

# **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 compered 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			
Keywords: Squeeze casting	using SQC, the hardness of the alloy increased to 30 and 18% compared to sand and			
A390 alloy,	permanent casting methods respectively.			
Solidification				
microstructure,				
Hardness,				
Primary silicon.				

Journal homepage: 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

 $\bigcirc$ 

انجمن علمى ريختهگرى ايران

پژوهشنامه ریختهگری

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

سید عباس حصاصی'، مجید عباسی'\*، سید جمال حسینی پور'

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

فصلنامه علمي يژوهشي

چکیدہ:	دریافت: ۱۳۹۶/۱۱/۲۵
در این پژوهش، اثر فرایند ریخته گری کوبشی بر ریزساختار انجمادی، عیوب ریختگی و سختی آلیاژ A390 مورد بررسی	پذیرش: ۱۳۹۷/۰۱/۱۷
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 ریخته گری کوبشی نسبت به روش های ریخته گری در ماسه و ریژه	
اصلاح و ظریفتر شده و عیبهای انقباضی به شدت کاهش یافته است. در شرایط ریختهگری کوبشی، مساحت ذرات	واژەھاى كليدى:
سیلیسیم اولیه و طول تیغههای سیلیسیم یوتکتیک کوچکتر و کمتر شده است. ارزیابیهای کمی نشان داد که روش	ریختهگری کوبشی،
ریخته گری کوبشی در مقایسه با دو روش ریخته گری در ماسه سبب کاهش متوسط مساحت و نسبت طول به عرض ذرات	آلياژ A390،
سیلیسیمهای اولیه به ترتیب به میزانهای ۷۴ و ۱۷ درصد شده است. همچنین سختی این آلیاژ در روش ریختهگری	ریزساختار انجمادی،
کوبشی در مقایسه با روشهای ماسهای و قالب فلزی به ترتیب به میزان ۳۰ و ۱۸ درصد افزایش یافته است.	سختى،
	سيليسيم اوليه.

#### ۱– مقدمه

در تولید قطعات به روش ریخته گری، عیوبی مانند مکهای انقباضی و گازی، جدایش و ترک و بازده ریختگی پایین به علت وزن بالای راه گاه و تغذیه، کیفیت محصول و بهرهوری فرایند تولید را کاهش می دهد [۲۰۱]. راههای متنوعی از جمله استفاده از جوانهزا، بهساز و یا افزایش سرعت سرد شدن مذاب در قالب، فناوری خلاء یا اعمال فشار به منظور شدن مذاب در قالب، فناوری خلاء یا اعمال فشار به منظور یهبود کاهش عیوب، اصلاح ریز ساختار و بهبود خواص مکانیکی استفاده می شود [۳]. روش ریخته گری در ماسه یکی از روشهای مرسوم تولید قطعات است که برای تولید چند گرم تا چندین تن مورد استفاده قرار می گیرد [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 می ابد و خواص مکانیکی به دلیل حضور

ساختار درشت دانه و دانههای ستونی افت شدیدی نشان میدهد[۶،۵]. در روش ریخته گری 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 ریخته گری تحتفشار میشود[۸].

در حال حاضر، روش پیشرفتهی دیگری موسوم به ریخته گری 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 Archive of SID

به قالب ماسهای بوده است. همچنین نمونههای ریخته گری کوبشی بدون استفاده از بهساز دارای شکل ریزساختاری مشابه ولی اندازه کوچکتری نسبت به نمونههای ریخته گری در ماسه بوده است. بریتنل[۱۹] با بررسی ریزساختار حاصل نمونههای کوبشی و ریخته گری در مورد آلیاژ هیپویوتکتیک A356 نشان داد که ریزساختار این آلیاژ در حالت ریخته گری در ماسه شامل دندریتهای درشت فاز آلفا و مقدار ریزتخلخلهای بسیار زیادی در فضای بین این دندریتها بوده است، این در حالی است که در نمونههای ريخته گرى كوبشى، ريزساختار حاصل به نحو مطلوبى ظريفتر شده است. همچنين مقدار ريزتخلخلها به مقدار محسوسی کاهش یافت. علی رغم بررسی های زیادی که در زمينه ريزساختار وخواص مكانيكي آلياژهاي هيبويوتكتيك آلومينيم-سيليسيم صورت گرفته است، ولي تعداد پژوهشهای صورت گرفته در زمینه تاثیر فرایند ریختهگری کوبشی بر آلیاژهای هایپریوتکتیک بسیار پایین است که بررسی دقیق آن الزامی به نظر میرسد. در این پژوهش، اثر فرایند ریخته گری کوبشی بر ریزساختار و سختی آلیاژ هایپریوتکتیک 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 ریخته گری از شمش آلیاژ A390 شرکت ایرالکو استفاده شد که نتایج آنالیز اسپکترومتری آن در جدول(۱)، نشان داده شده است. شمشها در داخل بوته گرافیتی یک کیلو گرمی و به وسیله کوره مقاومتی در دمای ۲۰°۷۲ ذوب شده و سپس توسط کاورال مورد گاززدایی قرار گرفت. سپس بوته به داخل کوره انتقال یافته و به مدت ۳۰ دقیقه در دمای ۲۰°۷۲ نگه داشته شده تا همدما شود. لازم به دکر است که انتخاب دمای فوق ذوب با توجه به دمای خط مایع اندازه گیری شده توسط ترموکوپل نوع K مستقر در ارتفاع ۲۰ میلی متری نسبت به سطح قالب و دستگاه آنالیز حرارتی با دقت ۲۰° صورت گرفت.

از فولاد ابزار گرمکار H13 با محفظه استوانهای به قطر ۳۰ میلیمتر و ارتفاع ۶۰ میلیمتر برای ریخته گری قالب فلزی و ریخته گری کوبشی استفاده شد. قالب با المنت تا دمای ۲۰۰<sup>°</sup>C مورد پیش گرم قرار گرفته است. از گرافیت کلوئیدی 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 ریختگی بالا است[۱۱]. از این رو، دو راهبرد اقتصادی (تولید با بهرهوری بالا) و کیفی (تولید محصولات ریختگی با کیفیت متالورژیکی بالا) موجب میشود که توسعه روش ریخته گری کوبشی با جدیت بیشتری دنبال شود.

در میان آلیاژهای مختلف، آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم به دليل خواصى همچون نسبت استحكام به وزن مناسب، هدایت حرارتی بالا، قابلیت ریختهگری عالی، قابلیت جوش پذیری 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 می گیرد[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 مكانيكي مانند استحكام كششى و درصد ازديادطول میگردد[۱۴]. مهمترین متغیرهایی موثر بر ریزساختار نهایی قطعات ریختگی عبارتند از ترکیب شیمیایی، شرایط انجمادی و عملیات حرارتی و مهمترین پارامترهای انجمادی تاثیر گذار، شیب دمایی، سرعت انجماد و دامنه انجمادی است[۱۵]. در این میان، فاصله بیندندریتها بعد از اندازه دانه فاز اولیه و مورفولوژی یوتکتیک، بیشترین تاثیر را بر روی خواص مکانیکی نهایی آلیاژهای آلومینیم-سيليسيم خواهد داشت [18].

نتایج مالکی و همکاران [۱۷]، بر روی آلیاژ هیپویوتکتیک 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 ریخته گری کوبشی دارای ظرافت بیشتری نسبت

هیدرولیک با ظرفیت اسمی ۲۰ تن برای ریخته گری کوبشی استفاده شد. در شکل (۱)، تجهیزات فرایند ریخته گری کوبشی و هندسه قالب نشان داده شده است. در ریخته گری کوبشی، فشار MPa و به مدت زمان ۳۰ ثانیه (به صورت تجربی، به ازای هر یک میلیمتر ضخامت شد. محل نمونه گیری برای متالو گرافی و سختی سنجی به فطعه، مدت یک ثانیه در نظر گرفته شد) روی نمونه اعمال شد. محل نمونه گیری برای متالو گرافی و سختی سنجی به فاصله ۲۰ میلی متری از سطح پایینی نمونه بوده است. نمونه ریخته گری در ماسه به روش قالب گیری تر (ماسه فلزی تهیه شد. منحنی سرد شدن نمونه ریخته گری 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 190 ml H<sub>2</sub>O, 2ml HF , 3ml HCl, 5ml ) kellers محلول (HNO<sub>3</sub>) صورت گرفته است. آزمون سختی سنجی توسط دستگاه مدل SCTMC به روش برینل با نیروی ۳۰ کیلوگرم و با گلوله به قطر ۲/۵ میلیمتر و طبق استاندارد E10 با ۱۰ بار تکرار از لبه تا مرکز نمونه انجام شد. بررسی های ریز ساختاری توسط میکروسکوپ نوری (MDS) مدل 120A-NJF و ميكروسكوپ الكتروني روبشي Philips مدل XL30 در بزرگنماییهای مختلف صورت گرفت. همچنین به منظور بررسی مکهای انقباضی درشت از ميكروسكوپ استريو DeWinter استفاده شده است. آناليز ریزساختاری شامل مساحت ذرات سیلیسیم اولیه و نسبت طول به عرض این ذرات که به عنوان فاکتور شکل شناخته می شود در تعداد ۲۰ تصویر از لبه تا مرکز نمونه اندازه گیری 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).

Zn	Mn	Mg	Cu	Fe	Si	Al	عنصر
•/•A	۰/۳۰	•/٢•	۵/۱۰	۰/۵۱	۱۷/۱۹	باقيمانده	مورد استفاده
·/\·	•/\•	-•/۴۵ •/۶۵	۵-۴	-∙ •/۵	-18 18	باقيمانده	استاندارد ASTM



شکل ۱- نقشه قالب ریخته گری کوبشی (ابعاد به میلیمتر)



شکل۲- نمودار سردشدن آلیاژ A390 ریختهگریشده در قالب ماسهای و مشتق اول آن نسبت به زمان

### ۳- نتایج و بحث

#### A390 - 1 - 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 ۲°۶۴۴ با تشکیل فاز سیلیسیم اولیه آغاز میشود و سپس استحاله یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم در نقطه B و در دمای ۲°۵۶۹ موانهزنی کرده (حداقل دمای یوتکتیک سیلیسیم) و در ماه میشود. مذاب باقیمانده با کاهش دما تحت دو نوع انجماد یوتکتیک آلومینیم با Mg<sub>2</sub>Si و Mg<sub>2</sub>Si و به ترتیب در دماهای ۵۴۲ و

یوتکتیک Al<sub>2</sub>Cu در ۵۰۵<sup>°</sup>C (دمای سالیدوس) تمام میشود[۲۰]. شکل (۳)، تصاویر میکروسکوپی از ریزساختار ریختگی آلیاژ A390 در شرایط ریخته گری در ماسه از فازهای مختلف آن را نشان میدهد. وجود ذرات درشت و گوشهدار سیلیسیم اولیه، تیغههای سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات بینفلزی در

زمینه فاز غنی از آلومینیم مشهود است. مشاهده می شود که ریز ساختار شامل سیلیسیم اولیه در شت و بی قاعده با گوشههای تیز می باشد [۲۱]. اندازه، توزیع و مورفولوژی ذرات سیلسیم و ترکیبات بین فلزی (غنی از مس و منیزیم) از جمله مهم ترین مشخصه های ریز ساختاری در آلیاژهای آلومینیم – سیلیسیم هایپریوتکتیک است [۲۲].

3.90

6.90

Archive of SID



الف





9.90

www.SID.ir

۲-۳- ارزیابی مکهای انقباضی در ریزساختارهای ریختگی آلیاژ A390

شکل (۴)، تصاویر میکروسکوپهای استریو (ماکرو) و نوری (میکرو) از توزیع مکهای انقباضی را در نمونههای ریختگی مختلف نشان میدهد. مشاهده می شود که در نمونه ریخته گری کوبشی شده، تخلخل های انقباضی نسبت به نمونههای قالب ماسهای و قالب فلزی کاهش زیادی داشته و تقریبا ناچیز است. بنابراین استفاده از فرایند ریخته گری کوبشی موجب کاهش چشم گیر 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)، می توان نتیجه گرفت که آلیاژ هایپریوتکتیک A390 با انجماد پردامنه و خمیری به میزان C<sup>°</sup>۹۲۹ (در محدوده C<sup>°</sup>۶۴۴-۵۰۵) است. بنابراین می توان انتظار داشت که در شرایط ریخته گری ثقلی، 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 مي كند. بنابراين مشكل بزرگ اين آلياژ، مقدار زياد مکهای انقباضی در شرایط انجماد ثقلی است که استحکام، درصد ازدیاد طول نسبی و مقاومت به سایش را می تواند

کاهش دهد [۲۴،۲۳]. راهکارهای متعددی برای رفع این عیب، مطرح است که از آن جمله، استفاده از روشهای شکلدهی در محدوده نیمه جامد و ریخته گری 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 ریخته گری نشان داده شده است. مشاهده می شود که ریزساختار نمونه های ریخته گری کوبشی، اختلاف چشم گیری از نظر ظرافت ریزساختار، شامل فاز سیلیسیم اولیه، سیلیسیم یوتکتیک و فاز آلفا دارد. همچنین مقدار تخلخل های انقباضی به مقدار قابل ملاحظهای کاهش یافته است. در ادامه، ارزیابی این تغییرات ریزساختاری به تفکیک ارائه می شود.



شکل۴- 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



شکل۵- 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)

> ۳-۳-۱ اثر روش ریخته گری بر فاز سیلیسیم اولیه در شکل (۶)، ریزساختار نمونههای ریخته گری 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 يافته است. همچنين فاكتور شكل ذرات سيليسيم نيز به مقدار ۱۷ درصد نسبت به نمونه قالب ماسهای و ۱۴ درصد نسبت به نمونه قالب فلزی کاهش یافته است. استفاده از فرایند ریخته گری کوبشی بر کسرسطحی فاز سیلیسیم نیز تاثیر گذار 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 ریخته گری کوبشی، افزایش ضريب انتقال حرارت به دليل اعمال فشار حين انجماد و متعاقبا حذف فاصله هوایی بین دیواره قالب و فلز منجمد شده است[۲۱].

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 ریخته گری بر انجماد یوتکتیک

در شکل (۸)، نمودار اندازه متوسط تیغههای یوتکتیک سیلیسیم در روشهای مختلف ریخته گری نشان داده شده است. مشاهده می شود که استفاده از فرایند ریخته گری 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 دندریتهای فاز آلفا و هم بر یوتکتیک سیلیسیم تاثیر گذار خواهد بود، اعمال فشار موجب اصلاح ریزساختار فاز یوتکتیک سیلیسیم شده است[۲۴].





شکل۷- نمودار مشخصههای فاز سیلیسیم اولیه در روشهای مختلف ریختهگری: الف) متوسط مساحت، ب) فاکتور شکل و ج) کسر سطحی فاز سیلیسیم اولیه

7

انجماد بیقاعده در سیستم آلومینیم- سیلیسیم است. بنابراین افزایش فشار بیرونی حین انجماد آلیاژ مذکور، شرایط تشکیل سیلیسیم را دشوار میکند و در نتیجه، متوسط اندازه ذرات سیلیسیم یوتکتیک کاهش مییابد. ناهمسان گردی در رشد سیلیسیم در یکسری از جهت گیریهای 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



سُکل۶− 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 سیلیسیم اشاره شد. از طرف دیگر، انجماد فاز یوتکتیک در آلیاژهای آلومینیم-سیلیسیم به دلیل حضور فاز صفحهای<sup>۱</sup> سیلیسیم در کنار فاز دندریتی آلفا غنی از آلومینیم به صورت بیقاعده است [۲۳]. همچنین انجماد سیلیسیم، با افزایش حجم در مذاب خواهد بود و نتیجه آن

' Faceted

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 (۱۰۰HB) است. این موضوع به دلیل ریزساختار ظریفتر، حاصل از سرعت سرد شدن بیشتر در نمونههای ریختهگریکوبشی 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 مهم ترین 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

# ۴- نتیجهگیری

- ۱- ریزساختار انجمادی آلیاژ A390 شامل سیلیسیم اولیه، سیلیسیم یوتکتیک، فاز آلفا و ترکیبات بین فلزی است
   که با استفاده از فرایند ریخته گری کوبشی نسبت به
   روشهای ریخته گری در قالب فلزی و ماسهای، اصلاح و
   به شدت ظریفتر می شود.
- ۲- اندازه متوسط ذرات سیلیسیم در نمونههای کوبشی به میزان ۵۴ درصد نسبت به نمونههای قالب فلزی و ۹۴ درصد نسبت به نمونههای ریخته گری در ماسه کاهش یافته و همچنین نسبت طول به عرض ذرات سیلیسیم در آن ۱۴ درصد نسبت به نمونه قالب فلزی و ۱۷درصد نسبت به نمونه کاهش یافته است.
- ۳- طول تیغههای سیلیسیم یوتکتیک در روش ریخته گری 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.
- ۹- میزان ریزمکهای انقباضی و گازی در ریزساختار ریختگی 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 ۱۸درصد بیشتر از نمونههای قالب فلزی است.

#### مراجع

- 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 Metullurgica Sinica, 2012, 25(4) 272-278.
- [4] Kapranos P., Carney C., Pola A., Jolly M., Advanced casting nethodologies: 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

www.SID.ir

- [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 ۱، ثقفیان ح، بررسی ریزساختار و خواص سایشی نانوکامپوزیت A356/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> به روش ریخته گری همزدنی، یژوهشنامه ریخته گری، ۱۳۹۶، ۱(۱) ۶۸–۵۹. mould cast aluminium, International Journal of Fatigue, 2006, 28, 1752–1758.

- افزاودن جوانهزای Al5TiB1، ریخته گری، ۱۳۹۵، ۱۳، ۴۴-۴۰.
- [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 AlSi9Cu3 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-Sialloy 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] Karbalaei-Akbari M., Mirzaee O., Baharvandi H.R., Fabrication and study on mechanical properties and fracture behavior of nanometric Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particlereinforced 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.