



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Effect of Pouring Temperature and Partial Remelting on Microstructure and Wear Properties of A390 Alloy in Slope Cooling Casting

Hadise Ranjbarpour¹, Salman Nourouzi^{2*}, Seyed Jamal Hosseinipour³

1. M.Sc. Student, Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology.

2. Associate Professor, Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology.

3. Associate Professor, Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology.

Received 22 October 2017
Accepted 28 December 2017

Abstract:

Slope cooling casting is one of the production methods in semi-solid state. Semi-solid processes led to reduce gas porosity and shrinkage and modify the structures. In this research, the effect of pouring temperature in slope cooling casting process and partial remelting temperature on microstructure and wear properties of Al-A390 alloy have been investigated. In this regard, casting was performed at 5 different pouring temperatures on a sloping surface with the constant length of 500 mm, angle of 45° and mold temperature of 450°C. Then, the partial remelting process was carried out at 3 different temperatures with a constant time. The results show that the suitable condition in view of the particle non-dendritic and the high hardness is achieved at the temperature of 590°C on the slope cooling with the length of 500 mm and the angle of 45°. In examining of the effect of the partial remelting temperature, the sample kept at temperature of 545°C for 30 minutes, compared to samples with partial remelting temperature of 555°C and 565 °C, has a finer and more uniform grain structure. So that, the hardness and the weight loss at this temperature were obtained about 130 HB and 0.0193 gr. The hardness and wear resistance of this sample in comparison to sample without partial remelting increased 30 and 43 percent, respectively.

Keywords:

Semisolid casting,
Cooling slope,
A390 alloy,
Pouring temperature,
Partial remelting.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:

Ranjbarpour H., Nourouzi S., Hosseinipour S.J., Effect of Pouring Temperature and Partial Remelting on Microstructure and Wear Properties of A390 Alloy in Slope Cooling Casting, in Persian, Founding Research Journal, 2017, 1(1) 37-46.
DOI: 10.22034/frj.2017.54550

* Corresponding Author:

Salman Nourouzi, Associate Professor

Address: Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology,
P.O. Box 47148-71167, Babol, Iran. Tel/Fax: +98(11)35501801.

E-mail: s-nourouzi@nit.ac.ir



فصل‌نامه علمی پژوهشی

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

پژوهش‌نامه ریخته‌گری

تأثیر دمای ذوب‌ریزی و گرمایش مجدد بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ A390 در ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار

حدیثه رنجبرپور^۱، سلمان نوروزی^{۲*}، سید جمال حسینی‌پور^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، h.ranjbarpoor.69@gmail.com

۲- دانشیار دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، s-nourouzi@nit.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده)

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

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۶/۰۷/۳۰

پذیرش: ۱۳۹۶/۱۰/۰۷

ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار یکی از روش‌های تولید در حالت نیمه‌جامد است. استفاده از فرآیندهای نیمه‌جامد موجب کاهش میزان تخلخل‌های گازی و انقباضی و اصلاح ریزساختار می‌شود. در این پژوهش، تأثیر دمای ذوب‌ریزی در فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار و همچنین تأثیر دمای گرمایش مجدد بر ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ آلومینیم A390 مورد بررسی قرار گرفت. در این راستا، ذوب‌ریزی در ۵ دمای مختلف روی سطح شیب‌دار با طول ۵۰۰mm و زاویه ثابت ۴۵° و دمای قالب ۴۵۰°C انجام شد. سپس عملیات گرمایش مجدد در سه دمای متفاوت با زمان گرمایش مجدد ثابت صورت گرفت. نتایج نشان داد که حالت مطلوب از نظر غیردندریتی شدن فاز آلومینیم و بیشینه مقدار سختی در دمای ذوب‌ریزی ۵۹۰°C روی سطح شیب‌دار بدست آمد. در بررسی تأثیر دمای گرمایش مجدد، نمونه نگهداری شده در دمای ۵۴۵°C به مدت ۳۰ دقیقه نسبت به دو دمای ۵۵۵°C و ۵۶۵°C، از ریزساختار دانه‌ریزتر و یکنواخت‌تری برخوردار است. به طوری که میزان سختی در این دما حدوداً ۱۳۰HB و میزان کاهش وزن ۰/۱۹۳ gr / ۱۰۰ بدست آمد و سختی و مقاومت به سایشی آن نسبت به نمونه بدون گرمایش به ترتیب ۳۰ و ۴۳ درصد افزایش یافته است.

واژه‌های کلیدی:

ریخته‌گری نیمه‌جامد،
سطح شیب‌دار،
آلیاژ آلومینیم A390،
دمای ذوب‌ریزی،
گرمایش مجدد

۱- مقدمه

مقاومت سایشی بالای این آلیاژها به حضور ذرات سیلیسیم سخت نسبت داده شده است (سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یوتکتیک). اما، با توجه به فاز نرم α -Al که بعد از انجماد به صورت دندریتی رشد می‌کند و شکل‌گیری چند وجهی و بلوکی سیلیسیم اولیه در طول فرآیند موردنظر، این گروه از آلیاژها شکل‌پذیری کم و خواص ماشین‌کاری ضعیفی دارند، که تا حد زیادی کاربرد آنها را محدود می‌کند. اصلاح ریزساختار و ذرات سیلیسیم اولیه راه موثر برای غلبه بر این معایب است [۳]. حضور ذرات سیلیسیم اولیه درشت در ریزساختار آلیاژهای هایپرئوتکتیک منجر به عدم استفاده آنها در صنعت شده زیرا در ریخته‌گری این آلیاژ، به دلیل آهسته بودن انجماد، ذرات درشت سیلیسیم به سهولت تشکیل می‌شوند. در فرآیند ریخته‌گری در حالت نیمه‌جامد این ذرات در اثر برش و شکستن دندریتهای موجود ریز دانه شدن رخ می‌دهد [۴].

آلومینیم-سیلیسیم فراوان‌ترین آلیاژ در میان آلیاژهای ریختگی است و کاربردهای گسترده، به ویژه در صنایع هوا فضا و خودرو دارد [۱]. در این میان آلیاژهای هایپرئوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم، خصوصیات از قبیل مقاومت در برابر سایش، استحکام بالا، ضریب انبساط حرارتی پایین، همراه با قابلیت ریخته‌گری عالی و کاهش چگالی، مقاومت به خوردگی خوب و ثابت ماندن خواص فیزیکی و مکانیکی در دمای کاری را دارا هستند که از آنها به طور گسترده‌ای در ریخته‌گری و ساخت قطعات خودرو مانند پیستون و میل لنگ، بلوک سیلندر و اجزای پمپ مورد استفاده قرار می‌گیرد [۲]. ریزساختار ریختگی آلیاژ هایپرئوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم در حالت اصلاح نشده متشکل از ذرات درشت سیلیسیم اولیه و ساختار یوتکتیک α -Al و سیلیسیم و زمینه غنی از آلومینیم است. استحکام و

با توجه به توزیع خوب سیلیسیم اولیه، سختی افزایش یافته و در کسر جامد بالای ۰/۰۵ کاهش یافته است. ژانگ و ییتائو [۱۳] به بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ هایپریوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم شکل‌دهی شده به روش نیمه‌جامد طی عملیات حرارتی پرداختند. کاهش قطر متوسط ذرات و افزایش فاکتور شکل باعث بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی شده است.

هو و همکاران [۱۴] رفتار سایشی آلیاژ $Al-16Si-4Cu-0.5Mg$ را پس از فرآیند ریخته‌گری رنوکتست مورد بررسی قرار دادند. این تحقیق نشان داد که نمونه‌های فرآیند رنوکتست به واسطه بهبود در ریزساختار به طور قابل توجهی مقاومت بیشتری در برابر سایش دارند. در این پژوهش، به بررسی تاثیر فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار و همچنین تاثیر دمای گرمایش مجدد بر ریزساختار، سختی و خواص سایشی پرداخته شده است. بررسی میزان نرخ سایش و سطوح سایش یافته در سه نمونه تحت عملیات گرمایش مجدد صورت گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از آلیاژ آلومینیم A390 با ترکیب شیمیایی مطابق در جدول (۱) استفاده شده است. در ابتدا یک نمونه با روش ریخته‌گری ثقلی با دمای ذوب‌ریزی $700^{\circ}C$ در قالب فلزی با دمای قالب $25^{\circ}C$ جهت مقایسه با نمونه‌های ریخته‌گری شده بر روی سطح شیب‌دار و نمونه‌های عملیات حرارتی شده، ریخته‌گری شد و ریزساختار آن به عنوان مبنای مقایسه در نظر گرفته شد. جهت انجام فرآیند ریخته‌گری، آلیاژ مورد نظر را در بوتله چدنی که خروجی آن توسط یک نگهدارنده جهت ذوب‌گیری بسته شده، ذوب گردید. مذاب پس از رسیدن به هر یکی از دماهای ذوب‌ریزی، روی سطح شیب‌داری از جنس مس به طول 500mm جریان یافته و به درون قالب استوانه‌ای فولادی با قطر خارجی 80mm و ارتفاع 200mm ریخته شده است. در شکل (۱) سیستم ریخته‌گری سطح شیب‌دار با قابلیت کنترل اتمسفر و بوتله چدنی نمایش داده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ A390 (درصد وزنی)

Mn	Zn	Mg	Fe	Cu	Si	Al
۰/۳۵	۰/۶۶	۰/۴۴	۰/۶۵	۴/۶۰	۱۷/۴۰	باقیمانده

فرآوری نیمه‌جامد یک فرآیند تهیه فلزات و آلیاژها است که در چند سال اخیر توسعه سریعی داشته است. ماده اولیه ورودی فرآیند نیمه‌جامد مخلوطی متشکل از ذرات جامد غیردندریتی پخش شده در فاز مذاب فلزی است که به عنوان ماده شروع کننده فرآیند مورد استفاده قرار می‌گیرد. این مواد خاصیت رئولوژیکی منحصر به فردی دارند که به خواص تیکسوتروپی و شبه پلاستیک معروفند [۵].

به کارگیری سطح شیب‌دار خنک‌کننده یکی از ساده‌ترین و در عین حال جالب‌ترین روش‌های ابداعی توسط بیروول [۶] بوده که برای تولید مخلوط مذاب-جامد و در نهایت تولید ریزساختار غیر دندریتی می‌باشد. این روش یکی از روش‌های جدید تولید قطعات از طریق فرآیند نیمه‌جامد بوده و به منظور تولید شمش‌های تیکسوکست شده و قطعات رنوکتست شده کاربرد دارد [۷]. در این روش آلیاژ مورد نظر در یک کوره القایی ذوب شده و سپس مذاب با دمای ذوب‌ریزی مشخص برای تامین کسر جامد و با فوق‌گداز مناسب از یک سطح شیب‌دار عبور کرده و به داخل قالب ریخته می‌شود. در اثر تماس مذاب با سطح شیب‌دار و انتقال حرارت، جوانه‌های جامد ایجاد می‌شوند که این جوانه‌ها به دلیل جریان مذاب و اعمال نیروی برشی از سطح جدا شده و در داخل مذاب توزیع می‌شوند [۸]. در این فرآیند پارامترهای مختلفی از قبیل میزان فوق‌گداز، طول، زاویه و جنس سطح شیب‌دار، دما و نرخ ذوب‌ریزی و نیز جنس و دمای قالب، ارتفاع نازل تا سطح و میزان زبری سطح می‌توانند در ریزساختار نهایی تاثیرگذار باشند [۹].

عملیات حرارتی کنترل شده آلیاژهای آلومینیم می‌تواند به طور قابل توجهی خواصی از قبیل استحکام، شکل‌پذیری، چقرمگی شکست، پایداری حرارتی، از بین بردن تنش‌های باقیمانده، پایداری ابعادی، مقاومت در برابر سایش و تنش خوردگی را تحت تاثیر قرار دهد [۱۰].

بیروول [۱۱] به بررسی فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار و عملیات تیکسوفرمینگ آلیاژ A390 پرداخت. با آزمایشات انجام شده، بهترین ریزساختار از فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار خنک‌کننده با ذوب‌ریزی در دمای $858^{\circ}K$ و صفحه خنک‌کننده با طول 300mm بدست آمد. نتیجه این پژوهش، بهبود ریزساختار پس از فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار و عملیات تیکسوفرمینگ بوده است.

رمادان [۱۲] تاثیر فرآیند نیمه‌جامد را بر مورفولوژی ذرات سیلیسیم اولیه آلیاژ A390 با استفاده از سطح شیب‌دار مورد بررسی قرار داد. در مرحله اول با افزایش کسر جامد و

فرآیند عملیات حرارتی گرمایش مجدد در کوره مقاومت القایی انجام شد. با توجه به نتایج بدست آمده از فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار، دمای ذوب‌ریزی مطلوب برای انجام عملیات گرمایش مجدد 590°C انتخاب شد. عملیات گرمایش مجدد بر روی نمونه مطلوب بدست آمده از فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار در سه دما صورت گرفت. مدت زمان نگهداری در این سه دما ۳۰ دقیقه در نظر گرفته شد. پس از برش نمونه‌ها، عملیات سنباده‌زنی و صیقل کاری و حکاکی با محلول Keller صورت گرفت.

آزمایش سختی‌سنجی به وسیله دستگاه سختی‌سنج دیجیتال یونیورسال مدل کوپا UVI در مدت زمان ۱۰ ثانیه صورت گرفت.

آزمایش سایش با استفاده از دستگاه سایش پین روی دیسک، با دیسک فولادی به سختی ۳۷ راکول سی و زبری سطح ۰/۳ میکرومتر در دمای محیط انجام شد. این آزمایش در سرعت دورانی دیسک ۱ متر بر ثانیه صورت گرفت و کاهش وزن هر نمونه تحت عملیات گرمایش مجدد پس از طی مسافت‌های ۱۰۰۰ متر اندازه‌گیری شد. برای اندازه‌گیری میزان کاهش وزن نمونه‌های سایش از ترازوی دیجیتالی با دقت ۰/۰۰۰۱ استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

دمای ذوب‌ریزی در ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار و عملیات گرمایش مجدد تاثیر زیادی بر ریزساختار و خواص مکانیکی قطعه در فرآیند ریخته‌گری نیمه‌جامد دارند که در این قسمت به بررسی تاثیر این عوامل پرداخته شده است.

۳-۱- ارزیابی ریزساختار انجمادی آلیاژ

در شکل (۲) ریزساختار آلیاژ A390 حاصل از ریخته‌گری ثقیلی نشان داده شده که در دمای ذوب‌ریزی 700°C و دمای قالب فلزی 25°C انجام شده است. مشاهده می‌شود که ریزساختار شامل فاز $\alpha\text{-Al}$ اولیه به صورت دندردیتی است. همچنین سیلیسیم اولیه و تیغه‌های سوزنی شکل سیلیسیم یوتکتیک در زمینه‌ای از فاز $\alpha\text{-Al}$ پراکنده شده‌اند. ذرات سیلیسیم اولیه، درشت و خشن بوده و دارای مورفولوژی چندضلعی با اشکال نامنظم و لبه‌های تیز هستند که به صورت غیریکنواخت در زمینه توزیع شده‌اند.

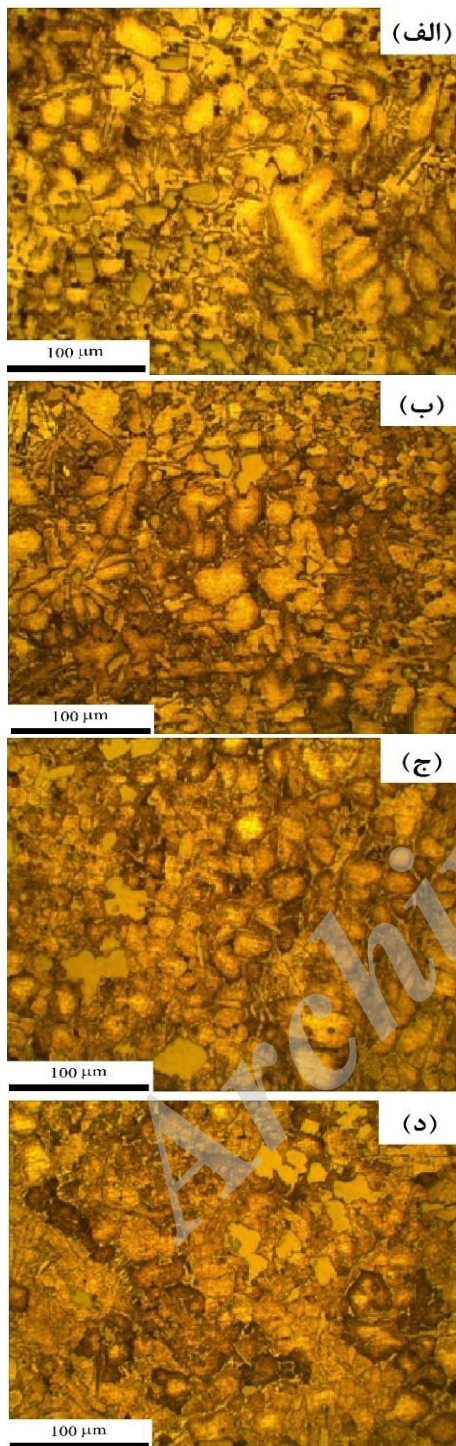


شکل ۱- (الف) نمایی از بوتنه چدنی، (ب) محفظه محافظ سطح شیب‌دار و قالب

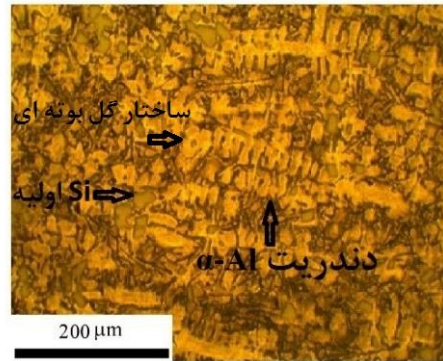
برای مشاهده ریزساختار از میکروسکوپ نوری (MDS) مدل NJF-120A ساخت شرکت کوپا مجهز به دوربین و نرم‌افزار آنالیز تصویر استفاده شد. جهت آنالیز سطح نمونه‌ها از میکروسکوپ استریو Dewinter و به منظور بررسی ریزساختار نمونه‌ها و همچنین مشاهده فازهای مختلف از میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips مدل XL30 و مجهز به آنالیز عنصری (EDS) استفاده شد.

در این فرآیند، سطح شیب‌دار و همچنین قالب در داخل محفظه‌ای مقاوم به حرارت قرار می‌گیرند. سطح شیب‌دار مسی برای ذوب‌ریزی در طول ۵۰۰mm و زاویه 45° درجه نسبت به افق تنظیم شده که سطح آن توسط لایه نیتريد بور جهت جلوگیری از واکنش مذاب با مس موجود در زیر لایه، پوشش‌دهی شده است. مذاب در انتهای سطح شیب‌دار به صورت نیمه‌جامد درون قالب ریخته شده و پس از پر کردن قالب انجماد می‌یابد. پس از پایان ذوب‌ریزی و خنک شدن قطعه‌های استوانه‌ای، برشی‌هایی به فاصله ۶۰cm و ۱۲۰cm از قسمت انتهایی نمونه‌ها برای انجام آزمایش‌های متالوگرافی و عملیات گرمایش مجدد، صورت گرفته است.

احتمال رخ دادن پدیده آگلومراسیون افزایش یافته است که نتیجه آن کاهش فاکتور شکل ذرات است.



شکل ۳- ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده روی سطح شیب‌دار در زاویه ثابت ۴۵ و طول ثابت ۵۰۰ mm و دماهای ذوب‌ریزی: (الف) ۶۰۰ °C، (ب) ۵۹۰ °C، (ج) ۵۸۰ °C، (د) ۵۷۰ °C



شکل ۲- ریزساختار آلیاژ A390 در فرآیند ریخته‌گری ثقلی در قالب فلزی در دمای ۷۰۰ °C

۳-۲- تاثیر دمای ذوب‌ریزی

شکل (۳) ریزساختار نمونه‌های حاصل از فرآیند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار برای دماهای ذوب‌ریزی ۶۰۰، ۵۹۰، ۵۸۰ و ۵۷۰ °C را نشان می‌دهد. ذوب‌ریزی در دماهای مذکور و تحت زاویه ثابت ۴۵° و طول ثابت ۵۰۰ mm سطح شیب‌دار به داخل قالب فولادی با دمای پیش‌گرم ۴۵۰ °C صورت گرفت. مشاهده می‌شود که در هر چهار ریزساختار فاز جامد α -Al اولیه، غیر دندریتی است. این فاز توسط سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی احاطه شده است و به دلیل شکسته شدن دندریت‌ها و تبدیل آن‌ها به ذرات غیردندریتی ساختاری شبیه به گل بوته‌ای ایجاد می‌شود. در شکل ۴ فاز α -Al، سیلیسیم اولیه، و ترکیب بین فلزی Al_2Cu به همراه آنالیز EDS مشخص شده است. در دمای ذوب‌ریزی ۶۰۰ °C روی سطح شیب‌دار به دلیل بالا بودن دمای ذوب‌ریزی، فاز جامد α -Al کمتر دچار تغییر شکل شده و همچنان درصد کمی از بازوهای دندریتی در ریزساختار آن مشاهده می‌شود. با کاهش دمای ذوب‌ریزی به ۵۹۰ °C، میزان کسر جامد و ضخامت لایه‌های خمیری و ناحیه‌ای که ذرات جامد تشکیل شده‌اند، افزایش یافته است که این امر سبب افزایش میزان جوانه‌زنی کریستال‌های فاز اولیه و جداسدن آن‌ها می‌شود. همچنین ساختار دندریتی فاز α -Al خرد و شکسته می‌شود و با ذرات ریز و نزدیک به شکل کروی فاز α -Al اولیه جایگزین خواهد شد. همچنین مشاهده می‌شود که ذرات سیلیسیم یوتکتیک کمی کوچکتر شدند و در زمینه آلومینیمی پراکنده شده‌اند. با توجه به شکل ۳ (ج، د) با کاهش دمای ذوب‌ریزی تا ۵۸۰ و ۵۷۰ °C و با افزایش مقدار کسر جامد تشکیل شده بر روی سطح شیب‌دار،

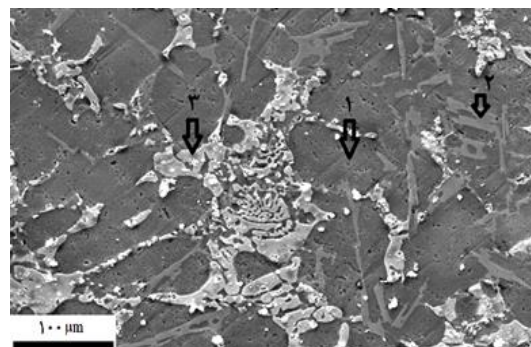
شیب‌دار کاهش یافته است. در دمای ذوب‌ریزی 625°C قالب کاملاً از مذاب پر شده و بر روی سطح شیب‌دار ماده جامد باقی نمانده است.



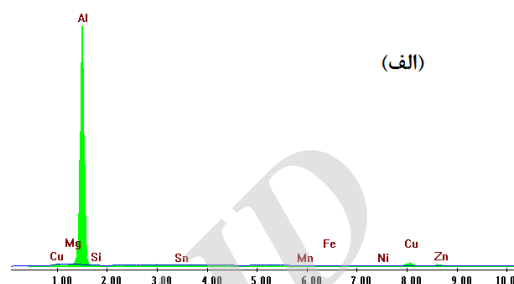
شکل ۵- مقایسه کسر جامد ایجاد شده بر روی سطح شیب‌دار در دماهای مختلف ذوب‌ریزی

۳-۳- اثر گرمایش مجدد

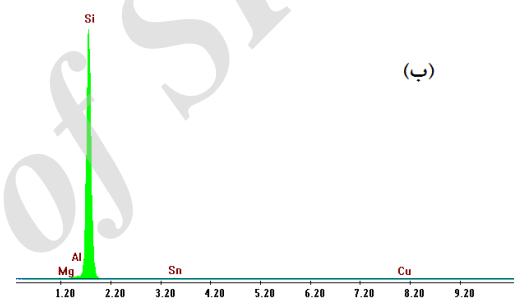
شکل (۶) تصاویر ریزساختاری نمونه‌های حاصل از عملیات گرمایش مجدد در دماهای 545°C ، 555°C و 565°C را برای مدت زمان ۳۰ دقیقه نشان می‌دهد. در دمای گرمایش مجدد 545°C به دلیل کافی بودن زمان، دانه‌های $\alpha\text{-Al}$ کاملاً از حالت غیر دندریتی خارج شده و به صورت رزی شکل و شبه کروی ظاهر شدند. همچنین، مورفولوژی سیلیسیم اولیه که به صورت بلوکی ماند و درشت در ریزساختار نمونه ریخته‌گری نیمه‌جامد وجود داشته‌اند بعد از فرآیند گرمایش مجدد بهبود پیدا کردند. در دمای گرمایش مجدد 545°C ، مورفولوژی سوزنی شکل سیلیسیم یوتکتیک دچار تغییر شده است. سوزن‌ها شکسته شده و گوشه‌های تیز آن از بین رفته‌اند. در طول فرآیند گرمایش مجدد، ریزساختار شمش آلیاژ A390 تا حد زیادی دچار تغییر می‌شود. ذرات $\alpha\text{-Al}$ از حالت غیر دندریتی به شبه کروی و کروی تغییر می‌کند و توزیع فازهای حاصل از یوتکتیک که شامل سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی در زمینه $\alpha\text{-Al}$ اولیه می‌باشد را بهبود می‌بخشد. در واقع فرآیند گرمایش مجدد انفصال و جدایش ذرات $\alpha\text{-Al}$ و فاز سیلیسیم یوتکتیک را ترویج می‌دهد [۱۵]. وقتی دما به 555°C و 565°C می‌رسد، سیلیسیم یوتکتیک درشت شده و در اثر ذوب جزئی در دمای بالا به سیلیسیم اولیه می‌پیوندد که اندازه سیلیسیم اولیه ایجاد شده بزرگ‌تر می‌شود. با افزایش دمای گرمایش مجدد، هم ذرات سیلیسیم و هم فاز



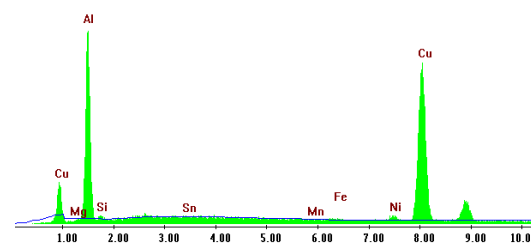
(الف)



(ب)



(ج)



شکل (۴) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ریزساختار آلیاژ A390 و آنالیز EDS از قسمت‌های الف) ۱، ب) ۲، ج) ۳

شکل (۵) مقایسه کسر جامد ایجاد شده بر روی سطح شیب‌دار در زاویه 45° طول 500mm و دماهای مختلف ذوب‌ریزی را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود میزان کسر جامد روی سطح شیب‌دار در دمای ذوب‌ریزی 570°C به میزان زیادی افزایش یافته به طوری که تقریباً نصف قالب پر شده است. با افزایش دمای ذوب‌ریزی تا دمای 590°C میزان سیالیت مذاب به مقداری است که قالب مورد نظر را به طور کامل پر کرده است. با افزایش بیشتر دمای ذوب‌ریزی میزان کسر جامد بر روی سطح

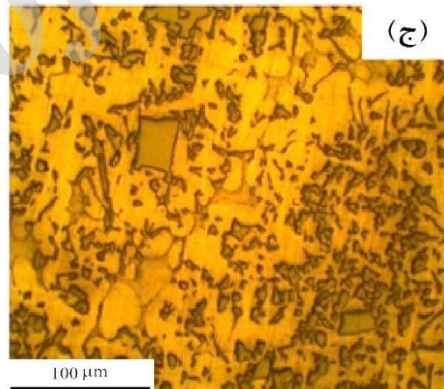
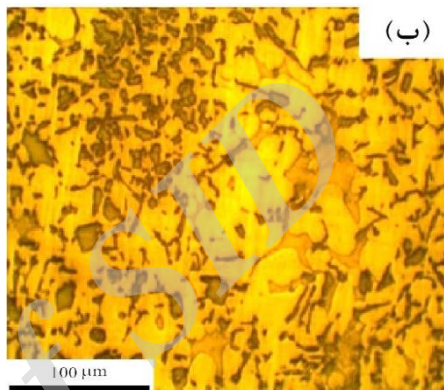
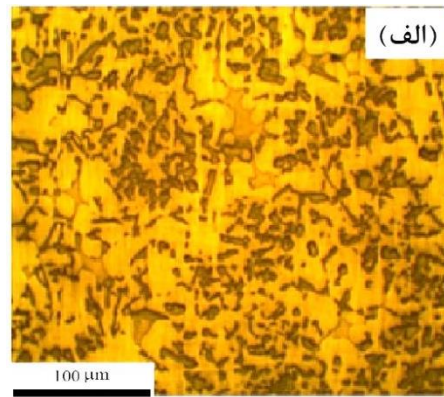
۳-۴- سختی و خواص سایشی

جدول (۲) مقدار سختی میانگین، ضریب اصطکاک و نرخ سایش پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر در نمونه‌های حاصل از عملیات گرمایش مجدد ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، مقدار سختی نمونه در دمای گرمایش مجدد 545°C نسبت به دو دمای دیگر افزایش یافته است. دلیل این امر، ریزتر بودن و توزیع یکنواخت‌تر ذرات سیلیسیم اولیه، سیلیسیم یوتکتیک و میزان کرویت ذرات $\alpha\text{-Al}$ در دمای 545°C نسبت به دو دمای دیگر است. در نمونه بدون گرمایش مجدد میزان سختی $100 \pm 0/5$ برینل بوده که به دلیل وجود فاز دندریتی $\alpha\text{-Al}$ ، اندازه و توزیع نامطلوب ذرات سیلیسیم‌ها در ریزساختار آن است.

حضور ذرات سیلیسیم اولیه سخت در آلیاژهای هایپر یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم مقاومت به سایشی را بالا می‌برد. مطالعات بسیاری صورت گرفته که اصلاح دانه‌ها و نرخ سرمایش بالا می‌تواند اندازه و مورفولوژی ذرات سیلیسیم را اصلاح کند و به طور کلی خواص سایشی بهبود پیدا می‌کند [۱۷، ۱۸]. شکل (۷) نمودار میزان کاهش وزن نمونه‌های حاصل از گرمایش مجدد در دماهای 565°C ، 555°C و 545°C در مدت زمان نگهداری ۳۰ دقیقه پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر را نشان می‌دهد. مطابق این شکل میزان کاهش وزن در هر سه نمونه پایین بوده و در دمای 545°C نسبت به دو دمای دیگر کمتر است. با افزایش دمای گرمایش مجدد، تغییرات ریزساختاری اعم از بزرگ‌تر شدن ذرات سیلیسیم اولیه و سیلیسیم یوتکتیک و تغییر مورفولوژی آن‌ها، باعث کاهش وزن بیشتر شده است.

جدول ۲- خواص مکانیکی نمونه‌های حاصل از فرآیند گرمایش مجدد در زمان نگهداری ۳۰ دقیقه

ردیف	دمای گرمایش مجدد ($^{\circ}\text{C}$)	سختی (HBN)	ضریب اصطکاک	نرخ سایش (mgr/m)
۱	۵۶۵	$124 \pm 0/5$	۰/۸۲۹	۰/۰۲۱
۲	۵۵۵	$126 \pm 0/5$	۰/۸۲۴	۰/۰۲۳
۳	۵۴۵	$130 \pm 0/5$	۰/۷۹۵	۰/۰۱۹
۴	بدون گرمایش	100 ± 2	۰/۸۳۸	۰/۰۳۴



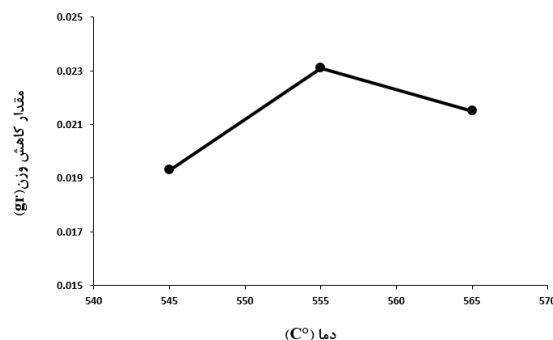
شکل ۶) تصویر ریزساختاری آلیاژ تحت عملیات گرمایش مجدد با زمان نگهداری ۳۰ دقیقه در دماهای مختلف: (الف) 545°C ، (ب) 555°C ، (ج) 565°C

آلومینیم درشت می‌شوند، زیرا میزان فاز مذاب افزایش یافته و این امر موجب تجمع و ادغام ذرات در دمای بالاتر خواهد شد. مکانیزمی که برای درشت شدن ذرات سیلیسیم اولیه و دانه‌های آلومینیم پیشنهاد می‌شود، مکانیزم ادغام است که شامل تجمع ذرات خصوصاً برخورد دو ذره مجاور، به هم پیوستن آن‌ها و شکل‌گیری دانه‌های جدید بزرگتر می‌شود [۱۶]. همان‌طور که مشخص است با افزایش دمای گرمایش مجدد ذرات $\alpha\text{-Al}$ و سیلیسیم یوتکتیک به تدریج رشد کرده و به حالت شبه کرووی و کرووی نزدیک‌تر شده‌اند.

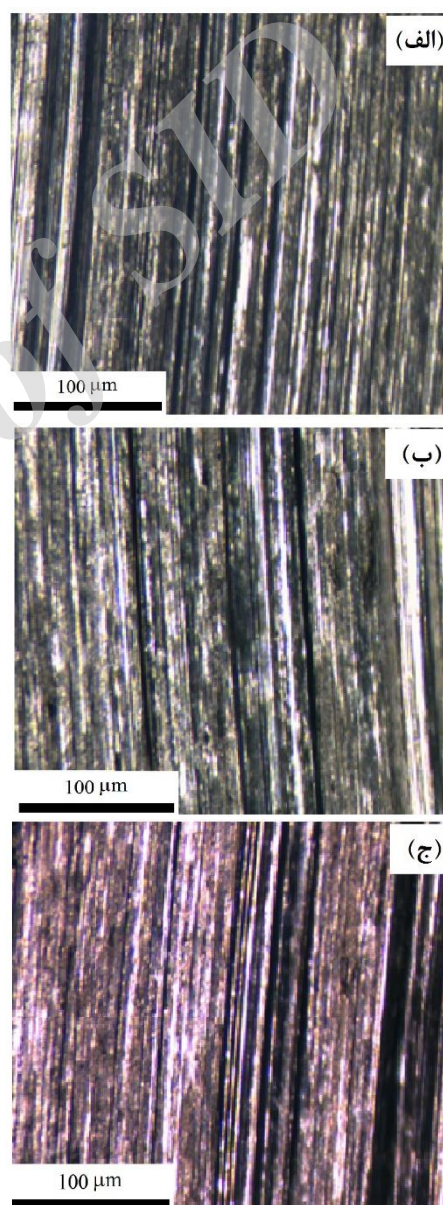
جدول (۲) نشان می‌دهد که ضریب اصطکاک و نرخ سایش نمونه 545°C کمی کمتر از نمونه‌های دیگر است که باعث شده مقدار ساییدگی سطح در این دما نسبت به دو دمای دیگر کمتر رخ دهد و در نتیجه مقاومت به سایشی افزایش یافته است. این کاهش در ضریب اصطکاک را که در واقع افزایش مقاومت به سایش است، می‌توان به تغییر شکل پلاستیک نمونه در اثر حضور ذرات سخت و همچنین افزایش سختی در اثر توزیع مناسب این ذرات نسبت داد. در واقع توزیع مناسب ذرات از تمرکز تنش کاسته و بر استحکام می‌افزاید [۱۹]. همچنین مطالعات نشان داده است که نرخ سایش تابع مقدار سیلیسیم در آلیاژ است. محققان ادعا کرده‌اند که در آلیاژهای با مقدار سیلیسیم کمتر، لایه زیر سطحی تغییرشکل یافته‌ای تشکیل می‌شود که در آن ذرات سیلیسیم اولیه به شدت ریز می‌شوند و در آلیاژهای با سیلیسیم بالا، منطقه زیر سطحی، تغییر شکل پلاستیک قابل توجهی در جهت ساینده نشان نمی‌دهد [۲۰].

۳-۵- بررسی میکروسکوپی

شکل (۸) تصاویر میکروسکوپ استریو از سطح نمونه‌های ساییده شده را در سه دمای گرمایش مجدد در مسافت ۱۰۰۰ متر با سرعت ساینده ۱ متر بر ثانیه و نیروی ۳۰ نیوتن تحت شرایط خشک و بدون روانکار نشان می‌دهد. شکل (۸-الف) تصویر سطح سایش نمونه پین را در دمای گرمایش مجدد 545°C و مدت زمان نگهداری ۳۰ دقیقه نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، خراش‌ها و شیارهایی در سطح هم‌جهت با راستای سایش و موازی با یکدیگر ایجاد شده است. در واقع در اثر فرو رفتن جسم صلب‌تر در جسم نرم‌تر و در ادامه با حرکت لغزشی در سطح و ساییدگی باعث ایجاد شیارهای طولی در یک جهت شده که عمق این شیارها بستگی به میزان مقاومت سایشی نمونه خواهد داشت. شیارهای ایجاد شده نسبتاً جزئی بوده و عمق آن به قدری کم است که به ذرات سیلیسیم نفوذ نکرده است. در طی مسافت ۱۰۰۰ متر تنها سطوح تماس نمونه دچار خراش سطحی شده‌اند. در واقع، مورفولوژی آلومینیم و سیلیسیم تغییر چندانی نکرده است. یعنی هیچ‌گونه شکسته شدن ذرات یا تکه‌تکه شدن در زمینه آلومینیمی رخ نداده است، زیرا ذرات سیلیسیم به طور موثر از زمینه آلومینیمی در برابر سایش محافظت کرده‌اند.



شکل ۷- نمودار میزان کاهش وزن نمونه‌های حاصل از فرآیند گرمایش مجدد در دماهای 545°C ، 555°C و 565°C و مدت زمان نگهداری ۳۰ دقیقه طی مسافت ۱۰۰۰ متر



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ استریو از سطح سایشی نمونه‌های تحت عملیات گرمایش مجدد در دماهای الف) 545°C ، ب) 555°C ، ج) 565°C با زمان نگهداری ۳۰ دقیقه

- hypereutectic Al-Si alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 135, 271-277.
- [3] Lee J., Lee H., Kim M., Formation of spherical primary silicon crystals during semi-solid processing of hypereutectic Al-15.5wt%Si alloy, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995, 32, 1945-1949.
- [4] Lu D., Jiang Y., Guan G., Zhou R., Li Z., Zhou R., Refinement of primary Si in hypereutectic Al-Si alloy by electromagnetic stirring, *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 189, 13-18.
- [5] Motegi T., Tanabe F., Sugiura E., Continuous Casting of Semisolid Aluminium Alloys, *Mater. Sci. Forum*, 2002, 1, 203-208.
- [6] Birol Y., A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting, *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 186, 94-101.
- [7] عابدی ا.، صالحی سیاوشانی ر.، ممدوح وزیر آبادی ا.، شکل‌دهی و ریخته‌گری نیمه‌جامد، انتشارات دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، ۱۳۹۰.
- [8] نوروزی س.، بخشی جویباری م.، کلاه‌دوز ا.، حسینی‌پور ج.، تاثیر دما روی ریزساختار آلیاژ ریخته‌گری نیمه‌جامد روی سطح شیب‌دار خنک‌کننده، فصل‌نامه مکانیک هوافضا (ساخت و تولید)، ۱۳۹۲، ۶۳-۵۵ (۳)۹.
- [9] Haga T., Nakamura R., Tago R., Watari H., Effects of casting factors of cooling slope on semisolid condition, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20, 968-972.
- [10] Ogris E., Development of Al-Si-Mg alloys for semi-solid processing and silicon spheroidization treatment (SST) for Al-Si cast alloys, *Doctoral Dissertation*, Swiss Federal Institute of Technology, 2002.
- [11] Y. Birol, Cooling slope casting and thixoforming of hypereutectic A390 alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 207, 200-203.
- [12] Ramadan N. F. M., Solidification microstructure of rheocast hyper-eutectic Al-18Si alloy, *Journal of Metallurgical Engineering (ME)*, 2013, 2.
- [13] Fana X., Yang Y., Research on the microstructure and properties of hypereutectic Al-Si alloy for semi-solid forming during heat treatment, *Advanced Materials Research*, 2014, 887-888, 349-356.
- [14] Hu Z., Wu G., Xu J., Mo W., Li Y., Liu W., Zhang L., Ding W., Quan J., Chang Y., Dry wear behavior of rheo-casting Al-16Si-4Cu-0.5Mg alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2016, 26, 2818-2829.
- [15] Garat M., Blais S., Pluchon C., Loue W.R., Aluminium semi-solid processing: from the specimen to the finished part, In: *Proceedings of the Fifth International Conference on Semi-Solid, Processing of Alloys and Composites*, Colorado School of Mines, Colorado, USA, 1998, 17-31.
- [16] 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.
- [17] Zhang J., Fan Z., Wang Y.Q., Zhou B.L., Microstructural development of Al-15wt.%Mg2Si in situ composite with mischmetal addition, *Materials Science and Engineering A*, 281, 2000, 104-112.
- [18] Piątkowski, J., Gajdzik, B., Matuła, T., Crystallization and structure of cast A390 alloy with

شکل (۸-ب) و شکل (۸-ج) به ترتیب تصاویر سطح ساییده شده نمونه‌ها در دمای گرمایش مجدد 555°C و 565°C را نشان می‌دهد. تصاویر نشان دهنده شیارها و خراش‌های موازی با یکدیگر و به صورت کم و جزئی عمیق‌تر از نمونه 545°C می‌باشد. همچنین وجود کندگی‌های ریزی در سطح این دو نمونه قابل شناسایی است. بالا بودن میزان ضریب اصطکاک و وجود شیارها در سطح هر سه نمونه، نشان دهنده مکانیزم سایش خراشان است [۲۱].

۴- نتیجه‌گیری

- با استفاده از سطح شیب‌دار، ریزساختار دندردیتی در نمونه ریخته‌گری ثقلی به ریزساختار دانه‌ریز و غیردندردیتی تغییر می‌یابد.
- با تغییر دمای ذوب‌ریزی در حالت نیمه‌جامد، کسر جامد در دوغاب تغییر می‌کند. در دمای ذوب‌ریزی 600°C کسر جامد پایین، موجب شد حجم مذاب بیشتری به داخل قالب ریخته شود و به شکل دندردیتی منجمد شود و فاکتور شکل کاهش یابد. در دمای ذوب‌ریزی 570°C ، کسر جامد بیش از حد مذاب باعث وقوع پدیده آگلومراسیون شده و دانه‌ها افزایش یافته‌اند.
- شرایط مطلوب برای ریخته‌گری در سطح شیب‌دار در دمای ذوب‌ریزی 590°C ، دمای قالب 450°C با سطح شیب‌دار طول 500mm و زاویه 45° بدست آمد.
- فرآیند گرمایش مجدد، باعث اصلاح مورفولوژی فاز یوتکتیک و ذرات $\alpha\text{-Al}$ شد. ریزساختار از لحاظ ریزدانه شدن و افزایش میزان کرویت بهبود یافته که در نهایت باعث افزایش سختی و خواص سایشی شده است.
- شرایط مطلوب برای گرمایش مجدد از نظر بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی و مقاومت به سایش، گرمایش مجدد در دمای 545°C و زمان نگهداری ۳۰ دقیقه بدست آمد.

مراجع

- [1] Hernández F.C.R., Sokolowski J.H., Thermal analysis and microscopical characterization of Al-Si hypereutectic alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 419, 180-190.
- [2] Kapranos P., Kirkwood D.H., Atkinson H.V., Rheinlander J. T., Bentzen J. J., Toft P.T., Debel C.P., Laslaz G., Maenner L., Blais S., Rodriguez J. M. I., Lasa L., Giordano P., Chiarmetta G., Giese A., Thixoforming of an automotive part in A390

- melt overheating temperature, *Metalurgija*, 2012, 51, 321-324.
- [19] Damavandi E., Nourouzi S., Rabiee S. M., Effect of porosity on microstructure and mechanical properties of $Al_2O_3(p)/Al-A356$ MMC, *Modares Mechanical Engineering*, 2015, 15(3) 243-250.
- [20] Li J., Elmadagli M., Gertsman V. Y., Lo J., Alpas A. T., FIB and TEM characterization of subsurfaces of an Al-Si alloy (A390) subjected to sliding wear, *Materials Science and Engineering A*, 2006, 421, 317-327.
- [21] Nourouzi S., Damavandi E., Rabiee S.M., Microstructural and mechanical properties of Al- Al_2O_3 composites focus on experimental techniques, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, 2016, 11(5) 383-398.

Archive of SID