



IRANIAN FOUNDRYMEN'S  
SOCIETY

## Founding Research Journal

### Solidification Microstructure of A390 Aluminum Alloy Manufactured by Squeeze Casting Process

Seyed Abbas Hassasi<sup>1</sup>, Majid Abbasi<sup>2\*</sup>, Seyed Jamal Hosseinipour<sup>3</sup>

1. MSc student, in Materials Engineering, 2 & 3. Associate Professor,  
Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Mazandaran, Iran.

---

#### Abstract:

Received: 18 September 2017  
Accepted: 06 April 2018

The effects of squeeze casting process (SQC) on the as cast microstructure, casting defects and hardness of A390 aluminum alloy were investigated and compared by sand and permanent mold casting processes. The squeeze casting was performed using a hydraulic press and 200°C preheated steel die at 120MPa. The microstructural evaluations and hardness variations were measured. The thermal analyzer technique was used to determine the solidification cooling curve and solidified phases. Result exhibited that the microstructure of the alloy was refined and modified by SQC compared by the sand mold and the permanent mold casting. In addition, the shrinkage defects were severely decreased. The intermetallic phases, the primary silicon and eutectic silicon particles were refined. The quantitative analyses of microstructures showed that the squeeze casting decreased the average area of primary silicon particles and its aspect ratio in amount of 74% and 17% respectively compared with sand casting. Also by using SQC, the hardness of the alloy increased to 30 and 18% compared to sand and permanent casting methods respectively.

#### Keywords:

Squeeze casting,  
A390 alloy,  
Solidification  
microstructure,  
Hardness,  
Primary silicon.

---

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

#### Please cite this article using:

Hassasi S.A., Abbasi M., Hosseinipour S.J., Investigation of Solidification Microstructure of A390 Aluminum Alloy Manufactured by Squeeze Casting Process, in Persian, Founding Research Journal, 2018, 2(1) 1-10.  
DOI: 10.22034/FRJ.2018.113170.1018

---

#### \* Corresponding Author:

Majid Abbasi, Associate Professor

**Address:** Faculty of Materials and Industrial Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Iran,  
P.O. Box 47148-71167, Tel.: +98 11 35501806, Fax: +98 11 35501801.

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



## پژوهش‌نامه ریخته‌گری

### ریزساختار انجمادی آلیاژ آلومینیم A390 تولید شده به روش ریخته‌گری کوبشی

سید عباس حساسی<sup>۱</sup>، مجید عباسی<sup>۲\*</sup>، سید جمال حسینی پور<sup>۳</sup>

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

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

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

#### چکیده:

دریافت: ۱۳۹۶/۱۱/۲۵

پذیرش: ۱۳۹۷/۰۱/۱۷

در این پژوهش، اثر فرایند ریخته‌گری کوبشی بر ریزساختار انجمادی، عیوب ریختگی و سختی آلیاژ A390 مورد بررسی قرار گرفته و با روش‌های ریخته‌گری در ماسه و قالب فلزی مقایسه شده است. برای ریخته‌گری کوبشی از یک پرس و قالب فلزی پیش‌گرم شده تا ۲۰۰ درجه سانتیگراد تحت فشار ۱۲۰MPa استفاده شد. بررسی‌های ریزساختاری و سختی‌سنجی انجام شد. از دستگاه آنالیز حرارتی برای ارزیابی منحنی‌های سرد شدن مذاب و تحلیل فازی استفاده شد. نتایج نشان داد که ریزساختار این آلیاژ در شرایط ریخته‌گری کوبشی نسبت به روش‌های ریخته‌گری در ماسه و ریژه اصلاح و ظریف‌تر شده و عیب‌های انقباضی به شدت کاهش یافته است. در شرایط ریخته‌گری کوبشی، مساحت ذرات سیلیسیم اولیه و طول تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک کوچک‌تر و کمتر شده است. ارزیابی‌های کمی نشان داد که روش ریخته‌گری کوبشی در مقایسه با دو روش ریخته‌گری در ماسه سبب کاهش متوسط مساحت و نسبت طول به عرض ذرات سیلیسیم‌های اولیه به ترتیب به میزان‌های ۷۴ و ۱۷ درصد شده است. همچنین سختی این آلیاژ در روش ریخته‌گری کوبشی در مقایسه با روش‌های ماسه‌ای و قالب فلزی به ترتیب به میزان ۳۰ و ۱۸ درصد افزایش یافته است.

#### واژه‌های کلیدی:

ریخته‌گری کوبشی،

آلیاژ A390،

ریزساختار انجمادی،

سختی،

سیلیسیم اولیه.

#### ۱- مقدمه

در تولید قطعات به روش ریخته‌گری، عیوبی مانند مک‌های انقباضی و گازی، جدایش و ترک و بازده ریختگی پایین به علت وزن بالای راه‌گاه و تغذیه، کیفیت محصول و بهره‌وری فرایند تولید را کاهش می‌دهد [۱، ۲]. راه‌های متنوعی از جمله استفاده از جوانه‌زا، بهساز و یا افزایش سرعت سرد شدن مذاب در قالب، فناوری خلاء یا اعمال فشار به منظور بهبود کاهش عیوب، اصلاح ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی استفاده می‌شود [۳]. روش ریخته‌گری در ماسه یکی از روش‌های مرسوم تولید قطعات است که برای تولید قطعات مختلف از جنس آلیاژهای آهنی و غیرآهنی با وزن چند گرم تا چندین تن مورد استفاده قرار می‌گیرد [۴]. با افزایش وزن قطعات و یا استفاده از آلیاژهایی با دامنه انجماد طولانی، مقدار تخلخل‌ها و سایر عیوب در این روش به شدت افزایش می‌یابد و خواص مکانیکی به دلیل حضور

ساختار درشت دانه و دانه‌های ستونی افت شدیدی نشان می‌دهد [۵، ۶]. در روش ریخته‌گری در قالب فلزی به دلیل ضریب انتقال حرارت بالاتر قالب فلزی نسبت به ماسه، فلز مذاب، در حین انجماد در معرض مادون انجماد بالاتری قرار گرفته و سرعت انجماد بیشتر است. در نتیجه، ریزساختار ظریف‌تر شده و مقدار و اندازه عیوب انجمادی کمتر می‌شود [۷]. با این حال، جدایش، ریزمک‌های انقباضی و یا گازی، شکل نامناسب برخی از فازها و ترکیبات بین‌فلزی در این روش موجب افت خواص مکانیکی آلیاژ نسبت به روش‌هایی مانند ریخته‌گری تحت فشار می‌شود [۸].

در حال حاضر، روش پیشرفته‌ی دیگری موسوم به ریخته‌گری کوبشی برای تولید قطعات از جنس آلیاژهای سبک مانند آلومینیم، منیزیم و روی توسعه یافته است [۹]. در این روش که به نام آهنگری فلز مذاب نیز شناخته می‌شود، فشارکوبش توسط یک پرس تا آخرین مراحل

به قالب ماسه‌ای بوده است. هم‌چنین نمونه‌های ریخته‌گری کوبشی بدون استفاده از بهساز دارای شکل ریزساختاری مشابه ولی اندازه کوچکتری نسبت به نمونه‌های ریخته‌گری در ماسه بوده است. بریتنل [۱۹] با بررسی ریزساختار حاصل نمونه‌های کوبشی و ریخته‌گری در مورد آلیاژ هیپوپوتکتیک A356 نشان داد که ریزساختار این آلیاژ در حالت ریخته‌گری در ماسه شامل دندریته‌های درشت فاز آلفا و مقدار ریزتخلخل‌های بسیار زیادی در فضای بین این دندریته‌ها بوده است، این در حالی است که در نمونه‌های ریخته‌گری کوبشی، ریزساختار حاصل به نحو مطلوبی ظریف‌تر شده است. هم‌چنین مقدار ریزتخلخل‌ها به مقدار محسوسی کاهش یافت. علی‌رغم بررسی‌های زیادی که در زمینه ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای هیپوپوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم صورت گرفته است، ولی تعداد پژوهش‌های صورت گرفته در زمینه تاثیر فرایند ریخته‌گری کوبشی بر آلیاژهای هایپوپوتکتیک بسیار پایین است که بررسی دقیق آن الزامی به نظر می‌رسد. در این پژوهش، اثر فرایند ریخته‌گری کوبشی بر ریزساختار و سختی آلیاژ هایپوپوتکتیک A390 مورد ارزیابی و مقایسه با دو روش ریخته‌گری ثقلی (ماسه‌ای و قالب فلزی یا ریژه) قرار گرفته است.

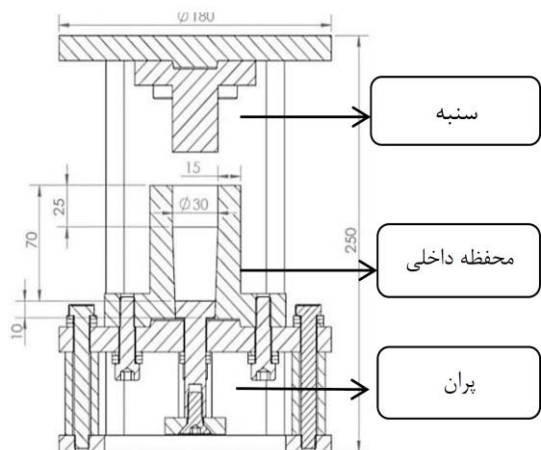
## ۲- مواد و روش تحقیق

برای ریخته‌گری از شمش آلیاژ A390 شرکت ایرالکو استفاده شد که نتایج آنالیز اسپکترومتری آن در جدول (۱)، نشان داده شده است. شمش‌ها در داخل بوتله گرافیتی یک کیلوگرمی و به وسیله کوره مقاومتی در دمای  $720^{\circ}\text{C}$  ذوب شده و سپس توسط کاورال مورد گاززدایی قرار گرفت. سپس بوتله به داخل کوره انتقال یافته و به مدت ۳۰ دقیقه در دمای  $720^{\circ}\text{C}$  نگه داشته شده تا هم‌دما شود. لازم به ذکر است که انتخاب دمای فوق‌ذوب با توجه به دمای خط مایع اندازه‌گیری شده توسط ترموکوپل نوع K مستقر در ارتفاع ۲۰ میلی‌متری نسبت به سطح قالب و دستگاه آنالیز حرارتی با دقت  $1^{\circ}\text{C}$  صورت گرفت. از فولاد ابزار گرم‌کار H13 با محفظه استوانه‌ای به قطر ۳۰ میلی‌متر و ارتفاع ۶۰ میلی‌متر برای ریخته‌گری قالب فلزی و ریخته‌گری کوبشی استفاده شد. قالب با المنت تا دمای  $200^{\circ}\text{C}$  مورد پیش‌گرم قرار گرفته است. از گرافیت کلئیدی به منظور روان‌کاری قالب و از یک دستگاه پرس

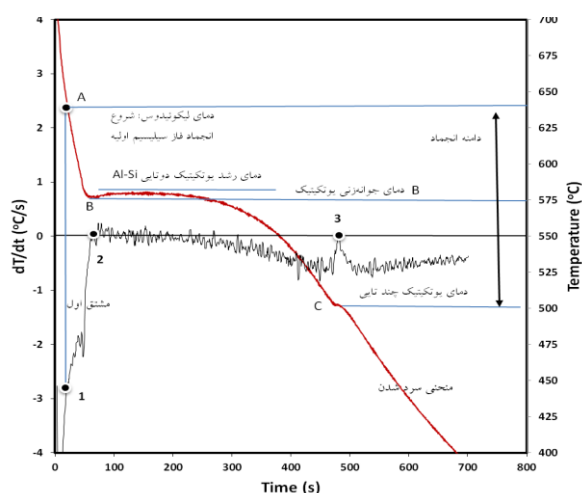
انجمادی بر روی فلز ریخته‌شده در قالب فلزی اعمال می‌شود که این فشار کوبش موجب تسریع فرایند انجماد، حذف فاصله هوایی بین دیواره قالب و فلز مذاب و هم‌چنین حذف تخلخل‌های گازی و انقباضی می‌شود [۱۰]. از جمله مزایای این روش، کیفیت سطحی بسیار بالا، امکان تولید قطعات نزدیک به شکل نهایی، عدم نیاز به سیستم راهگاهی و تغذیه و هم‌چنین قابلیت تولید قطعات با وزن و اندازه مختلف با بازده ریخته‌گری بالا است [۱۱]. از این رو، دو راهبرد اقتصادی (تولید با بهره‌وری بالا) و کیفی (تولید محصولات ریخته‌گری با کیفیت متالورژیکی بالا) موجب می‌شود که توسعه روش ریخته‌گری کوبشی با جدیت بیشتری دنبال شود.

در میان آلیاژهای مختلف، آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم به دلیل خواصی همچون نسبت استحکام به وزن مناسب، هدایت حرارتی بالا، قابلیت ریخته‌گری عالی، قابلیت جوش‌پذیری مناسب، مقاومت به سایش مناسب دارای جذابیت‌های صنعتی زیادی است [۱۲] و توسط تمامی روش‌های مذکور در صنایع مختلف از جمله هوایی و نظامی بطور گسترده‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱۳] ولی دامنه انجمادی بسیار زیاد برخی از آلیاژهای این گروه، منجر به تشکیل تخلخل‌های بسیار زیادی در قطعات حاصل می‌نماید که منجر به افت بسیار شدید برخی از خواص مکانیکی مانند استحکام کششی و درصد ازدیاد طول می‌گردد [۱۴]. مهم‌ترین متغیرهایی موثر بر ریزساختار نهایی قطعات ریخته‌گری عبارتند از ترکیب شیمیایی، شرایط انجمادی و عملیات حرارتی و مهم‌ترین پارامترهای انجمادی تاثیرگذار، شیب دمایی، سرعت انجماد و دامنه انجمادی است [۱۵]. در این میان، فاصله بین دندریته‌ها بعد از اندازه دانه فاز اولیه و مورفولوژی یوتکتیک، بیشترین تاثیر را بر روی خواص مکانیکی نهایی آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم خواهد داشت [۱۶].

نتایج مالکی و همکاران [۱۷]، بر روی آلیاژ هیپوپوتکتیک LM13، نشان داد که فشار کوبش مهم‌ترین پارامتر تاثیرگذار بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ است ولی به منظور حذف کامل تخلخل‌های انقباضی اعمال فشار کوبش در سطح بیش از ۱۰۶ MPa الزامی است. تحقیقات اسماعیلی [۱۸]، بر روی آلیاژ یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم بهسازی شده و نشده نشان داد که ساختار یوتکتیک حاصل از فرایند ریخته‌گری کوبشی دارای ظرافت بیشتری نسبت



شکل ۱- نقشه قالب ریخته‌گری کوبشی (ابعاد به میلی‌متر)



شکل ۲- نمودار سردشدن آلیاژ A390 ریخته‌گری شده در قالب ماسه‌ای و مشتق اول آن نسبت به زمان

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- آنالیز حرارتی و ریزساختار ریختگی آلیاژ A390

شکل (۲)، نمودار سردشدن آلیاژ A390 در ماسه را نشان می‌دهد. در این نمودار، هم تغییرات دما و هم مشتق آن بر حسب زمان رسم شده است. مشاهده می‌شود که انجماد این آلیاژ در نقطه A و در دمای  $644^{\circ}\text{C}$  با تشکیل فاز سیلیسیم اولیه آغاز می‌شود و سپس استحاله یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم در نقطه B و در دمای  $569^{\circ}\text{C}$  جوانه‌زنی کرده (حداقل دمای یوتکتیک سیلیسیم) و در  $571^{\circ}\text{C}$  (بالاترین دمای یوتکتیک سیلیسیم) تمام می‌شود. مذاب باقیمانده با کاهش دما تحت دو نوع انجماد یوتکتیک آلومینیم با  $\text{Mg}_2\text{Si}$  و  $\text{Al}_2\text{Cu}$  و به ترتیب در دماهای  $542^{\circ}\text{C}$  و  $522^{\circ}\text{C}$  قرار می‌گیرد و سرانجام در نقطه C، انجماد

هیدرولیک با ظرفیت اسمی ۲۰ تن برای ریخته‌گری کوبشی استفاده شد. در شکل (۱)، تجهیزات فرایند ریخته‌گری کوبشی و هندسه قالب نشان داده شده است. در ریخته‌گری کوبشی، فشار  $120\text{ MPa}$  و به مدت زمان ۳۰ ثانیه (به صورت تجربی، به ازای هر یک میلی‌متر ضخامت قطعه، مدت یک ثانیه در نظر گرفته شد) روی نمونه اعمال شد. محل نمونه‌گیری برای متالوگرافی و سختی‌سنجی به فاصله ۲۰ میلی‌متری از سطح پایینی نمونه بوده است. نمونه ریخته‌گری در ماسه به روش قالب‌گیری تر (ماسه سیلیسی با چسب بنتونیت و آب) و به اندازه نمونه قالب فلزی تهیه شد. منحنی سرد شدن نمونه ریخته‌گری شده در ماسه به وسیله یک دستگاه آنالیز حرارتی با نرخ نمونه‌برداری ۴ داده بر ثانیه رسم شده است. از مشتق اول نمودار تغییرات دما بر حسب زمان دماهای بحرانی انجماد این آلیاژ شناسایی شده است.

متالوگرافی تمامی نمونه‌ها بعد از آماده‌سازی و پولیش با محلول kellers ( $190\text{ ml H}_2\text{O}$ ,  $2\text{ml HF}$ ,  $3\text{ml HCl}$ ,  $5\text{ml HNO}_3$ ) صورت گرفته است. آزمون سختی‌سنجی توسط دستگاه مدل SCTMC به روش برینل با نیروی ۳۰ کیلوگرم و با گلوله به قطر  $2/5$  میلی‌متر و طبق استاندارد E10 با ۱۰ بار تکرار از لبه تا مرکز نمونه انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری (MDS) مدل Philips 120A-NJF و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل XL30 در بزرگ‌نمایی‌های مختلف صورت گرفت. همچنین به منظور بررسی مک‌های انقباضی درشت از میکروسکوپ استریو DeWinter استفاده شده است. آنالیز ریزساختاری شامل مساحت ذرات سیلیسیم اولیه و نسبت طول به عرض این ذرات که به عنوان فاکتور شکل شناخته می‌شود در تعداد ۲۰ تصویر از لبه تا مرکز نمونه اندازه‌گیری و با نرم‌افزار تحلیل تصاویر ریزساختاری MIP4 مورد ارزیابی قرار گرفته است.

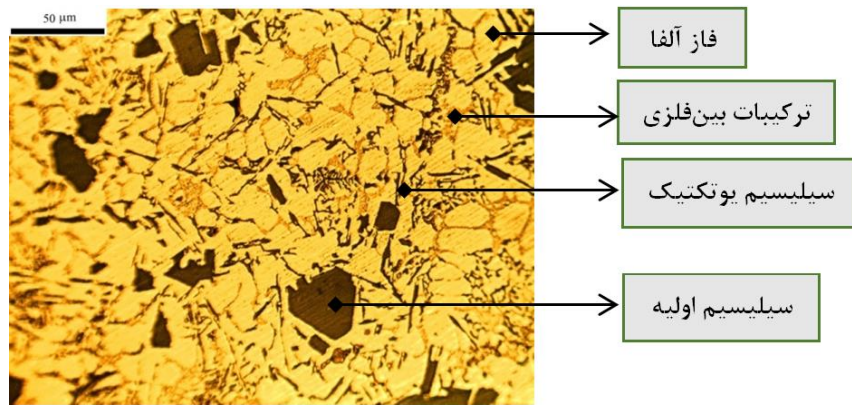
جدول ۱- ترکیب شیمیایی اسپکترومتری آلیاژ A390 استفاده شده در این تحقیق و محدوده استاندارد (بر حسب درصد وزنی).

عنصر	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn
مورد استفاده	باقیمانده	۱۷/۱۹	۰/۵۱	۵/۱۰	۰/۲۰	۰/۳۰	۰/۰۸
استاندارد ASTM	باقیمانده	۱۸	۰/۵	۵-۴	۰/۶۵	۰/۱۰	۰/۱۰

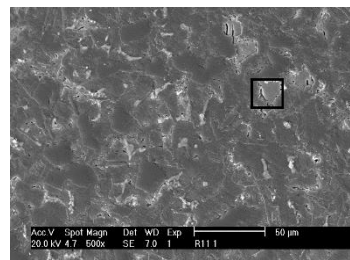
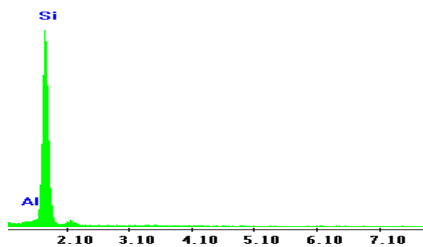
زمینه فاز غنی از آلومینیم مشهود است. مشاهده می‌شود که ریزساختار شامل سیلیسیم اولیه درشت و بی‌قاعده با گوشه‌های تیز می‌باشد [۲۱]. اندازه، توزیع و مورفولوژی ذرات سیلیسیم و ترکیبات بین‌فلزی (غنی از مس و منیزیم) از جمله مهم‌ترین مشخصه‌های ریزساختاری در آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم‌هایپریوتکتیک است [۲۲].

یوتکتیک  $Al_2Cu$  در  $50.5^\circ C$  (دمای سالیدوس) تمام می‌شود [۲۰].

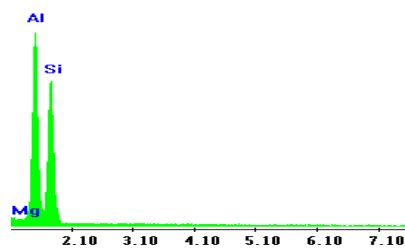
شکل (۳)، تصاویر میکروسکوپی از ریزساختار ریختگی آلیاژ A390 در شرایط ریخته‌گری در ماسه از فازهای مختلف آن را نشان می‌دهد. وجود ذرات درشت و گوشه‌دار سیلیسیم اولیه، تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات بین‌فلزی در



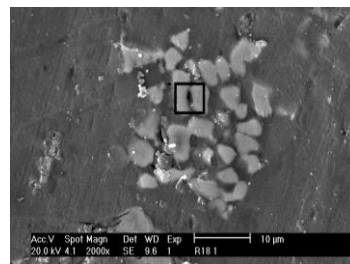
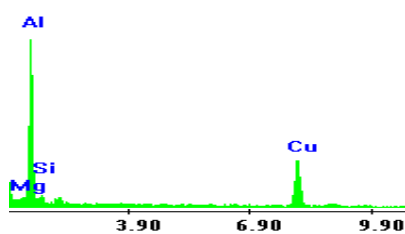
الف



ب



ج



د

شکل ۳- ریزساختار انجمادی آلیاژ A390 ریخته‌گری شده در ماسه از: الف- میکروسکوپ نوری، و الکترونی از (ب) سیلیسیم اولیه، (ج) سیلیسیم یوتکتیک و (د) ترکیب بین‌فلزی  $Al_2Cu$

### ۲-۳- ارزیابی مک‌های انقباضی در ریزساختارهای

#### ریخته‌گی آلیاژ A390

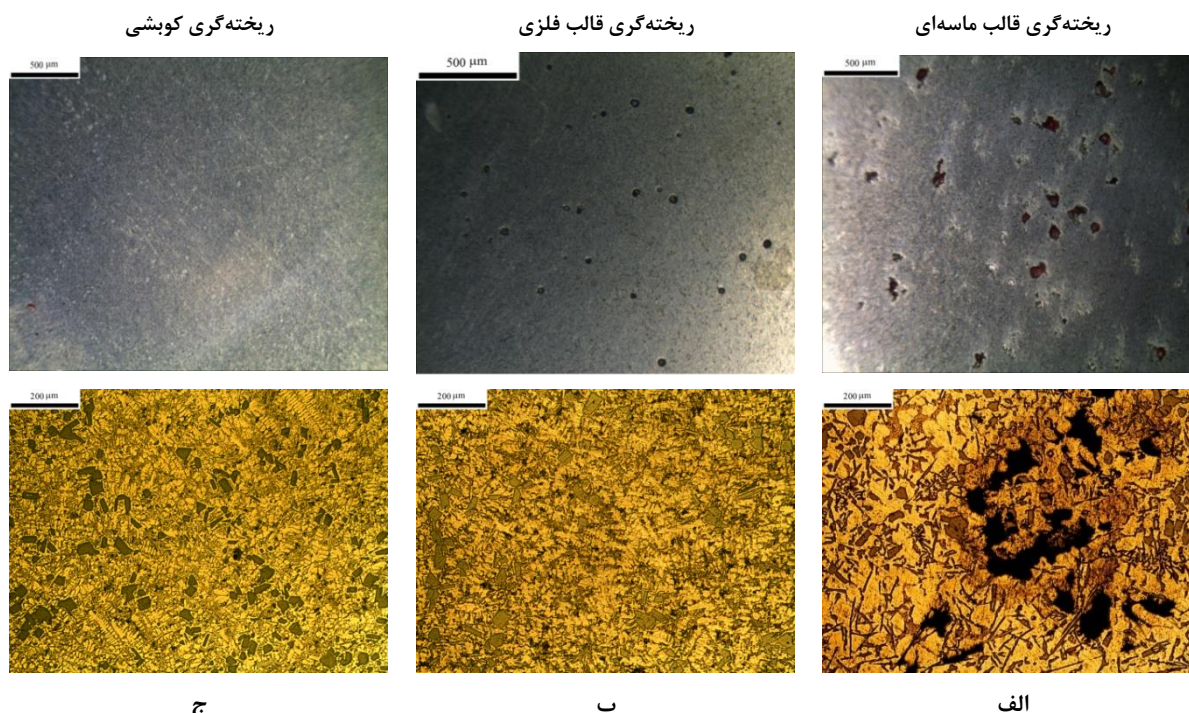
شکل (۴)، تصاویر میکروسکوپ‌های استریو (ماکرو) و نوری (میکرو) از توزیع مک‌های انقباضی را در نمونه‌های ریخته‌گی مختلف نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که در نمونه ریخته‌گری کوبشی‌شده، تخلخل‌های انقباضی نسبت به نمونه‌های قالب ماسه‌ای و قالب فلزی کاهش زیادی داشته و تقریباً ناچیز است. بنابراین استفاده از فرایند ریخته‌گری کوبشی موجب کاهش چشم‌گیر مقدار، اندازه و اصلاح مورفولوژی تخلخل‌های انقباضی در ریزساختار نمونه‌ها نسبت به قالب ماسه‌ای و قالب فلزی شده است. بر اساس آنالیز حرارتی نشان داده شده در شکل (۲)، می‌توان نتیجه گرفت که آلیاژ هایپرپوتکتیک A390 با انجماد پدرومانه و خمیری به میزان  $139^{\circ}\text{C}$  (در محدوده  $644^{\circ}\text{C}$ - $505^{\circ}\text{C}$ ) است. بنابراین می‌توان انتظار داشت که در شرایط ریخته‌گری ثقیلی، مک‌های انقباضی زیادی در آن تشکیل شود [۲۰]. دامنه انجماد زیاد، هم سیالیت آلیاژ را کاهش می‌دهد و هم شرایط تشکیل ریز مک‌های انقباضی را بیشتر فراهم می‌کند. بنابراین مشکل بزرگ این آلیاژ، مقدار زیاد مک‌های انقباضی در شرایط انجماد ثقیلی است که استحکام، درصد ازدیاد طول نسبی و مقاومت به سایش را می‌تواند

کاهش دهد [۲۳، ۲۴]. راه کارهای متعددی برای رفع این عیب، مطرح است که از آن جمله، استفاده از روش‌های شکل‌دهی در محدوده نیمه جامد و ریخته‌گری کوبشی است [۲۵]. اندازه و مورفولوژی تخلخل‌ها به مقدار بسیار زیادی به نرخ انجماد و مقدار گازهای موجود در داخل مذاب بستگی دارد. به نحوی که با کاهش نرخ سرد شدن و افزایش فاصله بین دندریت‌ها، این تخلخل‌ها در فضای بین بازوهای دندریتی فرعی به دام افتاده و مقدار آن‌ها کاهش و در مقابل اندازه آنها بزرگتر خواهد شد [۵].

### ۳-۳- ارزیابی ریزساختار انجمادی در روش‌های مختلف

#### ریخته‌گری

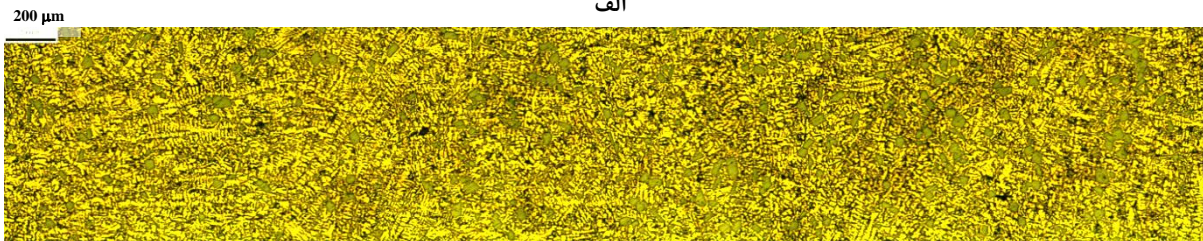
در شکل (۵)، تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ A390 در شرایط مختلف ریخته‌گری نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری کوبشی، اختلاف چشم‌گیری از نظر ظرافت ریزساختار، شامل فاز سیلیسیم اولیه، سیلیسیم یوتکتیک و فاز آلفا دارد. همچنین مقدار تخلخل‌های انقباضی به مقدار قابل ملاحظه‌ای کاهش یافته است. در ادامه، ارزیابی این تغییرات ریزساختاری به تفکیک ارائه می‌شود.



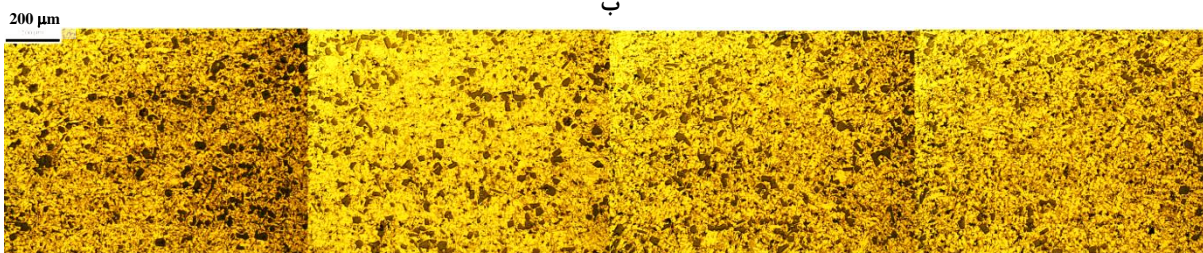
شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ‌های استریو و نوری از وضعیت مک‌های انقباضی در ریزساختار نمونه‌های تولید شده به روش: (الف) ریخته‌گری قالب ماسه‌ای (ب) ریخته‌گری قالب فلزی (ج) ریخته‌گری کوبشی



الف



ب



ج

شکل ۵- تصاویر ریزساختار از میکروسکوپ نوری: الف) ریخته‌گری در قالب ماسه‌ای، ب) ریخته‌گری در قالب فلزی و ج) ریخته‌گری کوبشی (هز تصویر از کنار هم گذاشتن ۴ تصویر متوالی حاصل شده است)

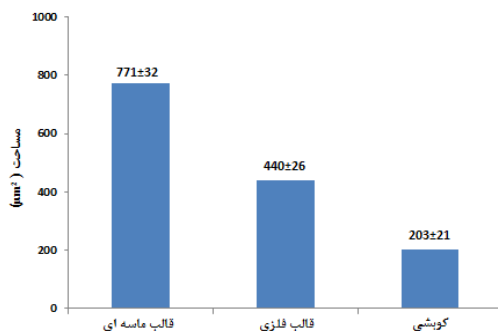
اعمال فشار در حین انجماد موجب افزایش دمای نقطه یوتکتیک و انتقال نمودار به سمت عنصر سیلیسیم خواهد گردید (به عبارت دیگر نقطه یوتکتیک در نمودار فازی آلومینیم-سیلیسیم با اعمال فشار به مقدار سیلیسیم بیشتر منتقل می‌شود) و از این طریق، پایداری فازغنی از آلومینیم افزایش خواهد یافت و موجب کاهش کسر سطحی فاز سیلیسیم اولیه در نمونه‌های کوبشی خواهد گردید [۲۲].

### ۳-۳-۲- اثر روش ریخته‌گری بر انجماد یوتکتیک

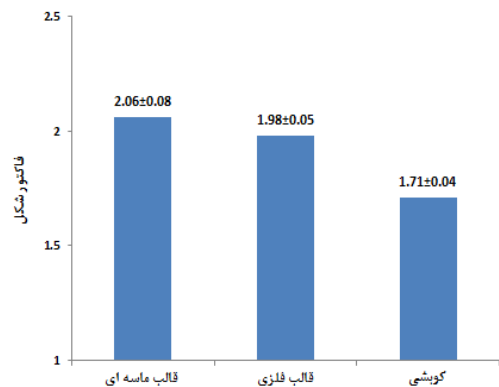
در شکل (۸)، نمودار اندازه متوسط تیغه‌های یوتکتیک سیلیسیم در روش‌های مختلف ریخته‌گری نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که استفاده از فرایند ریخته‌گری کوبشی موجب کاهش طول تیغه‌های یوتکتیک سیلیسیم به میزان ۶۰ درصد نسبت به نمونه‌ی قالب ماسه‌ای و ۴۳ درصد نسبت به نمونه قالب فلزی شده است. از آنجایی که افزایش نرخ سرد شدن هم بر روی ظرافت دندریته‌های فاز آلفا و هم بر یوتکتیک سیلیسیم تاثیرگذار خواهد بود، اعمال فشار موجب اصلاح ریزساختار فاز یوتکتیک سیلیسیم شده است [۲۴].

### ۳-۳-۱- اثر روش ریخته‌گری بر فاز سیلیسیم اولیه

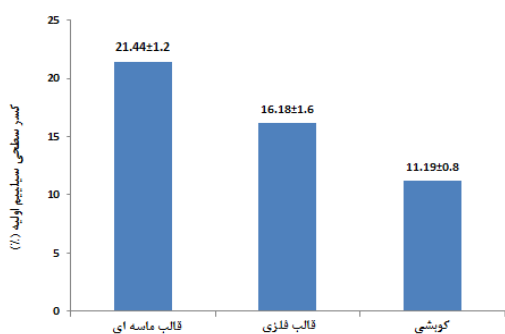
در شکل (۶)، ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده تحت شرایط مختلف نشان داده شده است. بر این اساس، در شکل (۷)، نتایج آنالیز تصویری این ریزساختارها در خصوص میزان سیلیسیم اولیه نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که در نمونه‌ی ریخته‌گری کوبشی، متوسط مساحت ذرات سیلیسیم، ۷۴ درصد نسبت به نمونه قالب ماسه‌ای و ۵۴ درصد نسبت به نمونه قالب فلزی کاهش یافته است. همچنین فاکتور شکل ذرات سیلیسیم نیز به مقدار ۱۷ درصد نسبت به نمونه قالب ماسه‌ای و ۱۴ درصد نسبت به نمونه قالب فلزی کاهش یافته است. استفاده از فرایند ریخته‌گری کوبشی بر کسر سطحی فاز سیلیسیم نیز تاثیرگذار بوده است به نحوی که کسر سطحی این فاز ۴۹ درصد نسبت نمونه قالب ماسه‌ای و ۳۱ درصد نسبت به نمونه قالب فلزی کاهش یافته است. یکی از مهم‌ترین دلایل بهبود ریزساختار در نمونه‌ی ریخته‌گری کوبشی، افزایش ضریب انتقال حرارت به دلیل اعمال فشار حین انجماد و متعاقباً حذف فاصله هوایی بین دیواره قالب و فلز منجمد شده است [۲۱].



الف



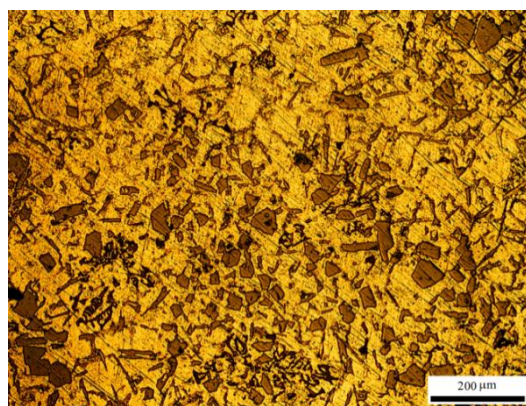
ب



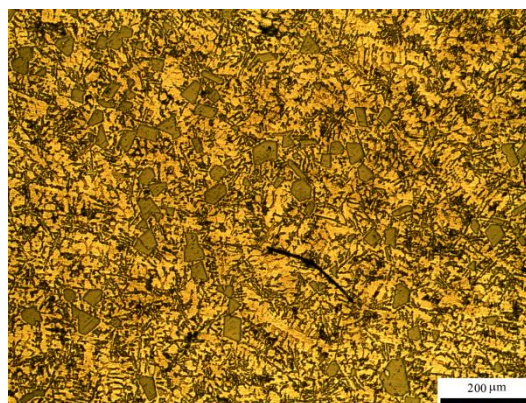
ج

شکل ۷- نمودار مشخصه‌های فاز سیلیسیس اولیسه در روش‌های مختلف ریخته‌گری: الف) متوسط مساحت، ب) فاکتور شکل و ج) کسر سطحی فاز سیلیسیس اولیسه

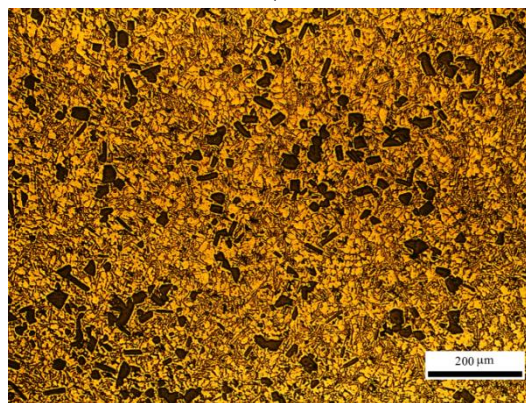
انجماد بی‌قاعده در سیستم آلومینیم-سیلیسیس است. بنابراین افزایش فشار بیرونی حین انجماد آلیاژ مذکور، شرایط تشکیل سیلیسیس را دشوار می‌کند و در نتیجه، متوسط اندازه ذرات سیلیسیس یوتکتیک کاهش می‌یابد. ناهمسان‌گردی در رشد سیلیسیس در یک‌سری از جهت‌گیری‌های خاص منجر به این خواهد شد که ریزساختار حاصل از این استحاله، اغلب به صورت ورقه‌های ضخیم با مورفولوژی نامناسب باشد، که در نهایت به افت



الف



ب



ج

شکل ۶- تصاویر ریزساختار میکروسکوپ نوری از نمونه‌ها در روش‌های مختلف ریخته‌گری: الف) ماسه‌ای، ب) ریژه، و ج) کوبشی

در بخش قبل به اثر فشار بر تغییرات نقطه یوتکتیک به دمای بالاتر و سیلیسیس اشاره شد. از طرف دیگر، انجماد فاز یوتکتیک در آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیس به دلیل حضور فاز صفحه‌ای<sup>۱</sup> سیلیسیس در کنار فاز دندردیتی آلفا غنی از آلومینیم به صورت بی‌قاعده است [۲۳]. همچنین انجماد سیلیسیس، با افزایش حجم در مذاب خواهد بود و نتیجه آن

<sup>۱</sup> Faceted



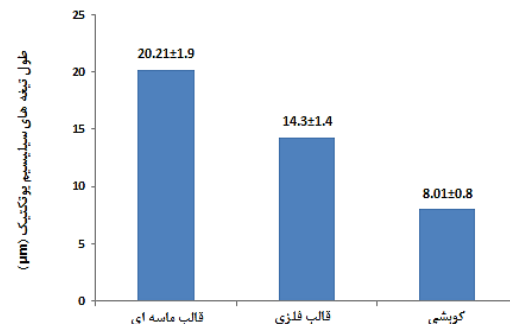
#### ۴- نتیجه‌گیری

- ۱- ریزساختار انجمادی آلیاژ A390 شامل سیلیسیم اولیه، سیلیسیم یوتکتیک، فاز آلفا و ترکیبات بین فلزی است که با استفاده از فرایند ریخته‌گری کوبشی نسبت به روش‌های ریخته‌گری در قالب فلزی و ماسه‌ای، اصلاح و به شدت ظریف‌تر می‌شود.
- ۲- اندازه متوسط ذرات سیلیسیم در نمونه‌های کوبشی به میزان ۵۴ درصد نسبت به نمونه‌های قالب فلزی و ۷۴ درصد نسبت به نمونه‌های ریخته‌گری در ماسه کاهش یافته و همچنین نسبت طول به عرض ذرات سیلیسیم در آن ۱۴ درصد نسبت به نمونه قالب فلزی و ۱۷ درصد نسبت به نمونه ریخته‌گری در ماسه کاهش یافته است.
- ۳- طول تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک در روش ریخته‌گری کوبشی نسبت به روش‌های قالب ماسه‌ای و فلزی به ترتیب به میزان ۸۵ و ۶۱ درصد کاهش یافته است. به همین ترتیب، متوسط مساحت ذرات فاز آلفا به میزان ۴۱ و ۳۱ درصد کاهش یافته است.
- ۴- میزان ریزمک‌های انقباضی و گازی در ریزساختار ریخته‌گری آلیاژ آلومینیم A390 تابعی از روش ریخته‌گری است. به گونه‌ای که این میزان در روش ریخته‌گری کوبشی بسیار ناچیز و قابل صرف‌نظر و در ریخته‌گری ماسه به مقدار بسیار زیاد و همچنین دارای ابعاد بزرگتری نسبت به ریخته‌گری قالب فلزی است.
- ۵- سختی نمونه‌های ریخته‌گری کوبشی، ۳۰ درصد بیش‌تر از نمونه‌های ریخته‌گری در ماسه و ۱۸ درصد بیش‌تر از نمونه‌های قالب فلزی است.

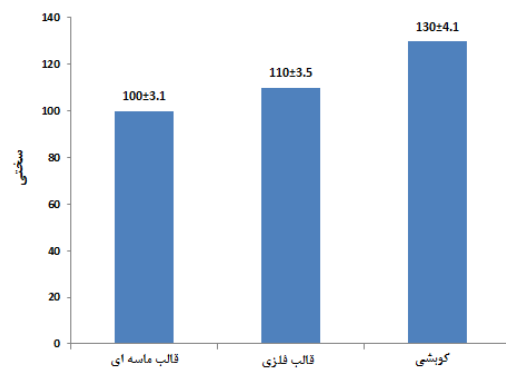
شدید خواص مکانیکی در این آلیاژها منجر می‌شود، لازم به ذکر است مورفولوژی کشیده و ضخیم این فاز ترد می‌تواند به عنوان مکانی برای تمرکز و اشاعه ترک عمل نماید و بنابراین تمایل به شکست ترد را در آلیاژ افزایش دهد [۲۳].

#### ۳-۴- اثر روش ریخته‌گری بر سختی

تغییرات سختی نمونه‌های مختلف در شکل (۹) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که سختی نمونه‌های ریخته‌گری کوبشی (۱۳۰HB) به میزان ۳۰ درصد بیش از نمونه‌های ریخته‌گری در ماسه (۱۰۰HB) و به میزان ۱۸ درصد بیش‌تر از نمونه‌های قالب فلزی (۱۱۰HB) است. این موضوع به دلیل ریزساختار ظریف‌تر، حاصل از سرعت سرد شدن بیش‌تر در نمونه‌های ریخته‌گری کوبشی و کاهش عیوب ریختگی است که در بخش قبل به آن اشاره شده است. همچنین در نمونه‌های قالب دائمی، میزان سختی بالاتر از نمونه‌های ریخته‌گری در قالب ماسه‌ای بوده است که اختلاف در سرعت انجماد می‌تواند مهم‌ترین عامل تاثیرگذار بر نتایج حاصل باشد.



شکل ۸- نمودار اندازه متوسط تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک در روش‌های مختلف ریخته‌گری



شکل ۹- نمودار تغییرات سختی آلیاژ A390 تولید شده به روش‌های مختلف ریخته‌گری

#### مراجع

- [1] Ghomashchi M., Vikhrov A., Squeeze casting: An overview, Journal of Material Processing Technology, 2000, 101(1-3) 1-9.
- [2] Ceschini L., Morri A., Gamberini A., Messieri S., Correlation between ultimate tensile strength and solidification microstructure for the sand cast A357 aluminium alloy, Material and Design, 2009, 30(10) 4525-4531.
- [3] Hu X., Ai F., Yan H., Influences of pouring temperature and cooling rate on microstructure and mechanical properties of casting Al-Si-Cu aluminum alloy, Acta Metallurgica Sinica, 2012, 25(4) 272-278.
- [4] Kapranos P., Carney C., Pola A., Jolly M., Advanced casting methodologies: Investment casting, centrifugal casting, squeeze casting, metal spinning, and batch casting, Comprehensive Materials Processing, 2014, 5, 39-67.
- [5] Linder J., Axelsson M., Nilsson H., Influence of porosity on the fatigue life for sand and permanent

- [22] Li B., Zhang Z.F., Wang Z.G., Xu J., Zhu Q., Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of A390 alloy, *Advanced Materials Research*, 2013, 654, 1049–1053.
- [23] Zamani M., *Al-Si Cast Alloys: Microstructure and Mechanical Properties at Ambient and Elevated Temperature Al-Si Cast Alloys*, Licentiate Thesis, 2015.
- [24] حمیدی ا.، ثقفیان ح.، بررسی ریزساختار و خواص سایشی نانوکامپوزیت  $A356/Al_2O_3$  به روش ریخته‌گری هم‌زدنی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، (۱) ۵۹-۶۸.
- mould cast aluminium, *International Journal of Fatigue*, 2006, 28, 1752–1758.
- [6] نوری ا.، حسن‌نژاد ح.، بررسی جوانه‌زایی آلیاژهای آلومینیم با افزودن جوانه‌زای  $Al_5TiB_1$ ، ریخته‌گری، ۱۳۹۵، ۱۱۳، ۴۰-۴۴.
- [7] Haque M.M., Maleque M.A., Effect of process variables on structure and properties of aluminium – silicon piston alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, 77, 122–128.
- [8] Bin S.B., Xing S.M., Tian L.M., Zhao N., Li L., Influence of technical parameters on strength and ductility of  $AlSi9Cu_3$  alloys in squeeze casting, *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(4) 977–982.
- [9] Khodaverdizadeh H., Niroumand B., Effects of applied pressure on microstructure and mechanical properties of squeeze cast ductile iron, *Material and Design*, 2011, 32(10) 4747–4755.
- [10] Abou El-khair M.T., Microstructure characterization and tensile properties of squeeze-cast  $AlSiMg$  alloys, *Materials Letters*, 2005, 59(8–9) 894–900.
- [11] Yang L.J., The effect of casting temperature on the properties of squeeze cast aluminium and zinc alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 140(1–3) 391–396.
- [12] Hekmat-Ardakan A., Liu X., Ajersch F., Chen X.G., Wear behaviour of hypereutectic Al-Si-Cu-Mg casting alloys with variable Mg contents, *Wear*, 2010, 269(9–10) 684–692.
- [13] Ye H., An overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2003, 12(3) 288–297.
- [14] Savas M.A., Altintas S., Effects of squeeze casting on the wide freezing range binary alloys, *Materials Science and Engineering*, 1993, 173(1–2) 227–231.
- [15] Karbalaeei-Akbari M., Mirzaee O., Baharvandi H.R., Fabrication and study on mechanical properties and fracture behavior of nanometric  $Al_2O_3$  particle-reinforced A356 composites focusing on the parameters of vortex method, *Material and Design*, 2013, 46, 199–205.
- [16] Murat-Lus H., Effect of casting parameters on the microstructure and mechanical properties of squeeze cast A380 aluminum die cast alloy, *Kovove Materialy*, 2012, 50(4) 243–250.
- [17] Maleki A., Niroumand B., Shafyei A., Effects of squeeze casting parameters on density, macrostructure and hardness of LM13 alloy, *Materials Science and Engineering*, 2006, 428(1) 135–140.
- [18] Smillie M., *Casting and analysis of squeeze cast aluminium silicon eutectic alloy*, PhD Thesis, University of Canterbury, 2006.
- [19] Britnell D.J., *Pressure Assisted Segregation In Squeeze Cast Aluminium Alloys*, Submitted for the Degree of Doctor of Philosophy, University of Warwick, 1996.
- [20] Hekmat-Ardakan A., Ajersch F., Thermodynamic evaluation of hypereutectic Al-Si (A390) alloy with addition of Mg, *Acta Materialia*, 2010, 58(9) 3422–3428.
- [21] Wang R., Lu W., Hogan L.M., Growth morphology of primary silicon in cast Al-Si alloys and the mechanism of concentric growth, *Journal of Crystal Growth*, 1999, 207(1–2) 43–54.