

Founding Research Journal

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

Esmaeil Damavandi¹, Salman Nourouzi^{2*}, Sayed Mahmood Rabiee³

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

Abstract:

| Received: 21 October 2017 Accepted: 01 May 2018 | 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 |
| Keywords: | frequency of vibration of 60Hz, had maximum hardness and tensile strength. On the other |
| Taguchi Method, | hand, the result of microstructure showed partial remelting process led to increase the |
| Partial Remelting, | sphericity and decrease of average particle diameter of Eutectic Si, but no slight effect on the |
| Hypereutectic Al-A390, | size of primary Si. |
| Microstructure, | |
| Mechanical Properties. | |

Journal homepage: 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



فصلنامه علمی پژوهشی

یژوهشنامه ریختهگری

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

اسماعیل دماوندی'، سلمان نوروزی^۳*، سید محمود ربیعی^۳

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 |
|--|--------------------|
| در پژوهش حاضر اثر دمای بارریزی، ارتعاش مکانیکی قالب، دمای قالب و گرمایش مجدد بر ریزساختار و خواص مکانیکی | پذیرش: ۱۳۹۷/۰۲/۱۱ |
| آلیاژ هایپریوتکتیک 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 ^C ° ۵۶۵ و پنج زمان | |
| نگهداری ۵، ۳۰، ۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه در شرایط مطلوب مورد بررسی قرار گرفت. برای بررسی ریزساختار از میکروسکوپ | واژەھاى كليدى: |
| الکترونی روبشی و میکروسکوپ نوری مجهز به سیستم آنالیز تصاویر استفاده شد. قطر متوسط، شاخص توزیع و میزان | روش تاگوچی، |
| کرویت ذرات سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یوتکتیک محاسبه شد. دو آزمون سختیسنجی برینل و کشش به منظور ارزیابی | گرمایش مجدد، |
| خواص مکانیکی استفاده شد. نتایج آنالیز نشان داد که شمش ریختهگری شده در دمای بارریزی $^{\circ \circ}$ ۷۵۰ درجه | آلياژ هايپريوتكتيك |
| سانتیگراد، دمای قالب $^{\circ}$ ۳۵۰ و فرکانس ارتعاش قالب ۶۰Hz از بالاترین مقدار سختی و استحکام کششی برخوردار | .Al-A390 |
| است. از سوی دیگر، نتایج ریزساختاری نشان داد که فرآیند گرمایش مجدد، موجب افزایش کرویت و کاهش اندازه | ريزساختار، |
| سیلیسیم یوتکتیک شد، اما تاثیر قابل توجهی بر اندازه سیلیسیم اولیه نداشت. | خواص مكانيكي. |

۱– مقدمه

آلیاژ هایپریوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم A390 به طور گسترده در تولید پیستون موتور خودرو، سیلندرها و 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 می گیرد[۲۰۱]. استحکام بالا و مقاومت سایشی این آلیاژها را میتوان به حضور ذرات سخت سیلیسیم (سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یوتکتیک) نسبت داد. در روشهای معمول ریخته گری، سیلیسیمهای اولیه آلیاژ هایپریوتکیک آلومینیم- سیلیسیم مفحات ضخیم و سیلیسیمهای یوتکتیک سوزنی شکل به صورت شبکههای سه بعدی هستند که اثر منفی بر خواص مکانیکی، تریبولوژیکی و امکان ماشینکاری دارد[۴،۳].

نکته بسیار مهم در افزایش کاربرد آلیاژهای هایپریوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم، کاهش اندازه و توزیع یکنواخت سیلسیم اولیه و تغییر مورفولوژی و توزیع سیلیسیمهای یوتکتیک است. این مهم با سه فرآیند کلی به دست میآید: روش حرارتی (حرارتدهی تا دمای بالا، سرد کردن و نگهداری) [۵،۸]، 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 سیلیسیم اولیه و تغییر مورفولوژی و بهبود توزیع سیلیسیمهای یوتکتیک 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 می شود. امورا و



انجمن علمى ريختهگرى ايران

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش

| (بر حسب درصد وزنی) | | | | | | | |
|--------------------|------|------|------|-----|----|-------|------|
| Zn | Mn | Mg | Fe | Cu | Si | Al | عنصر |
| •/•۶ | ٠/٢٩ | ۰/۳۱ | •/94 | ۴/۲ | ١٨ | مابقى | درصد |

سه متغیر تحت کنترل شامل دمای بارریزی، دمای قالب و فرکانس ارتعاش قالب در سه سطح انتخاب شد. از ریخته گری 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)، بارریزی به درون قالب، به سه دمای ۵۷۰ (دمای نیمه جامد)، ۵۷۰ و ۵۰۰۹ رسانده شد. سه دمای قالب دمای محیط، ۲۰۰ و ۵۰۰۳ 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 نشان می دهد. آزمایشات بر اساس آرایه متعامد L9 که در جدول (۲) درج شده، طراحی شده است. از آنالیز عددی برای بررسی تاثیر متغیرهای ریخته گری روی

ذرات سیلیسیم اولیه محاسبه و متوسط آن برای هر نمونه با استفاده از رابطه (۱) به دست آمد [۱۳]:

$$AVP = \frac{\sum_{n=1}^{n} VP_i}{n} (n = 20)$$
(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]:

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

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 كاهش اندازه دانه آلياژ آلومينيم شده و عيوب ریختگی را کاهش میدهد. در نتیجه پراکندگی خواص مکانیکی نمونههای ریختگی با ارتعاش به طور چشم گیری 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 ریخته گری سطح شیبدار و گرمایش مجدد بر ریزساختار آلیاژ آلومینیم A356 را مورد بررسی قرار دادند. پس از فرایند ریخته گری، عملیات گرمایش مجدد در دمای ۵۹۰°C در مدت زمان های مختلف نگهداری ۵، ۸ و ۱۲ دقیقه انجام شد. نتایج نشان داد که دندریتهای فاز اولیه که در حالت ریخته گری ثقلی به وجود میآید، به حالت غیر دندریتی پس از ریخته گری روی سطح شیبدار تبدیل شد. نمونههای ریخته گری نیمه جامد، تنها پس از گرمایش به حالت گلبولی تېدیل شدند.

در این پژوهش، اثر متغیرهای ریخته گری 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 ریخته گری، 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 هایپریوتکتیک 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 شد. به این ترتیب که پس از آمادهسازی مذاب در هر ثانیه شد. بت مداب درون قالب بارریزی و دمای آن در هر ثانیه



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

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 سنتام مدل STM 250 صورت پذیرفت.

| فرکانس ار تعاش (Hz) | دمای قالب (°C) | دمای بارریزی (°C) | رديف |
|------------------------|-------------------|----------------------|------|
| ۶. | دمای محیط | ٩٠٠ | ١ |
| ۲. | ۲۰۰ | ٩٠٠ | ٢ |
| * | ۳۵۰ | ٩٠٠ | ٣ |
| ۲. | دمای محیط | ۷۵۰ | ۴ |
| * | ۲۰۰ | ۷۵۰ | ۵ |
| ۶. | ۳۵۰ | ۷۵۰ | ۶ |
| * | دمای محیط | ۵۷۰ | ٧ |
| ۶. | ۲۰۰ | ۵۷۰ | ٨ |
| ۲۰ | ۳۵۰ | ۵۷۰ | ٩ |

جدول ۲- طراحی آزمایش پژوهش حاضر.

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:

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

که H و σ 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 تائیدیه به منظور اطمینان از اعتبارسنجی شرایط مطلوب فرایند از متغیر طراحی صورت یذیرفت.

در بخش دوم، اثر گرمایش مجدد با استفاده از کوره الکتریکی مقاومتی در محدوده نیمه جامد آلیاژ مورد بررسی قرار گرفت. به این منظور، نمونههایی با قطر ۲۰mm و ارتفاع ۱۰mm از شمش ریختگی (ریخته شده در شرایط مطلوب از بخش اول) تهیه شد. نمونهها در سه دمای ۵۴۰، ۵۵۰ و ۵°۵۶۵ و به مدت زمانهای نگهداری ۵، ۳۰، ۶۰، ۹۰ و ۲۰۱ دقیقه، مورد عملیات قرار گرفتند و بلافاصله درون آب سرد، خنک شدند. نمونههای متالوگرافی پس از سنبادهزنی و پولیش توسط محلول ۵/۰درصد HF حکاکی شدند. از میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips مدل 30 XL و میکروسکوپ نوری اینورت مدل میاور 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 سختی سنج یونیور سال مدل UV1 ساخت شرکت کوپا برای انجام آزمون سختی سنجی برینل با بار ۳۱/۲۵ kg و قطر ساچمه ۲/۵ mm استفاده شد. برای هر نمونه، میانگین هفت سختی سنجی ارائه شد.

۳- نتايج

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 ۲۰۵۷ 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 ۶۸۰ و ۲۵۷۷ به دست آمد.



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



شکل۳- تصویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار نمونه ریختگی.

شکل (۳)، ریزساختار نمونه آلومینیمی A390 (نمونه ۶) با دمای بارریزی C°۲۷، فرکانس ارتعاش ۶۰ هرتز و دمای قالب C°۳۰ را نشان میدهد. ریزساختار حاصل دارای ذرات سیلیسیم اولیه با اشکال چندضلعی نامنظم با گوشههای تیز، فاز یوتکتیک Ale-Al+β-Si با سیلیسیمهای سوزنی شکل و فاز بین فلزی Al2Cu استخوان ماهی مانند جمع شده در مرزدانه 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

روبشی به همراه آنالیزهای EDS فازهای مختلف را نشان میدهد. شمارههای ۱، ۲ و ۳ به ترتیب سیلیسیم اولیه، فاز بین فلزی Al₂Cu و سیلیسیم یوتکتیک است. شکل (۵)، ریزساختار نمونهها در شرایط مختلف ریخته گری 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 ریختگی نشان داده شده است. مشاهده میشود که نمونه ۱ از ریزترین اندازه متوسط سیلیسیم اولیه همراه مشاهده میشود که کاهش دمای بارریزی و فرکانس ارتعاش، موجب افزایش اندازه متوسط سیلیسیم اولیه و کاهش میکنواختی توزیع این ذرات شده است (رجوع شود به شکلهای ۵–ج، ۵–ه و ۵–ز).

داده شده است. شكل (۴) تصوير ميكروسكوپي الكتروني



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



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

۲-۳- 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:

$$OEC = Y + (A_2 - Y) + (B_3 - Y) + (C_1 - Y)$$
(*)

که Y، متوسط OEC کل آزمایشات صورت گرفته (۲۷=۳×۹) است. A2، B2 و C1 به ترتیب مقادیر متوسط OEC متغیرهای فرایند در سطوح مطلوب مربوطه و OEC متوسط متغیر خروجی پیشبینی شده در شرایط مطلوب است. مقادیر Y، A9/۶۹ و C1 به ترتیب ۳۶/۶۵، ۴۹/۸۳، ۴۹/۸۹ و ۹۹/۹۹ به دست آمد. از این رو با توجه به رابطه (۴)، مقدار متوسط مطلوب پیشبینی شده برای متغیر خروجی مقدار ۸۹/۶۸ محاسبه شد.



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ نوری از: الف) نمونه اول، ب) نمونه دوم، ج) نمونه سوم، د) نمونه چهارم، هــ) 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.

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 (۴) 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 می دهد که فرکانس ارتعاش بیشترین تاثیر را بر متغیر خروجی دارد.

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

| نسبت سیگنال به | ى | | | |
|----------------|----------|----------|----------|------|
| نويز | داده سوم | داده دوم | داده اول | رديف |
| rk/rr9 | ۴۲/۸ | ۵۹ | ۶۱ | ١ |
| ۲۵/۷۱ | ۲۶/۳ | ۳۱ | ۱۳/۴ | ۲ |
| ४४/•९९ | ۱۸/۶ | ۲۹/۵ | ۲۳/۵ | ٣ |
| ८ ४/४८ | 42/9 | 41/1 | ۲۱/۷ | ۴ |
| 22/072 | ۳۳/۴ | ۳۷/۴ | ۱۹/۸ | ۵ |
| ۳۸/۲۶۵ | ٨٧ | ۹۵/۴ | ۶٩/٨ | ۶ |
| ۲۲/۰۸۵ | 14/4 | ٩/٢ | ۲۲/۸ | ٧ |
| ۳١/٨۵۵ | ۳٩/١ | 41 | ۴۳/۳ | ٨ |
| ۲۵/۶۱۹ | ۱۴/۷ | ۱۸/۹ | ۳۵/۴ | ٩ |



شکل ۸- نمودار اثر متغیرهای فرایند ریخته گری بر متغیر خروجی.

با فرض قابلیت اطمینان «۹۵%، بازه اطمینان برای مقدار متغیر خروجی مطلوب پیش بینی شده با استفاده از رابطه (۵) قابل محاسبه است:

$$CI = \sqrt{\left[F(\alpha, 1, n_2) \times V_e\right]/N_e} \tag{f}$$

که $F(\alpha,1,n_2)$ نسبت F مورد نیاز برای (α -1)00 درصد بازه اطمینان، n_2 درجه آزادی خطا، v_e واریانس خطا و N_e تعداد تکرارهای موثر است. مقدار بازه اطمینان با استفاده از نرمافزار Qualitek-4 به مقدار ۹/۳۴ $CI=\pm$ محاسبه شد. بنابراین با ۹۵ درصد قابلیت اعتماد، مقدار متغیر خروجی پیشبینی شده مطلوب در بازه ۲۹/۰۲ > ۷۰/۳۴ > ۲۰/۳۴ به دست خواهد آمد.

جدول ۴- مقادیر مطلوب متغیرهای ریختگی

| سطح | مقدار عددی | متغير | ستون |
|-----|------------|--------------------|------|
| ٢ | ۷۵۰ | دمای بارریزی (°C) | ١ |
| ٣ | ۳۵۰ | دمای قالب (°C) | ٢ |
| ١ | ۶. | فركانس ارتعاش (Hz) | ٣ |

| کششہ | استحكام | سختہ ہ | مقادد | د اء، | وار بانس | ۵- آنالت | حدول |
|------|---------|---------|--------|-------|----------|-----------|------|
| مسسى | | ساسمی و | یست پر | 5,7 | ور د مس | ۵ ، ۵ شير | |

| درصد مشارکت | F نسبت | واريانس | درجه آزادی | مجموع مربعات | متغير |
|----------------|-----------|---------------|---------------|-----------------|-------------------|
| ۲۳/۷ | ۳۴/۱۹۵ | ۲ ۳/9۴ | ٢ | ۴۷/۹ | دمای بارریزی |
| ١/٩٧ | ٣/٧٧١ | 7/84 | ٢ | ۵/۳ | دمای قالب |
| Υ١/۵ | 1 • 1/71 | ۷۷/۸۸ | ٢ | ۱۴۱/۸ | فرکانس ار تعاش |
| ۲/۹ | - | • / Y | ٢ | ١/۴ | خطا |
| ۱۰۰ | - | - | ٨ | 198/4 | مجموع |

به منظور اطمینان از صحت متغیر خروجی پیشبینی شده، آزمایشات اعتبارسنجی با ۳ بار تکرار در سطوح متغیرهای مطلوب فرایند شامل دمای بارریزی $\Omega^{\circ} \cdot V$ ، دمای قالب $\Omega^{\circ} \cdot \Omega$ و فرکانس ارتعاش قالب ۶۰Hz صورت پذیرفت. نتایج به دست آمده از این آزمایش در جدول (۶) درج شده است. مقدار OEC متوسط به دست آمده از آزمایشات تائیدیه، 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 ۶- نتایج آزمایش اعتبارسنجی در شرایط مطلوب

| مقدار متوسط | معیار ارزیابی کلی | شماره تكرار |
|-------------|-------------------|-------------|
| | V9/9V | ١ |
| 10/10 | ٨۶/٧ | ٢ |
| | ٨٨/٧٩ | ٣ |

۳-۳- گرمایش مجدد

شکل (۹)، ریزساختار نمونههای گرمایش یافته در دمای و زمانهای نگهداری مختلف را نشان میدهد. در ۵۴۰ $^{\circ}$ C نمونه با زمان نگهداری ۵ دقیقه، مورفولوژی سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یوتکتیک نسبت به نمونه بدون گرمایش دچار تغییر قابل ملاحظه ای نشد (شکل ۹-الف). با رسیدن به زمان نگهداری ۳۰ دقیقه (شکل ۹–ب) تیغههای سیلیسیم يوتكتيك كمي شكسته شده ولى اندازه و مورفولوژى 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 می شود که تیزی گوشه برخی از سیلیسیمهای اولیه گرفته شده است. با افزایش زمان نگهداری به ۱۲۰ دقیقه (شکل ۹-هـ)، مشاهده می شود که كسر حجمي سيليسيمهاي يوتكتيك كاهش يافته ولى اندازه آنها افزایش یافته و از تجمع و ادغام سیلیسیمهای اولیه خبری نیست.

شکل (۱۰)، ریزساختار نمونههای گرمایش یافته در دمای ۵۵۵۵°C و زمانهای نگهداری مختلف را نشان میدهد. با توجه به شکل (۱۰-الف) تغییری در اندازه سیلیسیم اولیه و

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 می شود که سیلیسیم یوتکتیک کاملا 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 می شود که اندازه سیلیسیمهای یوتکتیک افزایش یافته است. با توجه به شکل (۱۰–هـ) می توان 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 مركزى شكل (١٠-هـ)، تخلخل به خوبي قابل مشاهده است. شکل (۱۱)، ریزساختار نمونههای گرمایش یافته در دمای ۵۶۵°C و زمانهای مختلف نگهداری را نشان میدهد. با توجه به شکل (۱۱-الف) مشاهده می شود 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 می شود 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 کرویشدن 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 می شود.



شکل ۹- ریزساختار نمونه گرمایش یافته در دمای C°۵۴ در زمانهای الف) ۵، ب) ۳۰، ج) ۶۰، د) ۹۰ و هــ) ۱۲۰ دقیقه.



شکل ۱۰− ریزساختار نمونه گرمایش یافته در دمای C۵۵۵ در زمانهای الف) ۵، ب) ۳۰، ج) ۶۰، د) ۹۰و هـ) ۱۲۰ دقیقه.



شکل ۱۱− ریزساختار نمونه گرمایش یافته در دمای ℃ ۵۶۵ در زمانهای: الف) ۵، ب) ۳۰، ج) ۶۰، د) ۹۰و هـ) ۱۲۰ دقیقه.

با توجه به شکل (۱۱–د) مشاهده می شود که میزان تخلخل ها نسبت به حالت قبل افزایش یافته و از تعداد سیلیسیمهای یوتکتیک کاسته شده است. تجمع و ادغام سیلیسیمهای اولیه در شکل کاملا مشخص است. با افزایش زمان نگهداری به ۱۱۰ دقیقه (شکل ۱۱–هـ)، ادغام ذرات سیلیسیم اولیه افزایش چشم گیری داشته و میزان تخلخل بیشتری در شکل دیده می شود. شکل (۱۲)، قطر متوسط و کرویت ذرات سیلیسیم اولیه بر حسب زمان و دماهای گرمایش مختلف را نشان می دهد. با توجه به این شکل مشاهده می شود که در

هر سه دمای ۵۴۰، ۵۵۵ و ۵°۵۶۵ و در زمانهای کمتر از ۹۰ دقیقه تغییر محسوسی در اندازه سیلیسیمهای اولیه مشاهده نشده است. در دمای گرمایش ۵° ۵۴۰، حتی در زمان ۱۲۰ دقیقه نیز اندازه سیلیسیمهای اولیه تقریباً بدون تغییر باقی مانده است. اما در نمونههای گرمایش در دماهای ۵۵۵ و ۵° ۵۶۵، شیب فزایندهای در درشت شدن ذرات سیلیسیم اولیه بعد از زمان ۹۰ دقیقه مشاهده شد. با رجوع به شکل (۱۰–ه) به هم پیوستن ذرات



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 ۲°۵۴۰ است، مشاهده میشود که با گذشت زمان، کرویت ذرات سیلیسیم اولیه تا زمان ۹۰ دقیقه، کاهش ناچیزی 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 ۵۴۰۴۵ از ۵۶/۸۰ در نمونه ریختگی بدون گرمایش به مقدار ۱۹۵۷، در زمان ۹۰ دقیقه افزایش یافت.

با مشاهده دادههای مربوط به نمونه گرمایش در دمای $^{\circ}$ ۵۵۵۵، شیب افزایش کرویت تا رسیدن به مقدار بیشینه نسبت به نمونه گرمایش یافته در دمای $^{\circ}$ ۵۴۵ افزایش یافت. به این معنا که کرویت سیلیسیم اولیه در زمان گرمایش کمتر (۶۰ دقیقه)، به مقدار ۲۷۴۰ رسید. اما در زمان گرمایش کمتر از ۶۰ دقیقه)، به مقدار ۲۷۴۰ رسید. اما در زمانهای بیشتر از ۶۰ دقیقه کاهش قابل توجهی در کرویت ذرات سیلیسیم اولیه در دمای $^{\circ}$ ۷۴۵ من این میش کمتر از ۶۰ دقیقه کاهش قابل توجهی در کرویت ذرات سیلیسیم اولیه در دمای $^{\circ}$ ۵۵۵ رخ داد. تجمع و ادغام ذرات سیلیسیم اولیه در شکل (۱۱–د) و (۱۱–هـ) قابل مشاهده است. بیشترین مقدار کرویت در دادههای نمونه گرمایش یافته در مای $^{\circ}$ ۵۶۵ و زمان $^{\circ}$ ۵۶۵ رخ داد. تجمع و ادغام ذرات در می در می والیه و انحراف یافتن این درات از حالت کروی به نموبی در شکل (۱۱–د) و (۱۱–هـ) قابل مشاهده است. بیشترین مقدار کرویت در دادههای نمونه گرمایش یافته در بیشترین مقدار کرویت در دادههای نمونه گرمایش یافته در با توجه به شکل (۱۱)، مشاهده میشود که کرویت در این

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 ۲۵۵۵۵، 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 ۵۴۰°C روند کاهشی در اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک به خوبی قابل مشاهده است. اندازه سیلیسیم یوتکتیک در زمان ۹۰ دقیقه به کمترین مقدار خود، ۳/۸۲ µm، می رسد 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 می شود. با توجه به دادههای نمونه گرمایش یافته در دمای ۵۵۵°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 C°۵۶۵ 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 ۱۶/۴µm برسد.

با توجه به شکل (۱۳–ب)، در هر سه دما، روند کلی افزایش با توجه به شکل (۱۳–ب)، در هر سه دما، روند کلی افزایش کرویت نسبت به نمونه ریختگی بدون گرمایش با افزایش 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 مقدار تقریباً ثابتی نوسان میکند. با افزایش دمای گرمایش قابل ملاحظه کرویت از ۳۰ دقیقه به ۶۰ دقیقه مشاهده شد. بیشترین مقدار کرویت با مقدار ۲۷۸/۹ در نمونه گرمایش یافته در دمای 2° ۵۵۵ 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 2° ۵۶۵ در ایتی قابل توجهی را نتیجه داد. در نمونه گرمایش یافته در دمای کا



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 ۵۴۵۰ ۵۵۵ و ۵°۵۶۵، پروفیل سختی در زمانهای مشخصی دارای مقدار بیشینهای است. این مقدار بیشینه در دماهای ۵°۵۴۰ ۵۵۵ و ۵۶۵ به ترتیب در زمانهای نگهداری ۹۰، ۶۰ و ۳۰ 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 ۳۰ دقیقه، بیشینه سختی در حالت کلی مربوط به دمای

۵۶۵۵ بوده که نسبت به دو دمای ۵۵۵ و ℃۵۴۰ به ترتیب به اندازه تقریباً ۲/۴ و ۴۰ 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 ℃۵۵۵ و زمان نگهداری ۶۰ دقیقه به دست آمد.

Archive of SID

۴- بحث ۴-۱- ریختهگری

از روش تاگوچی برای بهینهسازی متغیرهای فرایند ریخته گری همچون دمای بارریزی، دمای قالب و فرکانس ارتعاش استفاده شد تا سختي و استحكام كششي بالابا تمركز بر اندازه و توزيع سيليسيم اوليه حاصل شود. از نظر ریزساختاری، هنگامی که آلیاژ A390 در شرایط غیرتعادلی منجمد می شود، در ابتدا با کاهش دما ذرات سیلیسیمهای اولیه درون مذاب شکل می گیرد. در واقع، در طول مراحل اوليه انجماد، ذرات سيليسيم اوليه به دليل حلاليت پايين سیلیسیم و تفاوت در چگالی بین سیلیسیم (۲/۳۳ (۲/۳۳ و زمینه آلومینیمی ($\frac{gr}{cm^3}$) شروع به جوانهزنی می کند. 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 می شود. با توجه به نمودار دو فازی Al-Si، معمولاً منطقه يوتكتيك آلياژ هايپريوتكتيك به طور نامتقارن به سمت سیلیسیم متمایل می شود. هنگامی که این آلیاژ تا زیر دمای یوتکتیک منجمد می شود، تشکیل فاز منفرد α-Al به آسانی صورت گرفته به صورت دندریتی و آزادانه در شرایط مادون انجماد بالا رشد می کند. در نهایت، مذاب باقی مانده با ترکیبی نزدیک به یوتکتیک بعد از شکل گیری فاز دندریتی α-Al منجمد شده و فرایند انجماد با رشد فاز یوتکتیک به پایان می سد. در دمای بالا (°°۹۰۰) نرخ سرمایش بالایی به دست آمده که منجر به افزایش نرخ جوانهزنی سیلیسیمهای اولیه می شود. 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 می کنند [۱۵]. با

www.SID.ir

توجه به بحث بالا، اندازه سیلیسیمهای اولیه هنگامی که دمای بارریزی C^{°۹۰۰} است، از سایر دماهای بارریزی (۵۷۰ و C^{°۲}۵۰۰) 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 کرویت تاثیر مثبتی بر خواص مکانیکی همچون سختی و استحکام تاثیر مثبتی بر خواص مکانیکی همچون سختی و استحکام تاثیر مثبتی بر خواص مکانیکی به دلیل کاهش 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 C°۹۰۰ به همراه استفاده از فرکانس ارتعاش F۰ Hz منجر به کاهش اندازه متوسط و یکنواختی بیشتر در توزیع سیلسیم 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 (۲)). حضور تخلخل منجر به تضعیف خواص مکانیکی همچون سختی و استحکام کششی میشود [۱۳، 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 C°۵۴۰۰، به دلیل پایین بودن دما، اثربخشی کمتری در تغییر ریزساختار صورت پذیرفت. زمان نگهداری ۵ دقیقهای در این دما نتوانست بر مورفولوژی و

' Ostwald Ripening

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 تکه تکه و کروی شدن نمودند. در زمان ۹۰ دقیقه میزان کرویت به حداکثر مقدار خود در این دما رسید و اندازه سیلسیم 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 [°]C ۵۶۵ مشاهده می شود که اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک افزایش چشم گیری یافت. دمای بالای گرمایش و زمان طولانی نگهداری از دلایل اصلی این اتفاق است. می توان علت درشت شدن سیلیسیم یوتکتیک در زمانهای طولانی تر را به پدیده استوالد رایینینگ 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 حقيقت، علت پديد آمدن مكانيزم اوستوالد رايپنينگ، پدیدهی آزادسازی است. این پدیده در دماهای بالا و در طی تغییرات ساختاری متعاقب، ایجاد می شود. 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 بههم پیوستن این ذرات و همچنین كاهش انرژی فصل مشترک با بههم پیوستن ذرات سیلیسیم صورت می پذیرد. می توان گفت که ذرات سیلیسیم یوتکتیک با اندازهی متوسط تمایل دارند طی فرایند اوستوالد رایپنینگ، رشد کنند. این کار با جذب اتمهای سیلیسیم حل شونده روی ذرات سیلیسیم درشت تر، 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 می شود و موجب می شود تا اندازه ی متوسط ذرات سیلیسیم

اندازه سیلیسیمهای اولیه و یوتکتیک اثر محسوسی بگذارد.

www.SID.ir

پیوستن آنها و شکل گیری دانههای جدید بزرگتر می شود [۳]. با افزایش دما از ۵۴۰ درجه سانتی گراد به ۵۵۵ درجه سانتی گراد در زمان نگهداری ۹۰ دقیقه و در دمای ۵۶۵ درجه سانتی گراد در زمان نگهداری پایین تر (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 می شود و افزایش زمان نگهداری نیز موجب کروی تر شدن ذرات نیمه جامد شده، اما احتمال درشت شدن ذرات نيز تقويت خواهد شد. نگهداری در دمای نزدیک به نقطه یوتکتیک موجب افزایش جدایش فاز آلومینیم و سیلیسیم یوتکتیک می شود. در نتیجه α -Al آلومينيم موجود در محلول مىتواند به آسانى روى جامد درون آلیاژ رسوب نماید که این عامل موجب درشت شدن فاز α-Al در زمانهای نگهداری طولانی تر می شود. بحث مهم دیگر مربوط به تخلخلهای مشاهده شده در تصاویر ریزساختاری نمونههای گرمایش یافته در دماهای ۵۵۵ و °C ۵۶۵۵ است. با توجه به پایین بودن دمای گرمایش، ۵۴۰°C، کسر حجمی فاز مایع ناچیز بوده و در نتیجه جذب گاز در زمانهای طولانی تر در این دما صورت نگرفت. اما در

گاز در زمانهای طولانی تر در این دما صورت نگرفت. اما در دمای ۵۵۵۵۵ 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 ۵۵۵۵ در زمانهای کمتر نسبت به دمای ۵۵۵۵، تخلخل مشاهده شد. زمان ۶۰ دقیقه زمان شروع جذب گاز بوده و در زمان ۱۲۰ دقیقه حجم جذب گاز در دمای ۵۵۵۵ افزایش یافت. می توان 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 می توان 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 می بخشند. استحکام بالا و مقاومت سایشی آلیاژ A390 را می توان 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-هـ) و شکل (۱۱-هـ)). در نتيجه مي توان گفت که افزایش اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک با افزایش دمای گرمایش به ۵۵۵ و °۵۶۵ و زمان نگهداری بالا با مکانیزم استوالد رايپنينگ قابل شرح است. اين پديده با عامل زمان تعريف شده و منجر به كاهش انرژی سيستم و در نتيجه کاهش فصل مشترک جامد/مایع می شود. نتیجه دیگر این یدیده درشت شدن ذرات در زمانهای طولانی و کسر جامد متوسط بوده و ذرات درشت با شكل منظم را حاصل مي شود. 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 زمينه جامد- مذاب افزايش مي يابد. 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) می شود. 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 یهن و درشت بالاتر خواهد بود که نتیجه آن کرویتر شدن سیلیسیمهای اولیه است. در نتیجه همانطور که در شکل (۱۰) و شکل (۱۱) مشاهده می شود گوشههای سیلیسیم اولیه در دو دمای ۵۵۵ و °۵۶۵ نرمتر شده و بدون در نظر گرفتن ادغام ذرات سیلیسیم اولیه، از تیزی گوشههای کاسته شده است. در زمانهای نگهداری طولانی تر (۱۲۰ دقیقه)، تغییر مورفولوژی ذرات آهسته شده و گاهی هم موجب ایجاد اثر منفى در مقادير با كسر جامد بالا مى شود. مى توان 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 اوليه و هم فاز ألومينيم درشت شدن را تجربه ميكنند، زيرا میزان فاز مذاب در حال افزایش بوده و این اشباع شدن موجب تجمع و ادغام درات در زمان های بالای نگهداری می شود. 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

' Coalescence

آلیاژ هایپریوتکتیک 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 S-AI میشود.

در دمای گرمایش C°۵۴۰ و C۵۵۵ در زمانهای اولیه به دلیل دمای پایین، تغییری در مورفولوژی و توزیع ذرات رخ نداد و کاهش سختی آن را میتوان به یدیده کاهش تنش پسماند ضمن عملیات گرمایش نسبت داد. البته ممکن است این کاهش در مقادیر سختی نسبت به نمونه ریختگی 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 می توان 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 می توان با اثر دما و افزایش کسر فاز مذاب و تسریع در فرایند اصلاح ریزساختار مرتبط دانست. در نتیجه می توان دریافت که میزان ریزدانگی 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 α-Al افزایش می یابد. در ضمن، افزایش مدت زمان نگهداری موجب تجمع و ادغام ذرات شده (نمونههای گرمایش یافته در دماهای C۵۵۵[°]C و C۶۵°C در زمانهای نگهداری طولانی تر) و در نتیجه کاهش سختی را به همراه خواهد داشت. دلیل اصلی دیگر در کاهش چشم گیر سختی در این دو دما و در زمانهای طولانی نگهداری را می توان به حضور تخلخل در ریز ساختار نسبت داد.

۵- نتیجهگیری

 ۱- شرایط مطلوب در متغیرهای فرایند ریخته گری در دمای بارریزی C°۷۵۰، دمای قالب C°۳۵۰ و فرکانس ارتعاش ۶۰ هرتز به دست آمد. مقدار متغیر خروجی در این نمونه ۸۴/۰۷ درصد محاسبه شد.

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 ۵°۵۴۰ اصلاح ریزساختار در زمان نگهداری ۹۰ دقیقه حاصل شد. بیشترین میزان سختی در این دما با مقدار ۱۴۲ برینل در زمان ۹۰ دقیقه سختی در دمای به دست آمد. درحالیکه شرایط مطلوب سختی در دمای گرمایش ۵°۵۵۵، در زمان نگهداری ۶۰ دقیقه حاصل شد. در این دما و زمان گرمایش مقادیر اندازه و کرویت مد. در این دمای ۵°۵۸ و ۵۰ دست آمد. همچنین اصلاح ریزساختار در دمای ۵°۵۶۵ دست آمد. همچنین اصلاح ریزساختار در دمای ۳۰۵۵ دقیقه رامان ۳۰ دقیقه رامان ۳۰ دقیقه دامل دست آمد. در مای ۵۶ مایش مقادیر اندازه و کرویت ۵۶ دست آمد. همچنین اصلاح ریزساختار در دمای ۵°۵۶ دست 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 rheosqueeze 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

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 vibra-tion 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– Al₂O₃ 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 Al₂O₃(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 Mg₂Si particles, Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(4) 0769-0774.

54