت و کروییت بالای سیلیسیم اولیه به همراه پایین بودن درصد تخلخل تاثیر مثبتی بر خواص مکانیکی همچون سختی و استحکام کششی می‌گذارد [۱۶]. با توجه به نتایج، فوق ذوب و ارتعاش قالب بیشترین تاثیر را بر خواص مکانیکی به دلیل کاهش اندازه متوسط و توزیع یکنواخت و کاهش تخلخل در ساختار داشت، در حالی که اثر دمای قالب بر سختی و استحکام کششی بسیار ناچیز بود.

با توجه به ریزساختار، انتخاب دمای بارریزی  $900^{\circ}\text{C}$  به همراه استفاده از فرکانس ارتعاش ۶۰ Hz منجر به کاهش اندازه متوسط و یکنواختی بیشتر در توزیع سیلیسیم اولیه شد. انتظاری که می‌توان داشت، افزایش مقادیر سختی و استحکام کششی در این نمونه است. اما، نکته مهم این است که در دماهای بالا، جذب گاز توسط مذاب افزایش می‌یابد (رجوع شود به شکل (۷)). حضور تخلخل منجر به تضعیف خواص مکانیکی همچون سختی و استحکام کششی می‌شود [۱۳]. با توجه به دلایل ذکر شده و با توجه به نتایج مربوط به آنالیز واریانس و نسبت سیگنال به نویز می‌توان گفت که تاثیر فرکانس ارتعاش قالب بر افزایش سختی و استحکام کششی بیشتر بوده و دمای بارریزی تا حدی که موجب جذب گاز توسط مذاب نشود، ریز شدن و یکنواختی توزیع ذرات سیلیسیم اولیه و در نتیجه افزایش استحکام و سختی را به دنبال خواهد داشت.

#### ۴-۲- گرمایش مجدد

در گرمایش با دمای  $540^{\circ}\text{C}$ ، به دلیل پایین بودن دما، اثربخشی کمتری در تغییر ریزساختار صورت پذیرفت. زمان نگهداری ۵ دقیقه‌ای در این دما نتوانست بر مورفولوژی و

<sup>۱</sup> Ostwald Ripening



پیوستن آنها و شکل‌گیری دانه‌های جدید بزرگتر می‌شود [۳]. با افزایش دما از ۵۴۰ درجه سانتی‌گراد به ۵۵۵ درجه سانتی‌گراد در زمان نگهداری ۹۰ دقیقه و در دمای ۵۶۵ درجه سانتی‌گراد در زمان نگهداری پایین‌تر (۶۰ دقیقه) این مکانیزم رخ داده است. کاملاً روشن است که دمای بالای گرمایش موجب کاهش فاز جامد و در نتیجه موجب افزایش شتاب در تحول کروی شدن فاز جامد می‌شود و افزایش زمان نگهداری نیز موجب کروی‌تر شدن ذرات نیمه جامد شده، اما احتمال درشت شدن ذرات نیز تقویت خواهد شد. نگهداری در دمای نزدیک به نقطه یوتکتیک موجب افزایش جدایش فاز آلومینیم و سیلیسیم یوتکتیک می‌شود. در نتیجه آلومینیم موجود در محلول می‌تواند به آسانی روی  $\alpha$ -Al جامد درون آلیاژ رسوب نماید که این عامل موجب درشت شدن فاز  $\alpha$ -Al در زمان‌های نگهداری طولانی‌تر می‌شود.

بحث مهم دیگر مربوط به تخلخل‌های مشاهده شده در تصاویر ریزساختاری نمونه‌های گرمایش یافته در دماهای ۵۵۵ و ۵۶۵ $^{\circ}$ C است. با توجه به پایین بودن دمای گرمایش، ۵۴۰ $^{\circ}$ C، کسر حجمی فاز مایع ناچیز بوده و در نتیجه جذب گاز در زمان‌های طولانی‌تر در این دما صورت نگرفت. اما در دمای ۵۵۵ $^{\circ}$ C به دلیل بالا بودن دمای گرمایش در زمان ۹۰ دقیقه حفره‌های کوچکی مشاهده شد و در زمان ۱۲۰ دقیقه حجم این حفرات گازی افزایش یافت. در دمای ۵۶۵ $^{\circ}$ C در زمان‌های کمتر نسبت به دمای ۵۵۵ $^{\circ}$ C، تخلخل مشاهده شد. زمان ۶۰ دقیقه زمان شروع جذب گاز بوده و در زمان ۱۲۰ دقیقه حجم جذب گاز در دمای ۵۶۵ $^{\circ}$ C افزایش یافت. می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش دما و یا با افزایش زمان نگهداری احتمال جذب گاز و ایجاد تخلخل افزایش خواهد یافت.

با توجه به بحث صورت گرفته در مورد ریزساختار می‌توان به راحتی نمودار سختی را تحلیل نمود. خصوصیات مکانیکی آلیاژهای Al-Si علاوه بر مورفولوژی فاز اولیه، توسط مورفولوژی و توزیع لایه‌های سیلیسیم یوتکتیکی نیز کنترل می‌شود، به طوری که ذرات سیلیسیم کروی شکل خواص مکانیکی را بهبود می‌بخشد. استحکام بالا و مقاومت سایشی آلیاژ A390 را می‌توان به حضور ذرات سخت سیلیسیم (هم سیلیسیم اولیه و هم سیلیسیم یوتکتیک) نسبت داد. ریز شدن ذرات سیلیسیم و توزیع مناسب آنها در زمینه، کوچک بودن اندازه دانه زمینه آلومینیمی از دلایل افزایش سختی در

افزایش یابد و چگالی تعداد آنها کاهش یابد (رجوع شود به شکل (۱۰-ه) و شکل (۱۱-ه)). در نتیجه می‌توان گفت که افزایش اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک با افزایش دمای گرمایش به ۵۵۵ و ۵۶۵ $^{\circ}$ C و زمان نگهداری بالا با مکانیزم استوالد رایپنینگ قابل شرح است. این پدیده با عامل زمان تعریف شده و منجر به کاهش انرژی سیستم و در نتیجه کاهش فصل مشترک جامد/مایع می‌شود. نتیجه دیگر این پدیده درشت شدن ذرات در زمان‌های طولانی و کسر جامد متوسط بوده و ذرات درشت با شکل منظم را حاصل می‌شود. ذرات سیلیسیم اولیه و یوتکتیک در طول فرایند گرمایش مجدد برای کاهش انرژی فصل مشترک جامد/مایع تمایل به کروی شدن دارند. با افزایش زمان نگهداری، فاز مذاب درون زمینه جامد- مذاب افزایش می‌یابد. فاز مذاب از منطقه یوتکتیک که دمای ذوب پایین‌تری دارد، آغاز می‌شود. مقدار سیلیسیم حل شده در مذاب با افزایش کسر مذاب در زمینه افزایش یافته که منجر به نفوذ بیشتر سیلیسیم از مکان‌هایی با غلظت سیلیسیم بیشتر (سیلیسیم‌های اولیه) به مکان‌هایی با غلظت سیلیسیم پایین‌تر (سیلیسیم‌های یوتکتیک) می‌شود. نرخ نفوذ سیلیسیم از سطح ذرات سیلیسیم اولیه تحت تاثیر مورفولوژی آن است. نرخ نفوذ برای مقاطع نازک (به عنوان مثال گوشه‌های سیلیسیم اولیه) نسبت به مقاطع پهن و درشت بالاتر خواهد بود که نتیجه آن کروی‌تر شدن سیلیسیم‌های اولیه است. در نتیجه همانطور که در شکل (۱۰) و شکل (۱۱) مشاهده می‌شود گوشه‌های سیلیسیم اولیه در دو دمای ۵۵۵ و ۵۶۵ $^{\circ}$ C نرم‌تر شده و بدون در نظر گرفتن ادغام ذرات سیلیسیم اولیه، از تیزی گوشه‌های کاسته شده است. در زمان‌های نگهداری طولانی‌تر (۱۲۰ دقیقه)، تغییر مورفولوژی ذرات آهسته شده و گاهی هم موجب ایجاد اثر منفی در مقادیر با کسر جامد بالا می‌شود. می‌توان بازگشت از شکل کروی را به گیر افتادگی و برخورد سخت ذرات جامد و در نتیجه اعوجاج موضعی در مورفولوژی نسبت داد. در واقع، با افزایش زمان نگهداری هم ذرات سیلیسیم اولیه و هم فاز آلومینیم درشت شدن را تجربه می‌کنند، زیرا میزان فاز مذاب در حال افزایش بوده و این اشباع شدن موجب تجمع و ادغام<sup>۱</sup> ذرات در زمان‌های بالای نگهداری می‌شود. مکانیزم پیشنهادی برای درشت شدن ذرات سیلیسیم اولیه و دانه‌های آلومینیم، مکانیزم ادغام است که شامل تجمع ذرات، مخصوصاً برخورد دو ذره مجاور و به هم

<sup>۱</sup> Coalescence

۲- دو عامل دمای بارریزی و فرکانس ارتعاش نقش بسیار مهمی در اصلاح فرایند ایفا نمودند. از میان متغیرهای فرایند، فرکانس ارتعاش با درصد مشارکت ۷۱ درصد بیشترین تاثیرگذاری را بر متغیر خروجی داشت.

۳- در دمای گرمایش مجدد  $540^{\circ}\text{C}$  اصلاح ریزساختار در زمان نگهداری ۹۰ دقیقه حاصل شد. بیشترین میزان سختی در این دما با مقدار ۱۴۲ برینل در زمان ۹۰ دقیقه به دست آمد. درحالیکه شرایط مطلوب سختی در دمای گرمایش  $555^{\circ}\text{C}$ ، در زمان نگهداری ۶۰ دقیقه حاصل شد. در این دما و زمان گرمایش مقادیر اندازه و کرویت سیلیسیم یوتکتیک به ترتیب  $5/13\ \mu\text{m}$  و  $0/813$  به دست آمد. همچنین اصلاح ریزساختار در دمای  $565^{\circ}\text{C}$  نسبت به دو دمای  $540^{\circ}\text{C}$  و  $555^{\circ}\text{C}$  زودتر و در زمان ۳۰ دقیقه رخ داد.

۴- افزایش زمان نگهداری در دمای بالای گرمایش، موجب جذب گاز و ایجاد تخلخل در ریزساختار و همچنین موجب درشت شدن ریزساختار طبق دو مکانیزم استوالد رایپنینگ و ادغام شده و در نتیجه تضعیف خواص مکانیکی را در پی دارد.

۵- استفاده از دمای بارریزی بالا و ارتعاش قالب موجب ریز شدن سیلیسیم اولیه و استفاده از فرایند گرمایش موجب تغییر در اندازه و مورفولوژی سیلیسیم یوتکتیک می‌شود. در واقع با ترکیب این دو فرایند می‌توان ریزساختار آلیاژ A390 را اصلاح و خواص مکانیکی را بهبود بخشید.

## مراجع

- [1] Jiang J. Shi J., Yao Y., Ma A., Song D., Yang D., Chen J., Lu F., Dynamic compression properties of an ultrafine-grained Al-26 wt.% Si alloy fabricated by equal-channel angular pressing, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2015, 24, 2016-2024.
- [2] Wu S. S., Zhong G., AN P., Wan L., Nakae H., Microstructural characteristics of Al-20Si-2Cu-0.4Mg-1Ni alloy formed by rheo-squeeze casting after ultrasonic vibration treatment, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22, 2863-2870.
- [3] Fathy N., Microstructural evolution of hyper-eutectic Al-18% Si alloy during semi-solid isothermal heat treatment, *Journal of Research in Chemical, Metallurgical and Civil*, 2014, 1, 1442-1450.
- [4] Ma A., Suzuki K., Saito N., Nishida Y., Takagi M., Shigematsu I., Iwata H., Impact toughness of an ingot hypereutectic Al-23mass% Si alloy improved by rotary-die equal-channel angular pressing, *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 399, 181-189.
- [5] Hekmat-Ardakan A., Ajersch F., Effect of isothermal ageing on the semi-solid microstructure of

آلیاژ هایپر یوتکتیک A390 است. همچنین حضور تخلخل می‌تواند بر خواص مکانیکی همچون سختی تاثیر منفی بگذارد [۲۰، ۱۹]. با بحث صورت گرفته مشخص شد که عملیات گرمایش موجب اصلاح ریزساختار و توزیع فازهای حاصل از یوتکتیک می‌شود. لذا با توجه به اینکه ذرات سیلیسیم، فاز تقویت کننده محسوب می‌شوند، بنابراین اصلاح مورفولوژی و توزیع ذرات سیلیسیم موجب بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Al-Si می‌شود.

در دمای گرمایش  $540^{\circ}\text{C}$  و  $555^{\circ}\text{C}$  در زمان‌های اولیه به دلیل دمای پایین، تغییری در مورفولوژی و توزیع ذرات رخ نداد و کاهش سختی آن را می‌توان به پدیده کاهش تنش پسماند ضمن عملیات گرمایش نسبت داد. البته ممکن است این کاهش در مقادیر سختی نسبت به نمونه ریخته‌گری بدون گرمایش به دلیل غیریکنواختی ریزساختار و در نتیجه اختلاف سختی باشد. با افزایش زمان نگهداری به ۹۰ دقیقه ریز شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک و توزیع مناسب آنها از دلایل قابل توجه در افزایش میزان سختی در این دما است. کاهش مجدد در سختی را می‌توان به درشت شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک و دانه‌های آلومینیم با گذشت زمان نسبت داد. با افزایش دمای گرمایش رسیدن به حالت ایده آل در سختی، در زمان‌های کوتاه‌تری میسر می‌شود. دلیل این امر را می‌توان با اثر دما و افزایش کسر فاز مذاب و تسریع در فرایند اصلاح ریزساختار مرتبط دانست. در نتیجه می‌توان دریافت که میزان ریزدانه‌گی و چگونگی توزیع فازها به شدت به دما و زمان نگهداری در فرایند گرمایش وابسته است. همانطور که گفته شد، مقادیر سختی به دلیل اصلاح ذرات سیلیسیم اولیه و دانه‌های  $\alpha$ -Al افزایش می‌یابد. در ضمن، افزایش مدت زمان نگهداری موجب تجمع و ادغام ذرات شده (نمونه‌های گرمایش یافته در دماهای  $555^{\circ}\text{C}$  و  $565^{\circ}\text{C}$  در زمان‌های نگهداری طولانی‌تر) و در نتیجه کاهش سختی را به همراه خواهد داشت. دلیل اصلی دیگر در کاهش چشم‌گیر سختی در این دو دما و در زمان‌های طولانی نگهداری را می‌توان به حضور تخلخل در ریزساختار نسبت داد.

## ۵- نتیجه‌گیری

۱- شرایط مطلوب در متغیرهای فرایند ریخته‌گری در دمای بارریزی  $750^{\circ}\text{C}$ ، دمای قالب  $350^{\circ}\text{C}$  و فرکانس ارتعاش ۶۰ هرتز به دست آمد. مقدار متغیر خروجی در این نمونه ۸۴/۰۷ درصد محاسبه شد.

- rheoprocessed and partially remelted of A390 alloy with 10% Mg addition, *Materials Characterization*, 2010, 61, 778–785.
- [6] Ramadan M., Fathy N., Solidification microstructure of rheocast hyper-eutectic Al–18Si alloy, *Journal of Metallurgical Engineering*, 2013, 2 (4) 149-154.
- [7] Al-Helal K., Stone I.C., Fan Z., Simultaneous primary Si refinement and eutectic modification in hypereutectic Al–Si alloys, *Trans Indian Inst. Met.*, 2012, 65(6) 663–667.
- [8] Zhong G., Wu S., Jiang H., An P., Effects of ultrasonic vibration on the iron-containing intermetallic compounds of high silicon aluminum alloy with 2% Fe, *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 492, 482–487.
- [9] Piątkowski J., Gajdzik B., Matuła T., Crystallization and structure of cast A390 alloy with melt overheating temperature, *Metalurgija*, 2012, 51, 321-324.
- [10] Omura N., Murakami Y., Li M., Tamura T., Miwa K., Furukawa H., Harada M., Yokoi M., Effects of mechanical vibration on macrostructure and mechanical properties of AC4C aluminum alloy castings, *Materials Transactions*, 2009, 50(11) 2578-2583.
- [11] Jiang J., Atkinson H. Wang V., Microstructure and mechanical properties of 7005 aluminum alloy components formed by thixoforming, *Journal of Materials Science and Technology*, 2017, 33(4) 1-19.
- [12] Khosravi H., Eslami-Farsani R., Askari-Paykani M., Modeling and optimization of cooling slope process parameters for semi-solid casting of A356 Al alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24, 961–968.
- [13] Nourouzi S., Damavandi E., Rabiee S.M., Microstructural and mechanical properties of Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites focus on experimental Techniques, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, 2016, 11(5) 383-398.
- [14] Cui C., Schul, A., Schimanski K., Zoch H. W., Spray Forming of Hypereutectic Al–Si Alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209 5220–5228.
- [15] Xu C.L., Jiang Q.C., Morphologies of primary silicon in hyper-eutectic Al–Si Alloys with melt overheating temperature and cooling rate, *Materials Science and Engineering A*, 2006, 437, 451–455.
- [16] Kang S. B., Zhang J., Wang S., Cho J., Stetsenko V. U., Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties in Al-Si alloys, *Proceedings of the 12th International Conference on Aluminum Alloys*, 2010, 675-680.
- [17] Birol Y., Cooling slope casting and thixoforming of hypereutectic A390 alloy, *Journal of Material Processing Technology*, 2008, 207 200–203.
- [18] Zhao Z., Chen Q., Wang Y., Shu D., Microstructural evolution of an ECAE-formed ZK60-RE magnesium alloy in the semi-solid state, *Materials Science and Engineering A*, 2009, 506, 8–15.
- [19] Damavandi E., Nourouzi S., Rabiee S. M., Effect of porosity on microstructure and mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(p)/Al-A356 MMC, *Modares Mechanical Engineering*, 2015, 15(3) 243-250 (in Persian).
- [20] Yanbo Z., Xiuteng M., Zhen M., Centrifugal forming mechanism of Al gradient composites reinforced with complementary primary Si and Mg<sub>2</sub>Si particles, *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(4) 0769-0774.

