



### Synergy Effect of Bi Addition, Cooling Condition and Artificial Aging on Performance of Al-8Si-0.3Mg Cast Alloy

Saeed Farahany \*

Assistant Professor, Department of Chemical and Materials Engineering, Buein Zahra Technical University, 3451745346, Qazvin, Iran.

Received: 28 September 2018  
Accepted: 31 October 2018

#### Abstract:

In this paper, synergy effect of various bismuth contents and cooling rates on performance of Al-8Si-0.3Mg cast alloy after applying T6 heat treatment was evaluated. Cooling rate was measured based on analyzing cooling curve and its second derivative curve. A step mould with different casting thicknesses was designed to obtain four different cooling rates (0.55 to 6 °C/s). Microstructures of sample were evaluated by optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM). Results showed that sample modified with Bi and solidified at higher cooling rate required less time for annealing and spheroidising of eutectic silicon. Moreover, tensile test results indicated that the highest yield strength (142.2 MPa), ultimate tensile strength (235 MPa) and elongation percentage (6.1%) obtained for the sample containing 0.5 wt% Bi and solidified at the highest cooling rate (6 °C/s). Fracture surface of samples cooled at low cooling rate comprised of cleavage indicating brittle fracture mode resulted in low ductility. Likewise, fracture surface of samples solidified at highest cooling rate exhibits dimples and ductile fracture mode. The counter graph of quality index used to predict the quality of heat-treated samples with different levels of Bi and solidified at various cooling rates showed that the highest index (352.8 MPa) obtained for specimen containing 0.5wt% Bi solidified at 6 °C/s cooling rate.

#### Keywords:

Aluminium,  
Modification,  
Bismuth,  
Heat treatment,  
Mechanical properties

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

#### Please cite this article using:

Farahany S., Synergy effect of Bi addition, cooling condition and artificial aging on performance of Al-8Si-0.3Mg cast alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2018, 2(3) 147-160.  
DOI: 10.22034/FRJ.2018.150301.1052

#### \* Corresponding Author:

Saeed Farahany; Assistant Professor  
Address: Buein Zahra Technical University  
Tel: +98 (28) 33894  
E-mail: [farahany@bzte.ac.ir](mailto:farahany@bzte.ac.ir); [saeedfarahany@gmail.com](mailto:saeedfarahany@gmail.com)



فصل‌نامه علمی پژوهشی

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

## پژوهش‌نامه ریخته‌گری

### تأثیر هم‌زمان بیسموت، شرایط سرد شدن و پیرسازی مصنوعی بر کارایی آلیاژ ریختگی Al-8Si-0.3Mg

سعید فراهانی\*

استادیار، گروه مهندسی شیمی و مواد، مرکز آموزش عالی فنی و مهندسی بوئین‌زهرا، قزوین، ایران، farahany@bzte.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده)

## چکیده:

دریافت: ۱۳۹۷/۰۷/۰۶

پذیرش: ۱۳۹۷/۰۸/۰۹

در این تحقیق تأثیر هم‌زمان افزودن درصد‌های مختلف بیسموت و سرعت سرد شدن بر بازدهی آلیاژ ریختگی Al-8Si-0.3Mg پس از انجام عملیات حرارتی T6 مورد ارزیابی قرار گرفت. سرعت سرد شدن با استفاده از آنالیز منحنی سرد شدن و مشتق دوم آن محاسبه شد. یک مدل پله‌ای با ضخامت‌های مختلف به منظور به دست آوردن چهار سرعت سرد شدن متفاوت (۰/۵۵ تا ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) طراحی شد. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی (SEM) مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج نشان داد که نمونه‌هایی که توسط بیسموت بهسازی شده و در سرعت‌های بالاتری سرد شده‌اند زمان کمتری برای آنیل انحلالی و کرووی شدن سیلیسیم یوتکتیک نیاز دارند. همچنین نتایج آزمایش کشش بر روی نمونه‌های عملیات حرارتی شده نشان داد که بیشترین استحکام تسلیم (۴۲/۲ مگا پاسگال)، استحکام کششی نهایی (۲۳۵ مگا پاسگال) و ازدیاد طول قبل از شکست (۶/۱٪) در نمونه حاوی ۰/۵٪ بیسموت که در بالاترین سرعت سرد شده است (۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) به دست آمد. سطح شکست نمونه‌های آرام سرد شده عموماً حاوی مناطق کلیواژ و بیانگر حالت شکست ترد و در نتیجه، کمبود انعطاف‌پذیری بود. در حالی که سطح شکست نمونه‌های سرد شده در سرعت‌های بالاتر شامل دیمپل و حالت شکست نرم بود. کانتور اندیس کیفیت که برای پیش‌بینی کیفیت قطعات عملیات حرارتی شده حاوی درصد‌های متفاوت بیسموت و با سرعت‌های مختلف سرد شدن مورد استفاده قرار گرفت، نشان داد که بالاترین اندیس (۳۵۲/۸ مگا پاسگال) برای نمونه حاوی ۰/۵٪ بیسموت و سرد شده در سرعت ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه به دست آمد.

## واژه‌های کلیدی:

آلومینیم،

بهسازی،

بیسموت،

عملیات حرارتی،

خواص مکانیکی

## ۱- مقدمه

نمودار سه‌تایی آلومینیم-سیلیسیم-منیزیم نشان‌دهنده میزان پایین حل‌شوندگی منیزیم (۰/۵ درصد وزنی) در سیستم آلیاژی دوتایی آلومینیم-سیلیسیم است. بنابراین افزودن مقدار کمی منیزیم به این سیستم آلیاژی موجب ایجاد پیرسختی با تشکیل رسوبات  $Mg_2Si$  می‌شود. این آلیاژها به دلیل داشتن خواص بسیار مناسب، به‌طور وسیعی در ساخت قطعات خودرو و هواپیما مورد استفاده قرار می‌گیرند. آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم دارای قابلیت ریخته‌گری بسیار مناسبی بوده [۱] و هزینه بازیابی کمتری دارند [۲]. همچنین دارای خواص مکانیکی و خوردگی خوبی در حالت پیرسخت شده هستند. بهسازی ساختار

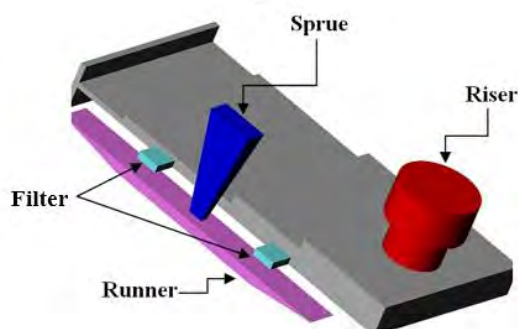
یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم و نیز اصلاح دانه‌ای دو فرآیند پیش از تولید و بسیار مهم برای بهبود خواص قطعات ریختگی آلومینیم-سیلیسیم-منیزیم است. عملیات بهسازی به‌منظور بهبود ساختار سیلیسیم یوتکتیکی با افزایش عناصر بهساز مانند استرنسیم، کلسیم، سدیم و باریم به‌طور وسیعی در صنایع ریخته‌گری مورد استفاده قرار می‌گیرد. در نتیجه، فرآیند بهسازی، سیلیسیم یوتکتیکی از شکل سوزنی /پوسته‌ای به حالت الیافی/ رشته‌ای تبدیل می‌شود. به علت آنکه ساختار سوزنی یا پوسته‌ای مستعد به ایجاد ترک بوده و فاکتور تمرکز تنش بالایی دارد، این فرآیند موجب بالا رفتن درصد ازدیاد طول نسبی، تافنس شکست و مقاومت به خستگی می‌شود [۳].

T4 ترکیبی از عملیات محلول‌سازی و سردکردن سریع است، در حالی که در T6 عملیات پیرسازی مصنوعی نیز بعد از آنها انجام می‌شود. هدف اصلی از انجام عملیات T6 تشکیل رسوبات ریز Mg<sub>2</sub>Si با توزیع یکنواخت در زمینه آلومینیمی است که موانعی برای حرکت نابجایی‌های متحرک بوده و تغییر شکل مومسان را به تاخیر می‌اندازد. نابجایی‌ها برای عبور از این موانع رسوبی می‌بایست آنها را دور بزنند (بوسیله مکانیزم اوراوان) و یا برش دهند. وانگ و دیویدسن [۱۴] گزارش کرده‌اند که افزایش مقدار منیزیم معمولاً موجب بهبود بازدهی فرآیند پیرسازی می‌شود. هرچند که کارس و همکارانش [۱۵] متوجه شدند که افزایش مقدار منیزیم موجب تشکیل فاز Al<sub>9</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>5</sub> شده که تمایل به ترک بیشتری داشته و انعطاف‌پذیری و تافنس شکست را کاهش می‌دهد. در تحقیقات انجام شده، تاثیر پارامترهای عملیات حرارتی مانند زمان و دمای پیرسازی بر روی سختی و خواص کششی آلیاژهای Al-7Si-Mg مورد بررسی قرار گرفته است. اوگریس و همکارانش [۱۶] نشان دادند که انجام فرآیند گرمایی به تنهایی می‌تواند موجب بهبود ساختار سیلیسیم یوتکتیکی شده و شکل آنرا به صورت کروی تغییر دهد. این عمل بطور مستقیم بر روی خواص مکانیکی آلیاژ تاثیرگذار است. پارای و گروزلسکی [۱۷] تاثیر بهسازی ساختار یوتکتیک بر روی میزان کروی شدن سیلیسیم را مورد ارزیابی قرار دادند. همچنین بیروول در سال ۲۰۰۹ میلادی بیان نمود که مورفولوژی آلومینیم زمینه تاثیری بر روی رفتار سخت‌شوندگی آلیاژ Al-7Si-Mg ندارد [۱۸]. چوی و همکارانش [۱۹] و نیز یانگ و همکارانش [۱] تاثیر هم‌زمان سرعت سرد شدن و عملیات حرارتی بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای به ترتیب Al-Si-Cu-Mg و A356 را مورد بررسی قرار دادند. آنها گزارش کردند که سرعت سرد شدن بیشتر نه تنها موجب بهسازی سریع‌تر ساختار سیلیسیم یوتکتیک می‌شود بلکه خواص کششی آن را نیز افزایش می‌دهد.

بیسموت به تنهایی می‌تواند موجب بهبود خواص ماشین‌کاری شود. به دلیل نقطه ذوب پایین، بیسموت در حین ماشین‌کاری ذوب شده و به‌عنوان روانکار عمل می‌کند. در نتیجه فرآیند ماشین‌کاری آلیاژهای آلومینیم را راحت‌تر می‌کند [۲۰]. نشان‌داده شده است که افزودن بیسموت موجب تغییر ساختار سیلیسیم یوتکتیک از حالت

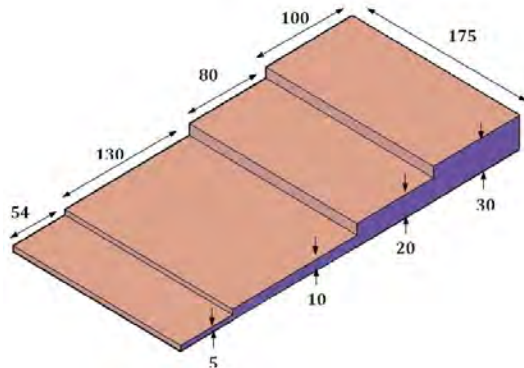
علاوه بر عناصر ذکر شده، ایتربیم، ایتربیم، آنتیموان و بیسموت نیز به‌منظور بهسازی ساختار سیلیسیم مورد استفاده قرار گرفته‌اند. هرچند این عناصر تأثیر کمتری بر ساختار سیلیسیم یوتکتیک داشته و آنها را به‌صورت لایه‌های ریز و به‌هم‌فشرده تبدیل می‌کنند. دو نظریه بر اساس جوانه‌زنی و رشد جهت توضیح مکانیزم بهسازی معرفی شده است که نظریه مبتنی بر رشد مقبولیت بیشتری نسبت به نظریه جوانه‌زنی دارد. نظریه جوانه‌زنی بر اساس خنثی شدن هسته‌های آلومینیم فسفاید موجود در مذاب توسط عناصر به‌ساز است که در نتیجه سیستم نیاز بیشتری به تحت تبرید داشته و سیلیسیم به شکل فیبری تبدیل می‌شود [۴]. مک‌دونالد و همکارانش نشان دادند که افزودن استرنسیم تنها موجب افزایش فرکانس جوانه‌زنی‌ها می‌شود و تأثیری بر روی تعداد دوقلوئی‌های سیلیسیم ندارد [۵،۶]. هرچند لو و هلاول برای اولین بار در سال ۱۹۷۶ میلادی نشان دادند که استرنسیم موجب افزایش تعداد دوقلوئی‌های سیلیسیم شده است [۷]. شمس‌الضحی و هوگان اساس آن را جذب اتم‌های استرنسیم بر روی صفحات در حال رشد سیلیسیم، جلوگیری از رشد آنها در جهات ترجیحی و تغییر جهت آنها بر اساس مکانیزم لبه‌ی فرورفته در صفحه‌ی دوقلوئی معرفی کردند [۸]. اخیراً تیمپل و همکارانش [۹، ۱۰] با بررسی دقیق‌تر و استفاده از روش توموگرافی پروب اتمی، این نظریه را تأیید کرده‌اند. فرآیند اصلاح دانه‌ای، مشابه بهسازی با افزودن موادی مانند Ti، B یا TiB<sub>2</sub> به‌منظور ریز کردن دانه‌ها و در حین عملیات بر روی مذاب انجام می‌شود [۱۱]. لازم به ذکر است که افزایش سرعت سرد شدن نیز به‌تنهایی می‌تواند موجب ریز کردن دانه‌ها و نیز بهسازی یوتکتیک شود [۳، ۱۲]. بنابراین ترکیبی از سرعت سرد کردن و نیز بهسازی یوتکتیک می‌تواند انتخاب مناسبی برای به دست آوردن خواص مکانیکی بهتر در قطعات ریختگی باشد. با انجام این فرآیند می‌توان خواص بهسازی و نیز اصلاح ساختاری را هم‌زمان به دست آورده و در نتیجه خواص آلیاژ را بهبود بخشید. شبستری و شهری [۱۳] نشان دادند که تنش تسلیم و تنش نهائی با افزودن استرنسیم و سرعت سرد شدن افزایش می‌یابد. انجام عملیات حرارتی بر روی قطعات ریختگی تحت سیکل‌های مختلف گرم و سرد کردن نیز می‌تواند موجب بهبود خواص شود. معمول‌ترین عملیات حرارتی برای این قطعات، عملیات T4 و T6 است. عملیات حرارتی

دست آوردن سرعت‌های مختلف سرد شدن انتخاب شد. در این آزمایش از روش ماسه CO<sub>2</sub> برای قالبگیری مدل استفاده شد. برای اطمینان از سلامت قطعه و عدم ورود حباب‌های تشکیل‌شده در حین حرکت مذاب به قطعه، از فیلتر سرامیکی اسفنجی استفاده شد. ترکیب شیمیایی ریخته‌گی‌ها با انتخاب نمونه‌هایی از هر ذوب و با استفاده از دستگاه GDS (LECO GDS-850A) تعیین شد که در جدول (۱) جزئیات آن آمده است. اعداد گزارش شده میانگین ۳ بار اندازه‌گیری ترکیب شیمیایی است.



(الف)

(All dimensions is mm)



(ب)

شکل ۱- (الف) مدل چوبی و (ب) سیستم راهگامی طراحی شده برای تولید قطعات ریخته‌گی پله‌ای.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی واقعی آلیاژهای تولید شده در این تحقیق (بر حسب درصد وزنی)

Al	Bi	Mn	Cr	Fe	Mg	Si	Alloy
Bal.	۰/۰۰	۰/۰۰۹	۰/۰۰۹	۰/۲۰۰	۰/۳۲۱	۸/۱۲	Base
Bal.	۰/۰۸	۰/۰۰۹	۰/۰۰۹	۰/۲۳۲	۰/۳۲۵	۸/۳۵	B10
Bal.	۰/۲۰	۰/۰۰۹	۰/۰۰۹	۰/۲۵۵	۰/۳۲۹	۸/۵۴	B20
Bal.	۰/۳۶	۰/۰۰۹	۰/۰۰۹	۰/۲۰۸	۰/۳۲۱	۸/۲۰	B40
Bal.	۰/۴۷	۰/۰۰۹	۰/۰۰۹	۰/۲۵۱	۰/۳۱۲	۸/۱۷	B50

پوسته‌ای درشت به حالت لایه‌ای ریز می‌شود، کسر جامد فاز یوتکتیک را افزایش می‌دهد و در نتیجه خواص کششی آلیاژ Al-Si-Cu را بهبود می‌بخشد [۲۱]. بررسی تغییرات رفتار انجمادی و نیز مشاهدات میکروسکوپ الکترونی عبوری نشان داده است که این تغییرات ساختاری در سیلیسیم یوتکتیک مرتبط با تغییر در فرآیند رشد سیلیسیم است [۲۲]. همچنین از آن جهت که قطعات ریخته‌گی دارای شکل‌های متنوع هستند که در سرعت‌های سرد شدن متفاوت منجمد می‌شوند، داشتن اطلاعات در مورد تاثیر همزمان افزودن عناصر به‌ساز، سرعت‌های متفاوت سرد شدن در سطح مقطع‌های مختلف و نیز عملیات حرارتی قطعات می‌تواند موضوع جذابی برای تحقیق در مورد آلیاژهای ریخته‌گی Al-7Si-Mg باشد. تاثیر افزودن بیسموت و سرعت سرد شدن بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Al-8Si-0.4Mg قبلاً توسط نویسندگان گزارش شده است [۲۳]. در تحقیق حاضر علاوه بر عوامل قبلی، تاثیر عملیات حرارتی T6 نیز مورد بررسی قرار گرفته است. در واقع تاثیر همزمان ۳ متغیر، یعنی درصد‌های مختلف بیسموت، سرعت‌های متفاوت سرد شدن در حین انجماد و عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ مورد ارزیابی قرار گرفته است. در پایان اندیس کیفیت به‌عنوان معیاری برای سنجش کارایی آلیاژ مورد استفاده قرار گرفته است.

## ۲- روش تحقیق

حدود ۳ کیلوگرم از آلیاژ تجاری Al-8Si-0.3Mg در یک بوته سیلیکون کاربرد قرار داده و در کوره مقاوم الکتریکی (Nebetherm) ذوب شد. پس از ذوب شدن کامل آلیاژ و رسیدن دمای مذاب به  $740 \pm 5$  درجه سیلیسیوس، مقدار وزن شده‌ای از بیسموت با خلوص ۹۹/۹۹٪ به صورت گرانول در داخل فویل‌های آلومینیمی پیچیده و به مذاب افزوده شد. برای اطمینان از حل شدن و یکنواختی ترکیب شیمیایی، مذاب هر ۵ دقیقه به مدت ۳۰ ثانیه با استفاده از همزن فولادی پوشش‌داده شده با گرافیت هم‌زده شد. قبل از ریخته‌گری، مذاب با افزودن قرص هگزاکلرواتان به مدت ۱ دقیقه گاززدائی شد. سطح مذاب از اکسیدهای سطحی تمیز و سپس در دمای ۷۳۰ درجه سانتی‌گراد در داخل قالب پله‌ای با مشخصات نشان‌داده شده در شکل (۱) ریخته‌شد. این طراحی مدل برای به

نمونه کشش از هر حالت آزمایش شد و متوسط استحکام تسلیم (Ys)، استحکام کششی نهایی (UTS) و درصد افزایش طول (E1) محاسبه شد. همچنین سطح شکست نمونه‌های کشش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (Philips-XL40) مورد بررسی قرار گرفت. نمونه‌های متالوگرافی برش داده شد و پس از سنباده‌زنی و پولیش کاری با استفاده از محلول HF ۵٪/۰/۵ حکاکی شد. از میکروسکوپ نوری (BX60F5 Olympus) مجهز به نرم‌افزار آنالیزگر تصویر Buhler Omnimet به منظور بررسی ریزساختار در بزرگ‌نمایی‌های پایین استفاده شد.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- تعیین سرعت سرد شدن

با توجه به طراحی صورت‌گرفته در تولید نمونه‌ها با سطح مقطع‌های متفاوت، سرعت‌های مختلف سرد شدن در حین انجماد به دست آمد. به‌منظور اندازه‌گیری دقیق سرعت سرد شدن، اطلاعات ثبت شده توسط ترموکوپل‌ها با استفاده از نرم‌افزار آنالیز مورد بررسی قرار گرفت. برای اندازه‌گیری سرعت سرد شدن، ناحیه بین دمای ذوب‌ریزی تا دمای جوانه‌زنی آلومینیم یا نقطه لیکوئیدوس در نظر گرفته شد. همان‌طور که از نمودار فازی آلومینیم-سیلیسیم مشخص است، در آلیاژهای هیپوپوتکتیکی، آلومینیم اولین فازی است که تشکیل می‌شود و فاز یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم پس از آن بوجود می‌آید. رابطه (۱) نشان‌دهنده نسبت فاصله دمایی ذوب‌ریزی تا جوانه‌زنی به تفاوت زمانی جوانه‌زنی و ذوب‌ریزی است که برای محاسبه سرعت سرد شدن استفاده شده است [۲۴].

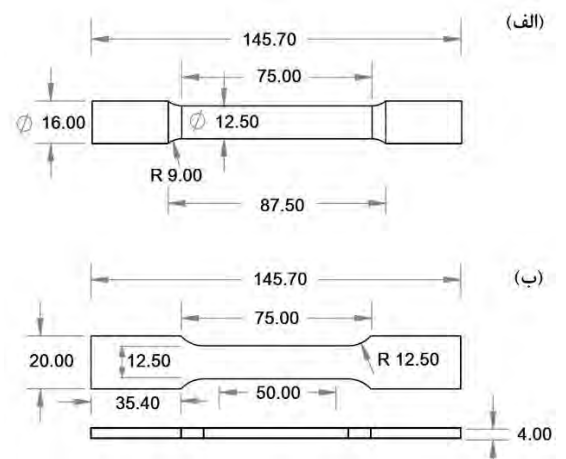
$$\text{Cooling rate} = \frac{(T_P - T_N)}{(t_N - t_P)} \text{ (}^\circ\text{C/s)} \quad (1)$$

در این رابطه،  $T_P$  و  $t_P$  به ترتیب دما و زمان مذاب‌ریزی و  $T_N$  و  $t_N$  به ترتیب دما و زمان جوانه‌زنی آلومینیم است. هر چند در برخی مواقع، شیب منطقه دوفازی مذاب-جامد برای تعیین سرعت سرد شدن استفاده می‌شود، اما این نسبت بیشتر متناسب با سرعت انجماد و حرکت فصل مشترک مذاب-جامد است. لذا در این تحقیق برای تعیین سرعت سرد شدن، منطقه بالای دمای لیکوئیدوس مورد استفاده قرار گرفت. برای تعیین دقیق دمای لیکوئیدوس یا

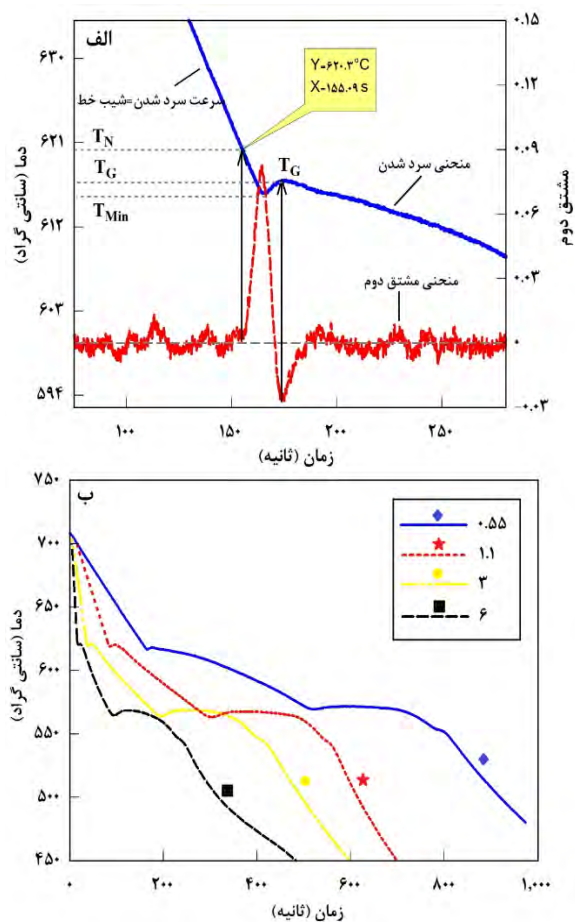
برای اندازه‌گیری سرعت سرد شدن، از آنالیز منحنی‌های سرد شدن استفاده شد. پس از قالب‌گیری و پیش از ریخته‌گری، ترموکوپل‌های نوع K در مرکز هر یک از سطوح ریختگی با ضخامت‌های مختلف تعبیه شد تا تغییرات دما-زمان را ثبت نماید. داده‌ها با استفاده از دستگاه جمع‌آوری کننده اطلاعات که به کامپیوتر متصل بود و با استفاده از نرم‌افزار DEWESoft 7.5 ثبت شد و سپس توسط نرم‌افزار پیشرفته آنالیزگر اطلاعات (FlexPro10) مورد تحلیل و بررسی قرار گرفت.

فرآیند عملیات حرارتی در کوره مقاومتی الکتریکی (CARBOLITE VMK-250) مجهز به کنترل‌کننده قابل برنامه‌ریزی انجام شد. به منظور کنترل دقیق دما، قبل از انجام عملیات حرارتی، کوره کالیبره شد. نمونه‌هایی که از مقاطع مختلف برش‌داده و انتخاب‌شده بودند، تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند که شامل مراحل زیر بود: آنیل انحلالی در دمای ۵۴۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۸ ساعت سپس کوئنچ کردن در حمام آب گرم ۵۰ درجه سانتی‌گراد و در پایان عملیات پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۷۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت.

نمونه‌های کشش مطابق با استاندارد ASTM B557M از نمونه‌های ریختگی تهیه شد. نمونه‌های کشش گرد از مقاطع ۱۰، ۲۰ و ۳۰ میلی‌متری و نمونه کشش تخت از مقطع ۵ میلی‌متری توسط ماشین‌کاری تهیه شدند که ابعاد دقیق آنها در شکل (۲) آمده است. آزمایش کشش با استفاده از دستگاه Instron-5982 با سرعت ثابت حرکت ۰/۲ میلی‌متر بر ثانیه در دمای اتاق انجام شد. تعداد سه



شکل ۲- ابعاد نمونه‌های کشش (الف) گرد و (ب) تخت استفاده شده در این تحقیق.



شکل ۳- الف) منحنی سرد شدن و مشتق دوم آلیاژ پایه در سرعت سرد شدن  $0/55$  درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) و ب) منحنی‌های سرد شدن برای آلیاژ پایه در سرعت‌های سرد شدن  $0/55$  و  $1/1$  و  $3$  و  $6$  درجه سانتی‌گراد بر ثانیه.

شدن، اندازه SDAS از  $67/9 \pm 1/5$  به  $43/4 \pm 1/2$  میکرومتر برای آلیاژ حاوی  $0/5$  بیسموت کاهش می‌یابد. این روند توسط ژانگ و همکارانش [۲۶] و نیز اوسوریو و همکارانش [۲۷] هم گزارش شده است. از جهت دیگر، شکل (۴) بیان‌گر تاثیر افزودنی بیسموت بر روی اندازه SDAS است. مقایسه شکل‌های (۴-الف)، (۴-ج) و (۴-ه) در سرعت سرد شدن یکسان، نشان‌دهنده آن است که افزودن بیسموت موجب کاهش ناچیز اندازه SDAS می‌شود. اندازه SDAS در سرعت  $0/55$  درجه سانتی‌گراد بر ثانیه برای آلیاژ بدون بیسموت،  $71/9 \pm 1/29$  میکرومتر است که به  $67/9 \pm 1/5$  در آلیاژ حاوی  $0/5$  بیسموت کاهش می‌یابد. رفتار مشابهی برای آلیاژهای سرد شده در سرعت ۳ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه مشاهده شد. SDAS برای آلیاژ حاوی  $0/1$  که با سرعت ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه سرد شده، برابر  $47/1 \pm 1/1$  میکرومتر

دمای شروع جوانه‌زنی آلومینیم، از منحنی مشتق دوم سرد شدن استفاده شد. شکل (۳-الف)، نشان‌دهنده منحنی سرد شدن و منحنی مشتق دوم آن است. نقطه‌ای که در آن شیب منحنی مشتق دوم به طور ناگهانی از خط صفر به سمت بالا تغییر می‌کند، نشان‌دهنده لحظه دقیق جوانه‌زنی آلومینیم است ( $T_N$ ). همچنین نقطه حداکثر آن، نشان‌دهنده دمای حداقل در حین دگرگونی ( $T_{Min}$ ) است. با نزول منحنی مشتق دوم و رسیدن به نقطه حداقل مشتق دوم، دمای رشد آلومینیم ( $T_G$ ) مشخص می‌شود که در شکل نشان داده شده است. اطلاعات بیشتر در مورد روش آنالیز منحنی‌های سرد شدن در مرجع شماره [۲۵] ارائه شده است. شکل (۳-ب) نشان‌دهنده رفتار سرد شدن آلیاژ پایه در سرعت‌های سرد شدن  $0/55$  و  $1/1$ ،  $3$ ،  $6$ ،  $10$  و  $20$  میلی‌متر مختلف به ترتیب با ضخامت‌های  $5$ ،  $10$ ،  $20$  و  $30$  میلی‌متر است.

### ۳-۲- بررسی ریزساختار

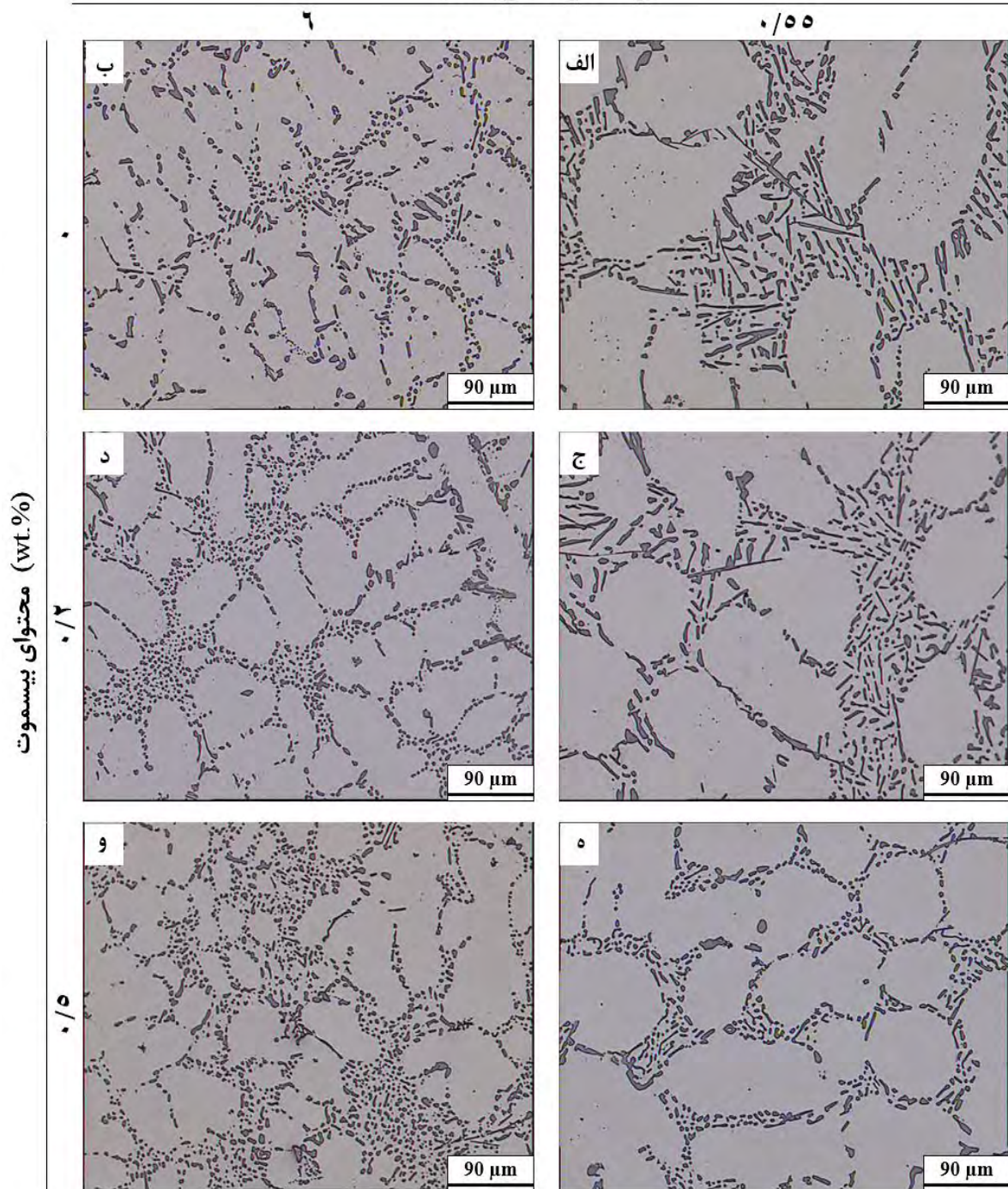
شکل (۴)، نشان‌دهنده تغییرات ریزساختاری پس از عملیات حرارتی T6 در نمونه‌هایی با درصد‌های متفاوت بیسموت است که با کمترین و بیشترین سرعت سرد شدن، یعنی سرعت‌های  $0/55$  (راست) و  $6$  درجه سانتی‌گراد بر ثانیه (چپ) منجمد شده‌اند. به منظور بررسی ریزساختار نمونه‌ها، دندریت‌های آلومینیم و نیز ساختار سیلیسیم یوتکتیک مورد بررسی دقیق‌تر قرار گرفته‌اند.

### ۳-۲-۱- دندریت‌های آلومینیم

ساختار دندریتی آلومینیم به‌خوبی در شکل (۴) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، فاصله بازوهای دندریت‌های ثانویه بدون در نظر گرفتن اثر افزودنی بیسموت به شدت به سرعت سرد شدن وابسته است. نمونه‌هایی که آهسته‌تر منجمد شده‌اند ( $0/55$  درجه سانتی‌گراد بر ثانیه)، دارای SDAS بزرگتری هستند، در حالی که نمونه‌هایی که در بالاترین سرعت سرد شده‌اند ( $6$  درجه سانتی‌گراد بر ثانیه)، SDAS کمتری دارند. برای آلیاژ پایه که در پایین‌ترین سرعت سرد شده است، SDAS برابر  $71/9 \pm 1/2$  میکرومتر است اما این مقدار به  $46/8 \pm 0/9$  میکرومتر برای آلیاژی که در بالاترین سرعت سرد شده است، کاهش می‌یابد. به طور مشابه با افزایش سرعت سرد

گزارش شده است که بیسموت تا حدودی موجب کاهش اندازه دندریت‌های آلومینیم [۲۵] و منیزیم [۲۸] می‌شود. است که با افزودن ۰/۴٪ و ۰/۵٪ بیسموت به ترتیب به ۴۵/۴ ± ۱/۱ و ۴۳/۴ ± ۱/۲ میکرومتر کاهش پیدا می‌کند.

سرعت سرد شدن (°C/s)



شکل ۴- ریزساختار نمونه‌های سرد شده در سرعت‌های ۰/۵۵ (راست) و ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه (چپ) حاوی مقادیر مختلف بیسموت پس از عملیات حرارتی: (الف، ب) بدون بیسموت، (ج، د) ۰/۲٪ و (ه، و) ۰/۵٪ بیسموت.

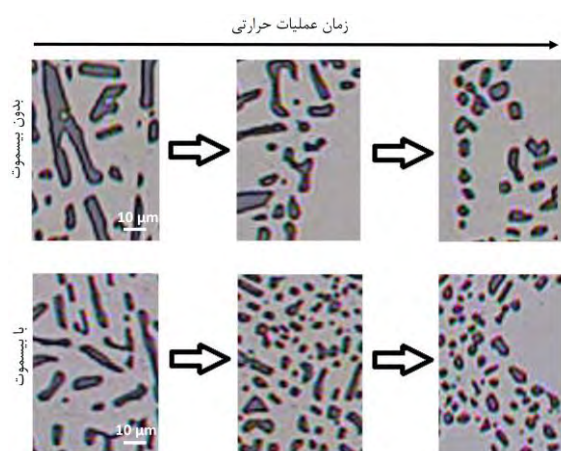
## ۳-۲-۲- ساختار یوتکتیک

شکل (۴-ب)، نشان‌دهنده ذرات سیلیسیم‌های یوتکتیکی در آلیاژ پایه سرد شده با سرعت ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه پس از عملیات حرارتی است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سیلیسیم‌ها اغلب دارای لبه‌های گرد بوده و به صورت جدا از هم درآمده‌اند. در مقابل ریزساختار آلیاژ پایه که در آرام‌ترین سرعت سرد شدن منجمد شده است (۰/۵۵) درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) نشان‌دهنده شکسته شدن جزئی سیلیسیم‌ها است. این سیلیسیم‌ها اغلب درشت، زاویه‌دار و سوزنی شکل هستند (شکل ۴-الف). روند مشابهی برای نمونه‌هایی که به آنها ۰/۲٪ بیسموت اضافه شده و در کمترین و بیشترین سرعت سرد شدن منجمد شده‌اند، مشاهده می‌شود (شکل ۴-ج و ۴-د). هر چند که ریزساختار نمونه‌هایی که دارای ۰/۵٪ بیسموت هستند، نشان‌دهنده کرویی شدن کامل سیلیسیم در حالت سریع و آرام سرد شده است که به ترتیب در شکل‌های (۴-ه) و (۴-و) نشان‌داده شده است.

لازم به یادآوری است که تمامی نمونه‌های مورد ارزیابی، سیکل عملیات حرارتی یکسانی را از نظر دما و زمان فرآیند عملیات حرارتی تجربه کرده‌اند، در حالی که ریزساختار نمونه‌ها، تفاوت‌های آشکاری را نشان می‌دهد. از آنجایی که تکه‌تکه شدن و کرویی شدن سیلیسیم یوتکتیکی یک فرآیند نفوذی است، لذا بازدهی عملیات آنیل انحلالی متأثر از زمان عملیات حرارتی خواهد بود. از مقایسه شکل‌های سیلیسیم در حالت‌های مختلف نشان داده شده در شکل (۴) می‌توان نتیجه‌گیری کرد که شکل سیلیسیم قبل از عملیات حرارتی بر بازدهی عملیات حرارتی تأثیرگذار است. مورفولوژی سیلیسیم در اثر افزودن مقادیر مختلف بیسموت و تحت سرعت سرد شدن متفاوت در مرجع [۲۳] آمده است. در واقع نحوه جدا شدن یا تکه‌تکه شدن سیلیسیم‌ها و کرویی شدن آنها به مورفولوژی قبل از انجام عملیات حرارتی پیوستگی بستگی دارد. همان‌طور که گزارش شده است [۲۹،۲۱]، سیلیسیم در آلیاژ آلومینیم-سیلیسیم بدون بیسموت اغلب به صورت ورقه‌ای و درشت است، حال آنکه افزودن بیسموت موجب لایه‌ای شدن و ریزتر شدن سیلیسیم می‌شود. پارای و همکارانش [۱۷] بیان کرده‌اند که بهسازی موجب افزایش شاخه‌ای شدن و تسریع فرآیند تکه‌تکه شدن سیلیسیم می‌شود. تغییرات ریزساختاری بین نمونه‌های بهسازی شده و بهسازی نشده در بیشترین سرعت سرد شدن

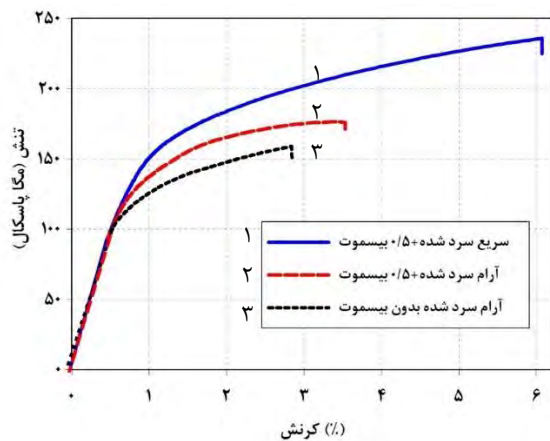
(۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) چندان زیاد نیست. تقریباً سیلیسیم در تمامی نمونه‌ها به صورت گرد و فیبری وجود دارد. ولی در نمونه‌هایی که آرام سرد شده‌اند (۰/۵۵) درجه سانتی‌گراد بر ثانیه)، ساختار سیلیسیم در نمونه‌های بدون بیسموت و با بیسموت متفاوت است. سیلیسیم‌های جدا شده از حالت صفحه‌ای یا پولکی به حالت ذرات ریز گرد و تقریباً فیبری تغییر یافته‌اند. در نتیجه نرخ کرویی شدن در نمونه‌های بهسازی شده نسبت به نمونه‌های بهسازی نشده سرعت بیشتری داشته است. لی و همکارانش [۳۰] گزارش کرده‌اند که زمان لازم برای فرآیند کرویی سازی سیلیسیم در آلیاژهای بهسازی شده در مقایسه با بهسازی نشده کمتر است. فرآیند شکسته و کرویی شدن سیلیسیم در آلیاژ بدون بیسموت و با بیسموت با گذشت زمان عملیات حرارتی در شکل (۵) نشان داده شده است. مشخص شده است که در اثر عملیات حرارتی، سیلیسیم‌های بلند سوزنی شکل به اجزای کوچک‌تر شکسته می‌شوند [۱۹]. همان‌طور که در آلیاژ بدون بیسموت مشاهده می‌شود، ذرات سیلیسیم از محل‌های زاویه‌دار و گوشه‌ای ابتدا شکسته شده و سپس به حالت کرویی در می‌آیند. حال آنکه در نمونه‌های حاوی بیسموت، ذرات سیلیسیم به اجزای ریزتر تکه‌تکه شده و کرویی می‌شوند.

از شکل (۴) نیز می‌توان مشاهده کرد که اثر سرعت سرد کردن بر روی ذرات سیلیسیم در بازه ۰/۵۵ تا ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه نسبت به افزودن بیسموت در بازه ۰/۱ تا ۰/۵٪ چشم‌گیرتر است. یانگ و همکارانش [۱] نشان دادند که سرعت سرد شدن بیشتر موجب بهسازی سریعتر



شکل ۵- فرآیند شکسته شدن و کرویی شدن سیلیسیم در حین عملیات حرارتی به ترتیب در آلیاژ بدون بیسموت (بالا) و با ۰/۵٪ بیسموت (پایین) سرد شده در سرعت ۰/۵۵ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه.





شکل ۶- منحنی تنش-کرنش نمونه‌های عملیات حرارتی شده در حالت‌های مختلف: آرام سرد شده (۰/۵۵) درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) بدون بیسموت، آرام سرد شده و سریع سرد شده (۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) حاوی ۰/۵٪ بیسموت.

ژانگ و همکارانش [۲۶،۳۳] تأثیر سرعت سرد شدن بر روی خواص کششی آلیاژ Al-Si-Mg را مورد مطالعه قرار دادند. هیوسلر و همکارانش [۳۴] بیان نمودند که هم استحکام تسلیم و هم استحکام کششی نهایی پس از عملیات حرارتی تا دو برابر افزایش یافته‌است. همان‌طور که قبلاً ذکر شد شکل سیلیسیم یوتکتیک نقش بسیار مهمی در تعیین خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم دارد. علاوه بر افزودن عناصر بهساز، همان‌طور که در شکل‌های (۴) و (۵) نشان داده شده است، عملیات آنیل انحلالی حرارتی موجب تغییر ساختار سیلیسیم یوتکتیک می‌شود [۱۷].

شکل (۷) نشان‌دهنده تغییرات خواص مکانیکی شامل استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و میزان ازدیاد طول به‌عنوان تابعی از درصد بیسموت و سرعت سرد شدن است. مشاهده می‌شود که نمونه‌هایی که در سرعت‌های بالاتری سرد شده‌اند (حداکثر سرعت)، بیشترین مقدار استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی را دارند (شکل‌های ۷-الف و ۷-ب). علاوه بر فرآیند بهسازی، کروی شدن سیلیسیم یوتکتیک در اثر عملیات حرارتی T6 موجب افزایش استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه‌ها شده است. چوی و همکارانش [۱۹] گزارش کرده‌اند که کروی شدن ذرات سیلیسیم موجب بهبود استحکام کششی نهایی و نفوذپذیری حرارتی می‌شود. میزان تغییر طول تا شکست یکی از معیارهای مهم برای ارزیابی انعطاف‌پذیری نمونه‌ها است. کروی شدن سیلیسیم‌هایی که طبیعت ترد و شکننده‌ای دارند، مهم‌ترین دلیل برای

سیلیسیم یوتکتیکی می‌شود. به طور کلی می‌توان دید که عملیات حرارتی موجب بهبود ساختاری سیلیسیم یوتکتیک شده است که هم‌راستا با نتایج ارائه شده در این زمینه است [۱۹،۳۱]. نتایج مشابهی برای آلیاژهای بهسازی شده با استرنسیم گزارش شده است [۱۶، ۳۲].

### ۳-۳- خواص مکانیکی

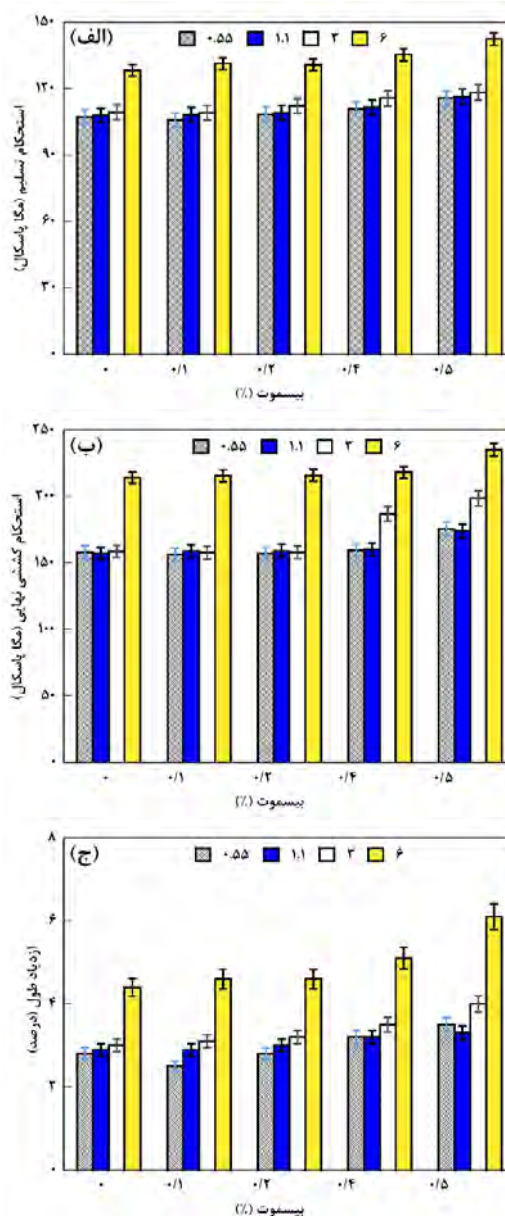
ترکیب شیمیایی، نوع فرآیند ریخته‌گری، بهسازی، اصلاح‌دانه‌ای، سرعت سرد شدن و عملیات حرارتی مهمترین عوامل تأثیرگذار بر روی خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم هستند [۳]. شکل (۶)، منحنی تنش-کرنش نمونه‌های عملیات حرارتی شده بدون بیسموت، سرد شده در آرام‌ترین سرعت (۰/۵۵) درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) و نمونه‌های حاوی بیسموت در آرام‌ترین و سریع‌ترین حالت سرد شدن (۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) را نشان می‌دهد. مقایسه منحنی تنش-کرنش برای دو نمونه بدون بیسموت و با بیسموت که با سرعت یکسان ۰/۵۵ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه سرد شده‌اند نشان‌دهنده افزایش استحکام تسلیم (YP)، استحکام کششی نهایی (UTS) و درصد ازدیاد طول (%El) در هنگام شکست است. استحکام تسلیم برای نمونه بدون بیسموت ۱۰۷/۹۱ مگاپاسکال است که با افزودن ۰/۵٪ بیسموت، استحکام تسلیم به ۱۱۵/۵ مگاپاسکال افزایش یافته‌است. همچنین با افزودن ۰/۵٪ بیسموت استحکام کششی نهایی از ۱۵۷/۹ به ۱۷۵/۵ مگاپاسکال تغییر یافته‌است. همچنین مقایسه این دو منحنی نشان می‌دهد که افزودن ۰/۵٪ بیسموت، ازدیاد طول را به میزان ۲۵٪ افزایش داده است. نشان داده شده است که افزودن بیسموت موجب بهبود خواص مکانیکی آلیاژ Al-12Si-2Cu شده است [۲۱]. از جهت دیگر مقایسه منحنی‌های تنش-کرنش نمونه‌هایی که دارای ۰/۵٪ بیسموت بوده و در دو سرعت سرد متفاوت یعنی آرام‌ترین و سریع‌ترین حالت سرد شده‌اند نشان‌دهنده تأثیر چشم‌گیر سرعت سرد شدن در افزایش خواص مکانیکی نسبت به افزودن بیسموت است. با افزایش سرعت سرد شدن از ۰/۵۵ به ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، میزان استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و نیز درصد ازدیاد طول به ترتیب ۲۳٪، ۳۴٪ و ۷۴٪ افزایش یافته است. این نتایج انطباق خوبی با بررسی‌های ریزساختاری دیده شده در شکل (۴) دارد.

نشده و کروی نشده‌اند، وجود دارد (شکل ۴-الف و ۴-ج). نشان داده شده است که انعطاف‌پذیری و شکل‌پذیری به اندازه و مورفولوژی ذرات سیلیسیم بستگی دارد [۳۳]. در واقع همان‌طور که قبلاً ذکر شد، اثر سرعت سرد شدن نسبت به افزودن بیسموت در بهبود خواص مکانیکی چشم‌گیرتر است. بیشترین استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول مربوط به نمونه‌های عملیات حرارتی شده‌ای است که دارای ۰/۵٪ بیسموت بوده و با بیشترین سرعت سرد شده‌اند (۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه). مقایسه خواص مکانیکی برای نمونه‌ی بدون بیسموت، سرد شده در سرعت ۰/۵۵ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه و نمونه حاوی ۰/۵٪ بیسموت سرد شده در سرعت ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه نشان‌دهنده افزایش استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و نیز درصد ازدیاد طول به ترتیب به میزان ۰/۳۳٪، ۰/۴۸٪ و ۰/۱۱۷٪ بود. نتایج به دست آمده مشابه یافته‌های موسوی و همکارانش است [۳۶] که بیشترین خواص مکانیکی آلیاژ A356 را در حالت بهینه افزودنی لانتانیم (۰/۱٪)، بالاترین سرعت سرد شدن و انجام عملیات حرارتی T6 به دست آوردند.

عموماً آلیاژهای آلومینیم برای کاربردهای صنایع خودروسازی و هوایی نیازمند ترکیب مناسبی از خواص کششی و انعطاف‌پذیری هستند. همان‌طور که ذکر شد، افزودن عناصر به‌ساز و نیز افزایش سرعت سرد شدن می‌تواند موجب اصلاح ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی شود. همچنین همان‌طور که مشاهده شد، اعمال فرآیند عملیات حرارتی نیز می‌تواند موجب بهبود ریزساختار و افزایش خواص مکانیکی شود. در واقع تغییرات ریزساختاری در اندازه دندریت‌های آلومینیم و نیز تغییر شکل سیلیسیم یوتکتیکی که موجب تغییر در خواص مکانیکی شده‌اند، بیان‌کننده تاثیر هم‌زمان سه عامل افزودن بیسموت، تغییر سرعت سرد شدن و نیز عملیات حرارتی T6 است. توضیح فوق را به طور خلاصه می‌توان در رابطه پیشنهادی (۲) بیان کرد:

$$\sigma_y = f_{\alpha} \sigma_{\alpha} + \frac{f_{ae} \sigma_{ae} + (\sum_1^6 K_i f_i) \sigma_{Si}}{f_{ae} + \sum_1^6 f_i} + \sigma_{ip} \quad (2)$$

که در این رابطه،  $f_{\alpha}$  کسر حجمی دندریت‌های آلومینیم،  $\sigma_{\alpha}$  تنش تسلیم،  $K$  ثابت،  $\lambda_2$  اندازه بازوهای دندریت ثانویه،  $f_{ae}$



شکل ۷ - تغییرات خواص مکانیکی نمونه‌های عملیات حرارتی شده: (الف) استحکام تسلیم، (ب) استحکام کششی نهایی و (ج) درصد ازدیاد طول تا شکست به‌عنوان تابعی از مقدار بیسموت و سرعت سرد شدن.

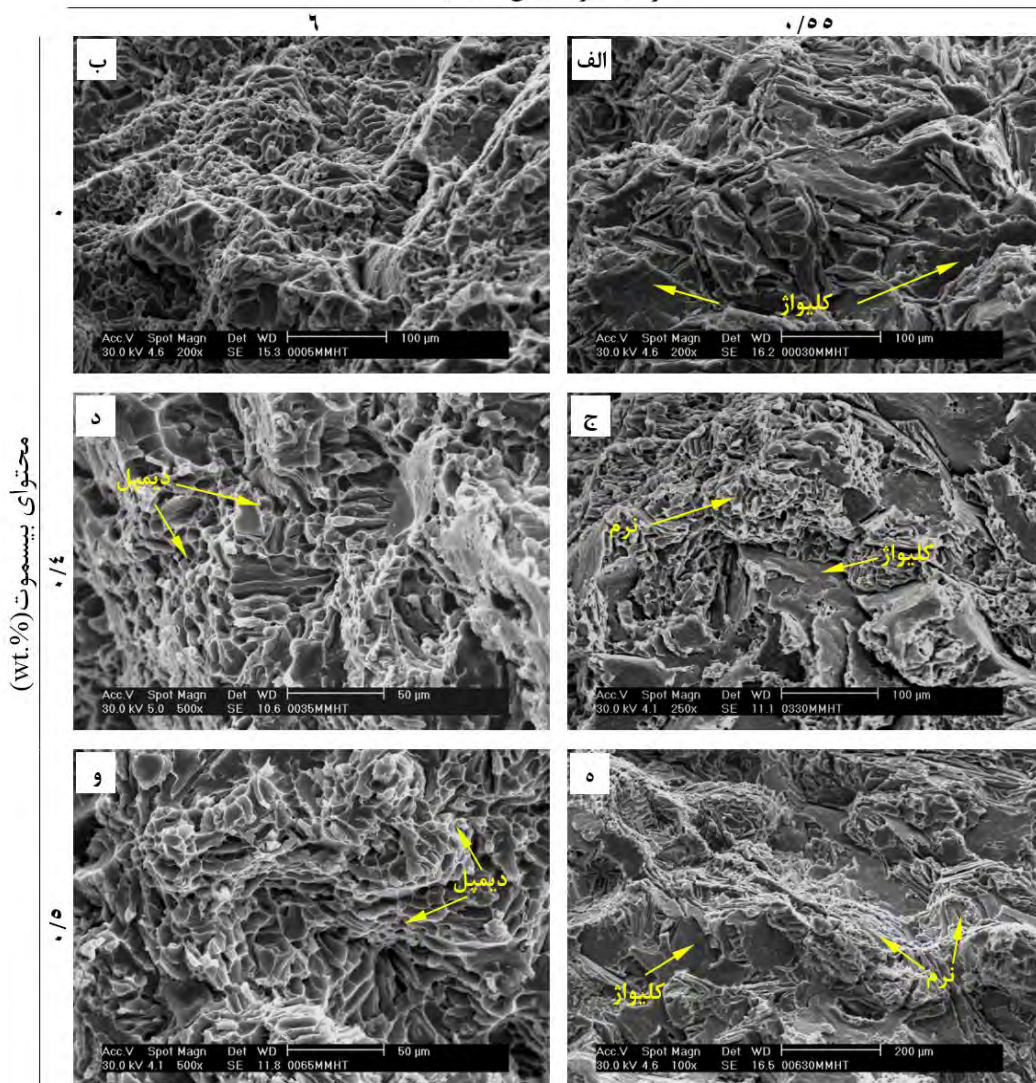
افزایش ازدیاد طول شکست است. سیلیسیم‌های کروی شده و رسوبات ریز شده، تشکیل، ایجاد و اشاعه ترک را به تاخیر انداخته و موجب افزایش انعطاف‌پذیری می‌شوند [۳۵]. زمانی که سیلیسیم‌ها مجزا و کروی می‌شوند، اشاعه ترک به صورت پیوسته کمتر خواهد بود و بیشتر از طریق زمینه آلومینیمی که نرم‌تر است، صورت می‌گیرد. علاوه بر این، کم‌بودن مقدار انعطاف‌پذیری در نمونه‌هایی که در آرام‌ترین شرایط سرد شده‌اند به دلیل آن است که همچنان لایه‌هایی از سیلیسیم که کاملاً تکه‌تکه

۳-۴- بررسی سطح شکست

سطح شکست نمونه‌های عملیات حرارتی شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد ارزیابی قرار گرفت. تأثیر بیسموت و نیز اعمال عملیات حرارتی را می‌توان بر روی خصوصیات ظاهری سطح شکست مشاهده نمود. شکل (۸)، سطح شکست نمونه‌های بدون بیسموت و حاوی ۰/۴ و ۰/۵٪ بیسموت را نشان می‌دهد که در سرعت‌های متفاوت ۰/۵۵ و ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه سرد شده‌اند. سطح شکست نمونه بدون بیسموت و سرد شده در سرعت ۰/۵۵ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه نشان‌دهنده حالت شکست ترد است که در آن صفحات کلیواژ به‌خوبی مشاهده

و  $\sigma_{ae}$  کسر حجمی و تنش تسلیم آلومینیم در فاز یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم،  $\sigma_{Si}$  تنش تسلیم سیلیسیم،  $f_i$  کسر حجمی سیلیسیم‌های با شکل مختلف،  $K_i$  پارامتری‌ای است که بستگی به مورفولوژی و شکل سیلیسیم دارد (مقدار حداقل و حداکثر آن به ترتیب متناسب با کلاس ۱ و کلاس ۶ نوع سیلیسیم بر اساس دسته‌بندی انجمن ریخته‌گری آمریکا<sup>۱</sup>) و  $\sigma_{ip}$  استحکام از طریق تشکیل رسوب بین‌فلزی  $Mg_2Si$  است. همان‌طور که در این رابطه مشاهده می‌شود، بخش اول مرتبط با استحکام فاز آلومینیم-سیلیسیم، بخش دوم مرتبط با استحکام فاز یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم و بخش آخر مرتبط با استحکام‌دهی رسوبات است.

سرعت سرد شدن (°C/s)



شکل ۸- سطح شکست نمونه‌های سرد شده در سرعت ۰/۵۵ (سمت راست) و ۶ (سمت چپ) با محتوای بیسموت متفاوت پس از انجام عملیات حرارتی: (الف-ب) بدون بیسموت، (ج-د) ۰/۴٪ بیسموت و (ه-و) ۰/۵٪ بیسموت.

<sup>۱</sup> American Foundry Society (AFS)

می‌شوند (شکل ۸-الف). در مقابل سطح شکست بدون بیسموت که در سرعت ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه سرد شده است، نشان‌دهنده مناطق بیشتری با حالت شکست نرم است (شکل ۸-ب). می‌توان مشاهده نمود که بین تغییر ساختار سیلیسیم یوتکتیک و رفتار شکست نمونه‌ها، ارتباط مستقیمی وجود دارد. همان‌طور که در شکل (۸-ج) دیده می‌شود، سطح شکست نمونه‌ی حاوی ۰/۴٪ بیسموت که در آرام‌ترین سرعت سرد شده است، ترکیبی از شکست نرم و ترد است. در حالی که دیمپل‌ها که نشان‌دهنده شکست نرم هستند، در سطح شکست نمونه‌ای که دارای همین میزان بیسموت بوده ولی در بالاترین سرعت سرد شده است، به‌خوبی دیده می‌شود (شکل ۸-د). سطح شکست نمونه حاوی ۰/۵٪ بیسموت در آرام‌ترین حالت، همچنان نشان‌دهنده ترکیبی از شکست نرم و ترد است (شکل ۸-ه). حال آن‌که، دیمپل‌ها کل سطح شکست نمونه حاوی ۰/۵٪ بیسموت و سرد شده در سریع‌ترین حالت را در بر گرفته‌اند (شکل ۸-و) که به‌وضوح بیان‌گر شکست نرم است و انطباق خوبی با نتایج خواص مکانیکی به خصوص درصد ازدیاد طول دارد. دیمپل‌های ایجاد شده، رشد کرده و با پیوستن به یکدیگر موجب ایجاد صفحات جدا شده از یکدیگر می‌شوند. در ابتدا حفره‌های بسیار ریز تشکیل می‌شوند که معمولاً در فصل مشترک فاز سخت (سیلیسیم) و فاز نرم زمینه (آلومینیم) ایجاد می‌شوند. در این حالت، شکست به نیروی بیشتری نسبت به شکست ترد نیاز دارد.

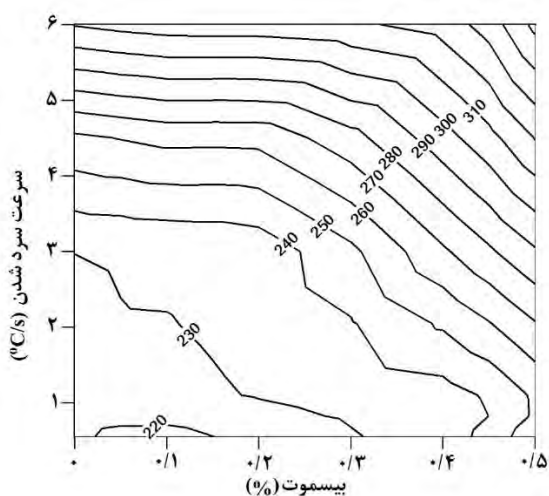
می‌شوند (شکل ۸-الف). در مقابل سطح شکست بدون بیسموت که در سرعت ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه سرد شده است، نشان‌دهنده مناطق بیشتری با حالت شکست نرم است (شکل ۸-ب). می‌توان مشاهده نمود که بین تغییر ساختار سیلیسیم یوتکتیک و رفتار شکست نمونه‌ها، ارتباط مستقیمی وجود دارد. همان‌طور که در شکل (۸-ج) دیده می‌شود، سطح شکست نمونه‌ی حاوی ۰/۴٪ بیسموت که در آرام‌ترین سرعت سرد شده است، ترکیبی از شکست نرم و ترد است. در حالی که دیمپل‌ها که نشان‌دهنده شکست نرم هستند، در سطح شکست نمونه‌ای که دارای همین میزان بیسموت بوده ولی در بالاترین سرعت سرد شده است، به‌خوبی دیده می‌شود (شکل ۸-د). سطح شکست نمونه حاوی ۰/۵٪ بیسموت در آرام‌ترین حالت، همچنان نشان‌دهنده ترکیبی از شکست نرم و ترد است (شکل ۸-ه). حال آن‌که، دیمپل‌ها کل سطح شکست نمونه حاوی ۰/۵٪ بیسموت و سرد شده در سریع‌ترین حالت را در بر گرفته‌اند (شکل ۸-و) که به‌وضوح بیان‌گر شکست نرم است و انطباق خوبی با نتایج خواص مکانیکی به خصوص درصد ازدیاد طول دارد. دیمپل‌های ایجاد شده، رشد کرده و با پیوستن به یکدیگر موجب ایجاد صفحات جدا شده از یکدیگر می‌شوند. در ابتدا حفره‌های بسیار ریز تشکیل می‌شوند که معمولاً در فصل مشترک فاز سخت (سیلیسیم) و فاز نرم زمینه (آلومینیم) ایجاد می‌شوند. در این حالت، شکست به نیروی بیشتری نسبت به شکست ترد نیاز دارد.

### ۳-۵- اندیس کیفیت

یک معیار تجربی و عددی به نام اندیس کیفیت (Q) برای تخمین و ارزیابی کیفیت قطعات ریختگی Al-Si-Mg تعریف شده است. مقدار Q به پارمترهای مؤثر ساختاری مانند بهسازی، شرایط انجمادی و عملیات حرارتی بستگی دارد [۳۷]. Q اندیس عددی است که بیان‌کننده تأثیر استحکام نهایی و درصد ازدیاد طول قطعه بر بازدهی قطعات ریختگی است و به‌صورت زیر بیان می‌شود:

$$Q = UTS + K \log (EI\%) \quad (3)$$

که UTS استحکام کششی نهایی برحسب مگاپاسکال، EI% میزان ازدیاد طول برحسب درصد و K ثابتی است که برای آلیاژهای Al-Si-Mg، ۱۵۰ مگاپاسکال در نظر گرفته



شکل ۹ - کانتور اندیس کیفیت برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده به‌عنوان تابعی از درصد بیسموت و سرعت سرد شدن.

افزودن ۰/۵ درصد وزنی بیسموت به نمونه سرد شده در سرعت ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه بیشترین مقدار اندیس کیفیت، ۳۵۲/۸ مگاپاسکال، به دست آمد.

#### مراجع

- [1] Yang C.L., Li Y.B., Dang B., Bin Lü H., Liu F., Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A356 alloy, *Transaction Nonferrous Metal Society of China (English Ed., 2015, 25, 3189-3196.*
- [2] Yan H., Chen F., Li Z., Microstructure and mechanical properties of AlSi10Cu3 alloy with (La+Yb) addition processed by heat treatment, *Journal of Rare Earths, 2016, 34, 938-944.*
- [3] Joseph S., Kumar S., A systematic investigation of fracture mechanisms in Al-Si based eutectic alloy-Effect of Si modification, *Materials Science and Engineering A., 2013, 588, 111-124.*
- [4] Makhlof M.M., Guthy H. V., The aluminum-silicon eutectic reaction: Mechanisms and crystallography, *Journal of Light Metals, 2001, 1, 199-218.*
- [5] McDonald S.D., Nogita K., Dahle A.K., Eutectic grain size and strontium concentration in hypoeutectic aluminium-silicon alloys, *Journal of Alloys and Compounds, 2006, 422, 184-191.*
- [6] McDonald S.D., Nogita K., Dahle A.K., Eutectic nucleation in Al-Si alloys, *Acta Materialia, 2004, 52, 4273-4280.*
- [7] Lu S.Z., Hellawell A., The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning, *Metallurgical Transaction A., 1987, 18, 1721-1733.*
- [8] Shamsuzzoha M., Hogan L.M., Twinning in fibrous eutectic silicon in modified Al-Si Alloys, *Journal of Crystal Growth, 1985, 72, 735-737.*
- [9] Timpel M., Wanderka N., Schlesiger R., Yamamoto T., Lazarev N., Isheim D., Schmitz G., Matsumura S., Banhart J., The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys, *Acta Materialia, 2012., 60, 3920-3928.*
- [10] Timpel M., Wanderka N., Schlesiger R., Yamamoto T., Isheim D., Schmitz G., Matsumura S., Banhart J., Sr-Al-Si co-segregated regions in eutectic Si phase of Sr-modified Al-10Si alloy, *Ultramicroscopy, 2013, 32, 216-221.*
- [11] Samuel E., Golbahar B., Samuel A.M., Doty H.W., Valtierra S., Samuel F.H., Effect of grain refiner on the tensile and impact properties of Al-Si-Mg cast alloys, *Materoals & Design, 2014, 56, 468-479.*
- [12] Dutta B., Rettenmayr M., Effect of cooling rate on the solidification behaviour of Al-Fe-Si alloys, *Materials Science and Engineering. A., 2000, 283, 218-224.*

۰/۵٪ بیسموت به‌تنهایی نیز موجب بهبود اندیس کیفیت نمونه‌ها در سرعت‌های ثابت سرد شدن شده است. همان‌طور که در شکل (۹) مشاهده می‌شود بیشترین اندیس کیفیت (۳۵۲/۸ مگاپاسکال) برای نمونه‌ای است که دارای بیشترین مقدار بیسموت بوده و در بیشترین سرعت سرد شده است.

#### ۴- نتیجه‌گیری

- ۱- عملیات حرارتی T6 موجب تغییر در شکل و مورفولوژی سیلیسیم یوتکتیک شد. مشاهده شد که زمان لازم برای فرآیند کروی‌سازی سیلیسیم در نمونه حاوی ۰/۵ درصد وزنی بیسموت در مقایسه با نمونه بدون بیسموت کمتر است. در نمونه حاوی بیسموت، ذرات سیلیسیم به اجزای ریزتر تکه‌تکه شده و کروی شدند، حال آنکه در نمونه بدون بیسموت ذرات سیلیسیم از محل‌های زاویه‌دار ابتدا شکسته‌شده و سپس به حالت کروی درآمدند.
- ۲- خواص مکانیکی نمونه‌های ریختگی در اثر اعمال عملیات حرارتی T6 بهبود یافت. افزایش سرعت سرد شدن از ۰/۵۵ به ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه و نیز مقدار افزودنی بیسموت از صفر به ۰/۵ درصد وزنی، موجب افزایش استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول پس از انجام عملیات حرارتی شد. در یک مقدار ثابت بیسموت، افزایش سرعت سرد شدن موجب افزایش خواص مکانیکی شد. همچنین در یک سرعت سرد شدن ثابت، خواص مکانیکی با افزایش بیسموت بهبود یافت. بالاترین استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول به ترتیب ۱۴۲/۲ مگاپاسکال، ۲۳۵ مگاپاسکال و ۶/۱ درصد برای نمونه سرد شده با سرعت ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه و حاوی ۰/۵ درصد وزنی بیسموت به دست آمد.
- ۳- بررسی سطوح شکست نشان‌دهنده تبدیل حالت شکست از ترد (کلیواژ) به نرم (دیمپل) با افزایش سرعت سرد شدن و مقدار بیسموت است که انطباق خوبی با ریزساختار مشاهده شده و نتایج آزمون کشش دارد.
- ۴- محاسبه اندیس کیفیت به‌عنوان معیاری برای ارزیابی کارایی نمونه‌ها نشان داد که بازدهی نمونه‌ها با افزایش سرعت سرد شدن و افزودن بیسموت افزایش یافت. اندیس کیفیت برای نمونه بدون بیسموت با افزایش سرعت سرد شدن از ۰/۵۵ به ۶ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه از ۲۲۲/۶ به ۲۵۷/۱ مگاپاسکال افزایش یافت. با

- Cu-Fe alloy, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2013, 114, 705-717.
- [26] Zhang L.Y., Jiang Y.H., Ma Z., Shan S.F., Jia Y.Z., Fan C.Z., Wang W.K., Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 207, 107-111.
- [27] Osório W.R., Goulart P.R., Santos G.A., Neto C.M., Garcia A., Effect of dendritic arm spacing on mechanical properties and corrosion resistance of Al 9wt.pct Si and Zn 27 wt.pct Al alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006, 37, 2525-2538.
- [28] Joshi U., Hari Babu N., The grain refinement potency of bismuth in magnesium, *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 695, 971-975.
- [29] Farahany S., Ourdjini A., Idrisi M.H., Shabestari S.G., Evaluation of the effect of Bi, Sb, Sr and cooling condition on eutectic phases in an Al-Si-Cu alloy (ADC12) by in situ thermal analysis, *Thermochimica Acta*, 2013, 559, 59-68.
- [30] Li H.J., Shivkumar S., Luo X.J., Apelian D., Influence of Modification on the Solution Heat-treatment Response of Cast Al-Si-Mg Alloys, *Cast Metals*, 1998, 1, 227-234.
- [31] محمدی م، تقی‌آبادی ر، نظری م، تاثیر عناصر بهساز در بهبود اندیس کیفیت آلیاژ آلومینیوم A۳۵۶ قبل و بعد از عملیات حرارتی T6، پژوهشنامه ریخته‌گری، ۲۰۱۸، ۲ (۱) ۲۵-۱۱.
- [32] Apelian D., Shivkumar S., Sigworth G., Fundamental aspects of heat treatment of cast Al-Si-Mg alloys, *AFS Transactions*, 1989, 97, 727-742.
- [33] Zhang D.L., Zheng L.H., StJohn D.H., Effect of solution treatment temperature on tensile properties of Al-7Si-0.3Mg (wt-%) alloy, *Materials Science and Technology*, 1998, 14, 619-625.
- [34] Heusler L., Schneider W., Influence of alloying elements on the thermal analysis results of Al-Si cast alloys, *Journal of Light Metals*, 2002, 2, 17-26.
- [35] Osorio W.R., Garcia L.R., Goulart P.R., Garcia A., Effects of eutectic modification and T4 heat treatment on mechanical properties and corrosion resistance of an Al-9 wt%Si casting alloy, *Materials Chemistry and Physics*, 2007, 106, 343-349.
- [36] Mousavi G.S., Emamy M., Rassizadehghani J., The effect of mischmetal and heat treatment on the microstructure and tensile properties of A357 Al-Si casting alloy, *Materials Science and Engineering A*, 2012, 556, 573-581.
- [37] Closset B., Gruzleski J.E., Structure and properties of hypoeutectic Al-Si-Mg alloys modified with pure strontium, *Metallurgical Transactions A*, 1982, 13, 945-951.
- [13] Shabestari S.G., Shahri F., Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy, *Journal of Materials Science*, 2004, 39, 2023-2032.
- [14] Wang Q.G., Davidson C.J., Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys, *Journal of Materials Science*, 2001, 36, 739-750.
- [15] Caceres C.H., Davidson C.J., Wang Q.G., Griffiths J.R., The effect of Mg on the microstructure and mechanical behavior of Al-Si-Mg casting alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30, 2611-2618.
- [16] Ogris E., Wahlen A., Lüchinger H., Uggowitzer P., On the silicon spheroidization in Al-Si alloys, *Journal of Light Metals*, 2002, 2, 263-269.
- [17] Paray F., Gruzleski J.E., Modification—a Parameter to Consider in the Heat Treatment of Al-Si Alloys, *Cast Metals*, 1992, 5, 187-198.
- [18] Birol Y., Response to artificial ageing of dendritic and globular Al-7Si-Mg alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 484, 164-167.
- [19] Choi S.W., Kim Y.M., Lee K.M., Cho H.S., Hong S.K., Kim Y.C., Kang C.S., Kumai S., The effects of cooling rate and heat treatment on mechanical and thermal characteristics of Al-Si-Cu-Mg foundry alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 617, 654-659.
- [20] Dasch J.M., Ang C.C., Wong C.A., Waldo R.A., Chester D., Cheng Y.T., Powell B.R., Weiner A.M., Konca E., The effect of free-machining elements on dry machining of B319 aluminum alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209, 4638-4644.
- [21] Farahany S., Ourdjini A., Bakar T.A.A., Idris M.H., Role of bismuth on solidification, microstructure and mechanical properties of a near eutectic Al-Si alloys, *Metals Materilas International*, 2014, 20, 929-938.
- [22] Farahany S., Ourdjini A., Bakar T.A.A., Idris M.H., On the refinement mechanism of silicon in Al-Si-Cu-Zn alloy with addition of bismuth, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45, 1085-1088.
- [23] Farahany S., Ourdjini A., Idris M.H., Takaloo A. V, Thai L.T., Combined effect of bismuth content and cooling rate on microstructure and mechanical properties of Al-8.5Si-0.4Mg-0.3Fe alloy, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2013, 52, 208-216.
- [24] Jafari H., Khalilnezhad M., Farahany S., Computer-aided cooling curve thermal analysis and microstructural evolution of Mg-5Zn-xY cast alloys, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2017, 130, 1429-1437.
- [25] Farahany S., Ourdjini A., Idris M.H., Shabestari S.G., Computer-aided cooling curve thermal analysis of near eutectic Al-Si-