

Research Paper

An investigation on the effect of rotational speed on microstructure of A390 hypereutectic alloy

Ali Farzaneh¹, *Hasan Saghafian², Hosein Razavi³

1- Graduated of M.Sc., School of Metallurgy and Materials Engineering from Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

2- Associate professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

3- Associate professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Citation: Farzaneh A, Saghafian H, Razavi H. An investigation on the effect of rotational speed on microstructure of A390 hypereutectic alloy. Metallurgical Engineering 2016; 19(3) 176-185 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.44581.1076>

doi : <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.44581.1076>

ABSTRACT

Functionally graded material with aluminum matrix have many applications in the aerospace and automotive industry due to high strength and good wear resistance, as they can obtain optimum condition by centrifugal casting method. A390 hypereutectic alloy was cylindrically cast into a cylindrical steel mould as the base alloy with rotational speed of 1200, 1400, 1600 and 2000 rpm by vertical centrifugal casting method. Microstructure of samples, volume fraction of reinforcement particles and their hardness from inner wall to outer wall were investigated by optical microscope (OM). Results show that because of smaller density of primary Si particles than molten Al, these particles move to the inner wall of the samples due to centrifugal force and create a gradient distribution from inner layer to middle region. Moreover, the casting sample with rotational speed of 1400 rpm was chosen as the optimum sample. Possible consequences of characteristics of this sample are discussed.

Keywords: A390 hypereutectic alloy, centrifugal cast method, volume fraction of reinforcement particles

■ ■

* *Corresponding Author:*

Hasan Saghafian, PhD

Address: School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Tel: +98(21) 77242864

E-mail: saghafian@iust.ac.ir

بررسی اثر سرعت دوران روی ریزساختار آلیاژ های پریوتکتیک A390

علی فرزانه^۱، حسن ثقفیان^۲، حسین رضوی^۳

۱- فارغ التحصیل کارشناسی ارشد ریخته گری دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
 ۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
 ۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

چکیده

مواد دارای عملکرد هدفمند^۱ با زمینه‌ی آلومینیومی به سبب مزیت استحکام ویژه‌ی بالا و مقاومت سایشی خوب، می‌توانند کاربردهای زیادی در صنایع هوافضا و خصوصاً خودروسازی داشته باشند که با بررسی‌های بیشتر می‌توان شرایط بهینه را برای رسیدن به این خواص از طریق ریخته‌گری گریز از مرکز به دست آورد. شمش آلیاژ های پریوتکتیک A390 به عنوان آلیاژ اصلی به ۵ بخش ۴۰۰ گرمی تقسیم شد. این نمونه‌ها با سرعت‌های دوران ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۱۴۰۰، ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه توسط دستگاه گریز از مرکز عمودی در داخل قالب فولادی استوانه‌ای ریخته‌گری شدند. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری بررسی شد. همچنین نمودار کسر حجمی ذرات مقاوم‌ساز از دیواره‌ی داخلی تا دیواره‌ی خارجی به همراه سختی نمونه‌ها بررسی شد. مشخص شد به دلیل دانسیته‌ی کمتر ذرات مقاوم‌ساز سیلیسیم اولیه نسبت به آلومینیوم مذاب، این ذرات در اثر نیروی گریز از مرکز به سمت دیواره‌ی داخلی نمونه حرکت کرده و توزیع گرادینتی آن‌ها از دیواره‌ی داخلی تا ناحیه‌ی میانی نمونه ایجاد می‌گردد. سرعت دوران ۱۴۰۰ دور بر دقیقه به عنوان سرعت بهینه و نمونه‌ی ریختگی گریز از مرکز شده با سرعت دوران ۱۴۰۰ دور بر دقیقه به عنوان نمونه‌ی بهینه انتخاب شد.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ های پریوتکتیک A390، ریخته‌گری گریز از مرکز، کسر حجمی ذرات مقاوم‌ساز

۱. مقدمه

تعداد زیادی از قطعات و ساختارهای مهندسی نیازمند عملکرد هدفمند ویژه‌ی موضعی تحت موقعیت‌هایی که به کار گرفته می‌شوند، هستند. تغییر تدریجی در ریزساختار یا ترکیب شیمیایی می‌تواند باعث تغییرات در عملکرد مواد در موقعیت‌های خاص شود که این مواد را مواد با عملکرد هدفمند (FGM)^(۱) می‌نامند [۱].

مواد با عملکرد هدفمند با زمینه‌ی آلومینیومی به سبب مزیت سبکی، سختی بالا و مقاومت سایشی خوب می‌توانند کاربردهای زیادی در صنایع هوافضا و خصوصاً خودروسازی داشته باشند که با بررسی‌های بیشتر می‌توان شرایط بهینه‌ای را برای رسیدن به این خواص از طریق ریخته‌گری گریز از مرکز به دست آورد [۲].

آلیاژ A390 یک آلیاژ های پریوتکتیک از سیستم آلومینیوم-سیلیسیم است که برای ساخت قطعات صنعتی مانند رینگ‌ها و پیستون‌ها که نیاز به خواص مکانیکی و سایشی خوب دارند، استفاده می‌شود. خواص مکانیکی خوب این آلیاژ به حضور ذرات سخت و خشن سیلیسیم اولیه که در زمینه‌ی

1. Functionally graded materials
2. Functionally graded materials

* نویسنده مسئول:
 دکتر حسن ثقفیان

نشانی: تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد،
 تلفن: ۴۶۸۲۴۲۷۷ (۱۲) ۸۹+

پست الکترونیکی: saghafian@iust.ac.ir

آلومینیومی توزیع شده است، نسبت داده می‌شود [۳]. از آنجاکه چگالی ذرات سیلیسیم اولیه ($2/32g/cm^3$) کمتر از آلومینیوم مذاب ($2/37g/cm^3$) است، در اثر نیروی گریز از مرکز به سمت دیواره‌ی داخلی قطعه‌ی گریز از مرکز شده حرکت می‌کنند. یکی از پارامترهای تأثیرگذار روی شتاب حرکت ذرات سیلیسیم اولیه به سمت ناحیه‌ی داخلی، سرعت دوران قالب است [۴].

در فرایند گریز از مرکز دنیروی قابل توجه بر روی هر ذره اعمال می‌شود: یکی نیروی گریز از مرکز در جهت شعاعی و دیگری نیروی کشش ویسکوز در جهت مخالف گریز از مرکز. تعادل بین دنیروی مذکور به صورت فرمول زیر بیان می‌شود: [۵]

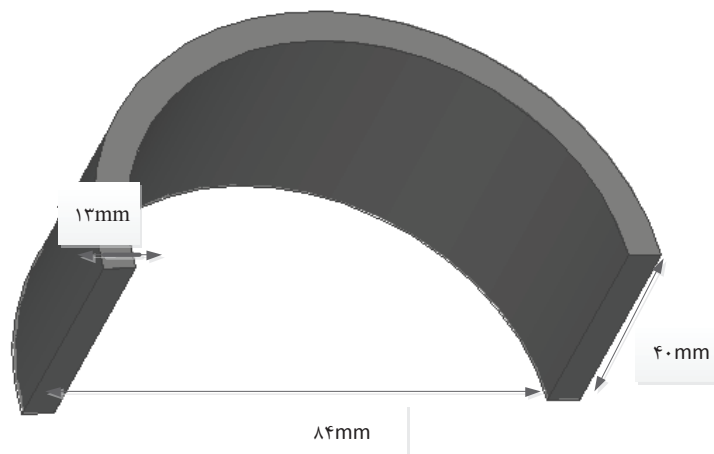
معادله ۱.

$$m_p \frac{d^2x}{dt^2} = |\rho_p - \rho_m| \frac{4}{3} \pi x \left(\frac{D_p}{2} \right)^3 G_g - 3\pi \eta D_p \frac{dx}{dt}$$

که در آن m_p ، ρ_p ، ρ_m ، D_p ، η و G_g به ترتیب سرعت، شتاب، جرم، چگالی، شتاب گرانشی و قطر ذره هستند و η نیز ویسکوزیته‌ی مذاب است. اندیس‌های ((p)) و ((m)) نیز به ترتیب نشان‌دهنده‌ی ذره و زمینه هستند. در طرف راست معادله‌ی بالا عبارت اول نشان‌دهنده‌ی نیروی شناوری و

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ A390

عنصر	Al	Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Fe
درصد وزنی	۷۵/۶۹	۱۷/۳۱	۵/۰۶	۰/۶۲	۰/۰۳	۰/۶	۰/۶



شکل ۱. تصویر شماتیک مقطع زده شده قالب فولادی

معادله ۴.

$$a_p = \frac{|\rho_p - \rho_m|}{\rho_p} 4\pi^2 N^2 r$$

بنابراین مشخص می شود که سرعت چرخش قالب تأثیر زیادی روی شتاب ذره ی مقاوم ساز دارد. در این تحقیق، روش ریخته گری گریز از مرکز در جای عمودی برای ایجاد ساختار هدفمند در آلیاژهای پرپروتکتیک Al-17%Si به کار گرفته شد.

بررسی میزان اثربخشی روش گریز از مرکز برای ساخت ماده ی با ساختار هدفمند، ریزساختار، توزیع ذرات سیلیسیم اولیه و خواص مکانیکی نمونه ها مورد ارزیابی قرار گرفت.

۲. روش تحقیق

در این تحقیق، آلیاژ A390 با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول ۱ مورد استفاده قرار گرفت.

ابتدا حدود ۴۰۰ گرم از ماده ی اولیه توسط دستگاه برش بریده شد و در داخل بوتله ی از جنس SiC که از قبل در کوره ی مقاومتی قرار داده شده بود، تعبیه شد. در هنگام شارژ ماده، دمای کوره و بوتله حدود ۵۰۰ درجه سانتی گراد بود و حدود ۵/۰٪ وزنی فلاکس پوششی (کاورال ۶۶) به همراه شارژ وارد بوتله شد. با افزایش دمای شارژ و ورود به منطقه ی خمیری، ۲٪ وزنی فلاکس هم به شارژ اضافه شد تا روی سطح مذاب کامل پوشانده شود و از انجام واکنش بین مذاب و هوای اطراف و همچنین ورود بیشتر اکسیژن و هیدروژن جلوگیری شود. سپس دمای کوره تا ۷۵۰ درجه ی سانتی گراد بالا برده شد. قبل از بارریزی، مذاب توسط دگازور مخصوص آلیاژ

عبارت دوم نشان دهنده ی کشش ویسکوز مذاب است. جهت حرکت ذرات با توجه به نیروی گریز از مرکز، حرکت ذرات مقاوم ساز توسط مقادیر نسبی چگالی ها تخمین زده می شود به طوری که اگر چگالی ذره ی مقاوم ساز کمتر از چگالی فلز زمینه باشد ($\rho_p < \rho_m$) حرکت آن ها به سمت ناحیه ی داخلی قطعه خواهد بود و برعکس. عدد G نسبت بین نیروی گریز از مرکز به نیروی گرانش است و توسط معادله ی زیر تعریف می شود: [۵]

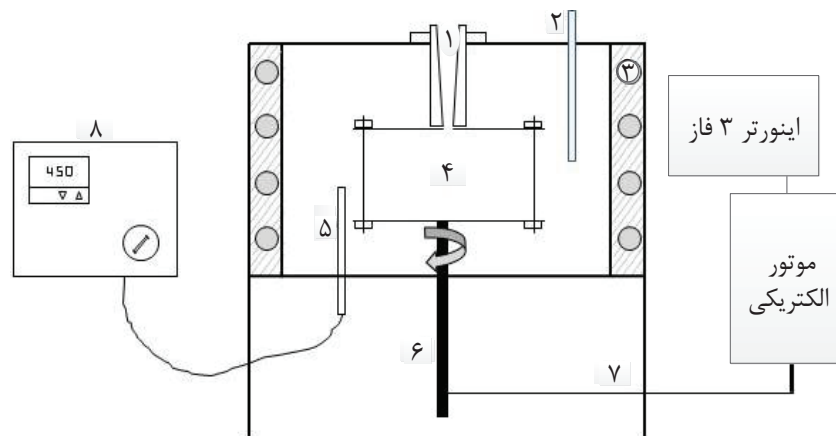
معادله ۲.

$$G = \frac{4\pi^2 N^2 r}{g}$$

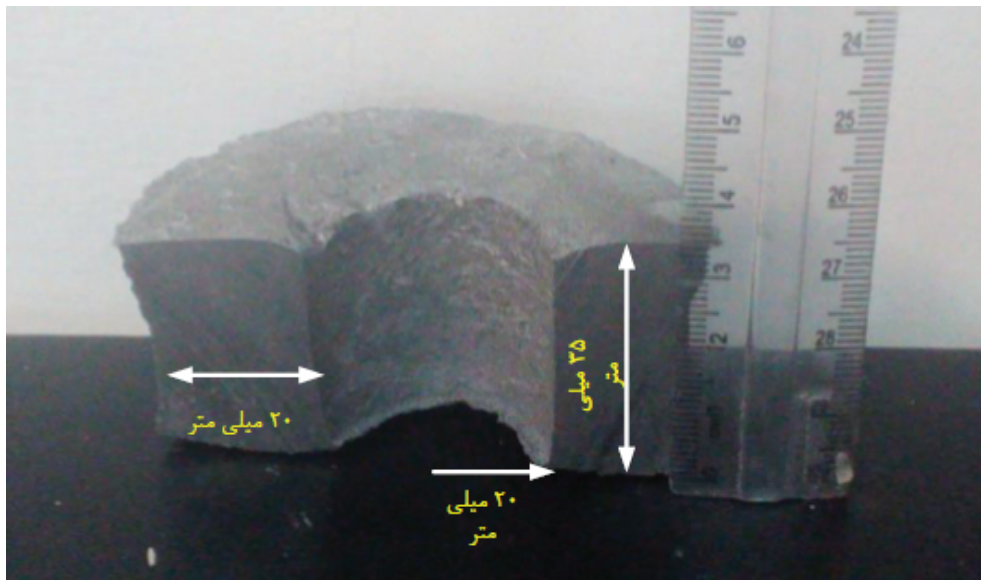
که در آن r قطر قطعه ریختگی (برحسب متر) و N نیز سرعت چرخش قالب (برحسب یک بر روی ثانیه) است. از معادله ی (۱) می توان دریافت که پی بردن به مدل حرکتی ذرات با اندازه ها و چگالی های متفاوت نسبت به یکدیگر به صورت هم زمان بسیار مشکل است. به منظور ساده کردن مدل حرکت و حذف کردن پارامتر اندازه ی ذره و همچنین آنالیز بنیادی بر روی جنبش ذرات مقاوم ساز توسط شتاب مایل به مرکز، بایستی فرض کرد که سرعت اولیه ی این ذرات صفر است. به عبارتی دیگر فقط مرحله ی اولیه تشکیل ذرات مقاوم ساز در نظر گرفته می شود. شتاب گریز از مرکز ذرات مقاوم ساز را با جایگذاری معادله ی (۲) در معادله ی (۱) می توان این گونه به دست آورد: [۵]

معادله ۳.

$$m_p \frac{d^2 x}{dt^2} = |\rho_p - \rho_m| \frac{4}{3} \pi x \left(\frac{D_p}{2} \right)^3 4\pi^2 N^2 r$$



شکل ۲. طرح‌واره‌ای از دستگاه گریز از مرکز عمودی؛ (۱) راهگاه (۲) مکان ترموکوپل نوع K (۳) سیم‌پیچ (۴) محفظه قالب (۵) ترموکوپل متصل به کنترل‌کننده (۶) شفت (۷) نوار تسمه (۸) کنترل‌کننده



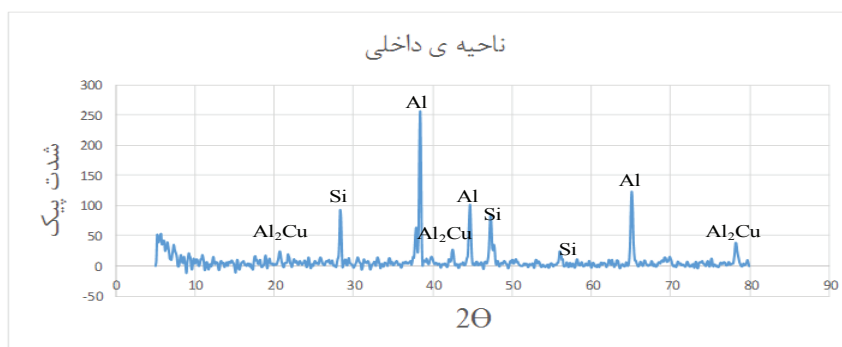
شکل ۳. تصویری از نمونه‌ی تهیه‌شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز که در راستای ارتفاع بریده شده است.

نشان می‌دهد که به کمک این دستگاه، مذاب ۷۵۰ درجه در قالبی با دمای پیش گرم ۳۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، در سرعت‌های چرخش ۸۰۰، ۱۴۰۰، ۱۲۰۰، ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه دوران می‌یافت.

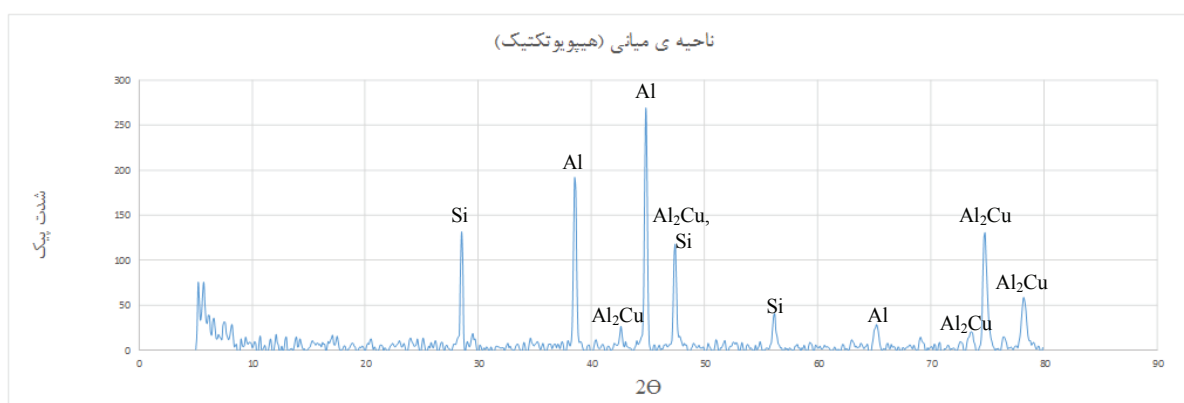
برای مطالعات ریزساختاری ابتدا نمونه توسط دستگاه کاتر در راستای ارتفاع بریده شد. سپس این سطوح تا سناده‌ی ۲۵۰۰ توسط کاغذهای کاربرد سیلیسیم ساییده شد و پس از آن توسط محلول سوسپانسیون آلومینا با مش ۰/۳ میکرومتر پولیش شد. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری و فازهای موجود در ریزساختار توسط دستگاه پراش اشعه‌ی ایکس (XRD) بررسی و شناسایی شد. شکل ۳ مقطعی از نمونه‌ی ریخته‌گری را نشان می‌دهد.

هایپریوتکتیک گاز زدایی شد و کمی به مذاب وقت داده شد تا دوباره به دمای بارریزی ۷۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد برسد. از طرفی دیگر قالب مورد استفاده در این پژوهش، یک بوش استوانه‌ای از جنس فولاد CK۴۵ بود که ابعاد آن به صورت شماتیک در شکل ۱ نشان داده شده است. برای اینکه بعد از فرایند ریخته‌گری بتوان به راحتی آلیاژ گریز از مرکز شده را از قالب آن جدا نمود، دیواره‌ی داخلی قالب با گرافیت پوشش داده شد و قالب در داخل دستگاه گریز از مرکز قرار گرفت. از آنجاکه مذاب با محفظه‌ی دستگاه برخورد نکند، قرصی از جنس ماسه‌ی CO₂ تهیه شد و در کف قالب استوانه‌ای قرار گرفت.

شکل ۲ طرح‌واره‌ای از دستگاه گریز از مرکز عمودی را



شکل ۴. نمودار پراش اشعه‌ی ایکس ناحیه‌ی داخلی نمونه‌ی گریز از مرکز شده



شکل ۵. نمودار پراش اشعه‌ی ایکس ناحیه‌ی میانی نمونه‌ی گریز از مرکز شده

شناسایی شده‌اند. و در آخر به خاطر وجود مس در آلیاژ هایپر یوتکتیک ترکیب بین فلزی Al_2Cu نیز مشاهده گردید. در تحقیق یان-بو و همکاران^[۱] فقط پیک Al و Si شناسایی شده است [۱].

شکل ۵ فازهای شناسایی شده در ناحیه‌ی میانی را نشان می‌دهد. همان‌طور که انتظار می‌رفت با توجه به حضور سیلیسیم یوتکتیک در این ناحیه پیک سیلیسیم وجود داشت و شدت پیک فاز بین فلزی Al_2Cu هم بالاتر رفته است. تمام سیلیسیم این ناحیه از نوع سیلیسیم یوتکتیک است.

اثر سرعت دوران

قبل از بررسی ریزساختار نمونه‌ها، ابتدا می‌توان نمونه‌ی ریختگی استوانه‌ای شکل را در جهت شعاعی (ضخامت نمونه) به سه ناحیه‌ی داخلی، میانی و خارجی تقسیم‌بندی نموده که به‌طور شماتیک در شکل ۶ مشاهده می‌شود. ناحیه‌ی داخلی، ناحیه‌ای است که قسمت اعظم آن شامل تجمع ذرات سیلیسیم اولیه به دلیل نیروی گریز از مرکز است. همچنین در این ناحیه سیلیسیم یوتکتیک و ترکیب بین فلزی Al_2Cu نیز وجود دارد. ناحیه‌ی میانی، ناحیه‌ای عاری از سیلیسیم

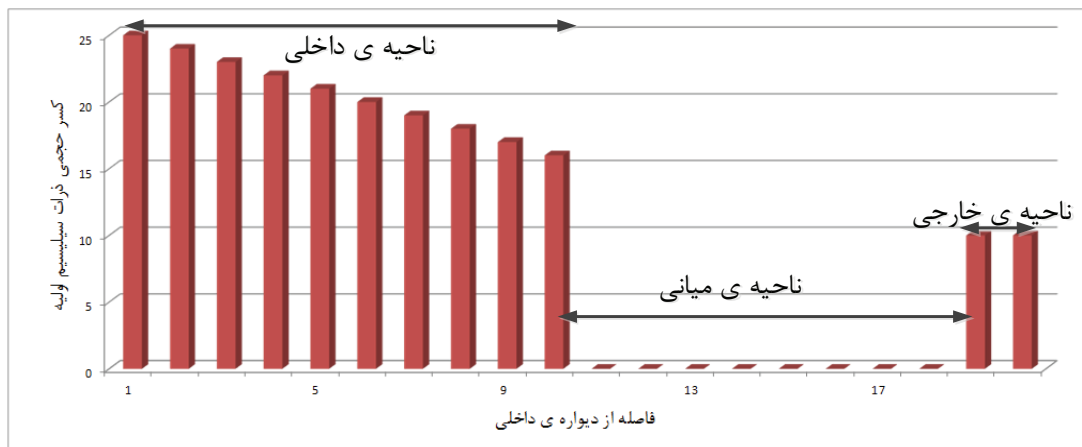
3. Yan-boet all

عملیات سختی سنجی برای نمونه‌ی شاهد و نمونه‌های گریز از مرکز شده با استفاده از دستگاه سختی سنجی Wolpert انجام شد. داده‌های این آزمایش از نظر مهندسی به صورتی است که می‌توان سختی واقعی که شامل فازهای بین فلزی پراکنده به همراه خود زمینه است را به دست آورد. برای این منظور در مقیاس برینل ساچمه‌ی ۲/۵ میلی‌متری با نیروی ۳۱/۲۵ کیلوگرمی روی سطح نمونه‌ها، اثراتی را ایجاد کرد. برای اطمینان از حصول نتیجه، از هر نمونه سه بار سختی گرفته شد.

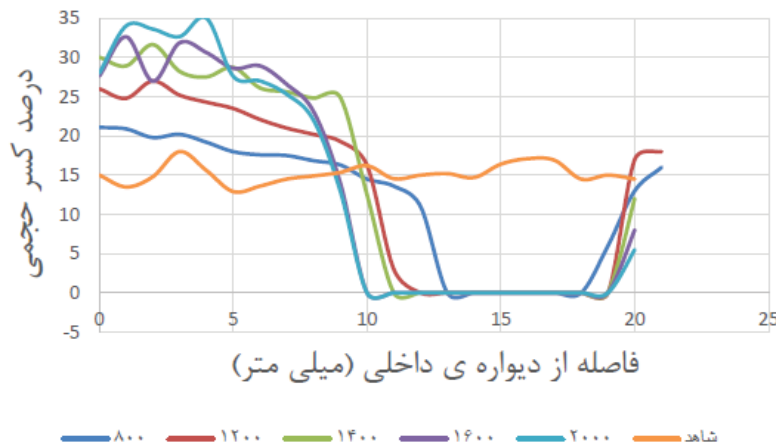
۳. بحث و نتایج

آنالیز نمونه‌های گریز از مرکز شده

نمونه‌های ریخته شده به روش گریز از مرکز جهت پرتونگاری توسط اشعه‌ی ایکس از مرز بین ناحیه‌ای که ذرات سیلیسیم اولیه به اتمام می‌رسد، بریده شد. از دیواره‌ی داخلی تا این مرز، ناحیه‌ی داخلی و از مرز تا دیواره‌ی خارجی، ناحیه‌ی میانی نامیده می‌شود. شکل ۴ تصویر پیک‌های به‌دست‌آمده از آنالیز پراش اشعه‌ی ایکس ناحیه‌ی داخلی را نشان می‌دهد که فازهای سیلیسیم، آلومینیوم و ترکیب بین فلزی Al_2Cu



شکل ۶. طبقه‌بندی شماتیک نواحی در قطعه گریز از مرکز A390



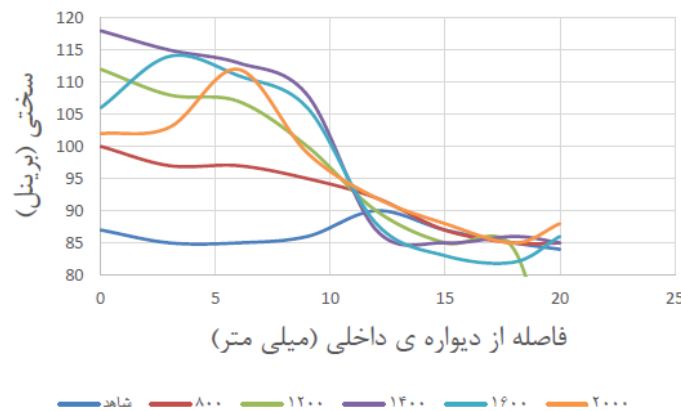
شکل ۷. کسر حجمی ذرات سیلیسیم اولیه برحسب فاصله از دیواره داخلی نمونه در سرعت‌های دوران مختلف

توجه به شکل‌ها و مطالب قبلی ذرات تیغه‌ای شکل سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات بین فلزی Al_2Cu وجود دارد. با ورود به ناحیه‌ی خارجی، دوباره کسر حجمی اندکی از ذرات سیلیسیم اولیه وجود دارد که علت آن در ادامه شرح داده خواهد شد. با افزایش سرعت دوران، انتظار می‌رفت که میزان درصد کسر حجمی ذرات سیلیسیم اولیه از مقدار اولیه‌ی بالاتری شروع شود. این مهم تا نمونه با سرعت دوران ۱۴۰۰ دور بر دقیقه به خوبی اتفاق افتاد ولی در سرعت‌های دوران ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه همان‌طور که از نمودار ۷ هم مشخص است، مشاهده می‌شود که درصد کسر حجمی سیلیسیم اولیه در لایه‌های داخلی دارای نوسان است که این موضوع به خاطر وجود حفرات گازی و اشغال کردن سهمی از ناحیه‌ی داخلی نمونه است [۲]. البته به‌طور کلی نمودار ۷ نشان می‌دهد که با افزایش سرعت دوران تجمع ذرات مقاوم‌ساز در دیواره‌ی داخلی بیشتر شده و بالطبع سختی و مقاومت سایشی نمونه‌ها بهبود می‌یابد. همچنین با افزایش سرعت دوران، وسعت

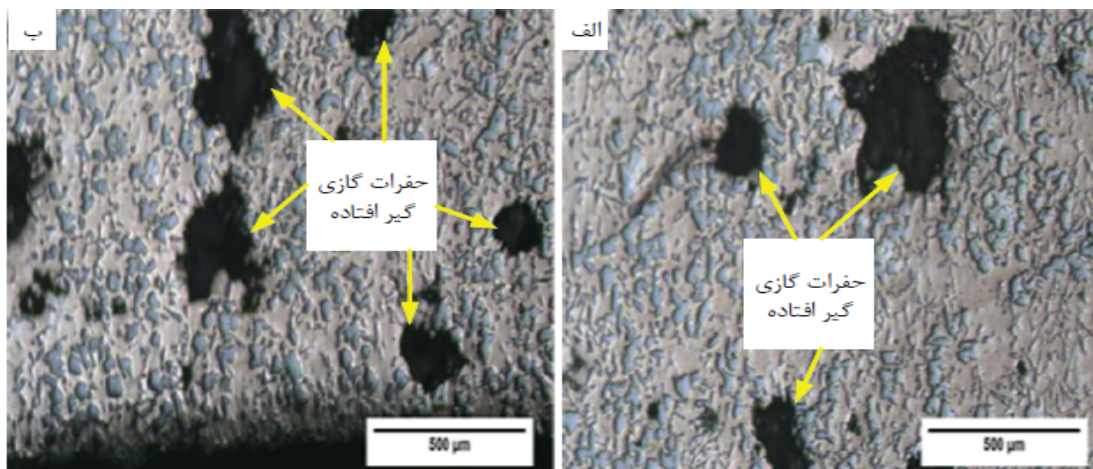
اولیه است که در آن سیلیسیم یوتکتیک و گرادینانی از ترکیب بین فلزی Al_2Cu وجود دارد و تا نزدیکی سطح خارجی استوانه ادامه پیدا می‌کند. در آخر ناحیه‌ی خارجی مشاهده می‌شود که ناحیه‌ی کوچکی است و مجدداً ذرات سیلیسیم اولیه در این ناحیه حضور دارند.

با استفاده از نرم‌افزار Image J به ازای هر سرعت دوران، کسر حجمی ذرات سیلیسیم اولیه برحسب ضخامت نمونه (از دیواره‌ی داخلی تا دیواره‌ی خارجی نمونه) محاسبه شد و برآورد این داده‌ها برای تمام سرعت‌های دوران، در قالب یک نمودار در شکل ۷ مشاهده می‌شود.

همان‌طور که در نمودار مشاهده می‌شود به ازای سرعت دوران ثابت، یک گرادینان در کسر حجمی وجود دارد که از بالاترین مقدار شروع شده و رفته‌رفته از میزان آن کاسته می‌شود تا جایی که در حدود اواسط ضخامت هر نمونه مقدار درصد کسر حجمی ذرات سیلیسیم اولیه به صفر می‌رسد که در واقع بیان‌گر ورود به ناحیه‌ی میانی است. در این ناحیه با



شکل ۸. نمودار سختی نمونه‌های ریختگی گریز از مرکز شده برحسب فاصله از دیواره‌ی داخلی در سرعت‌های دوران متفاوت



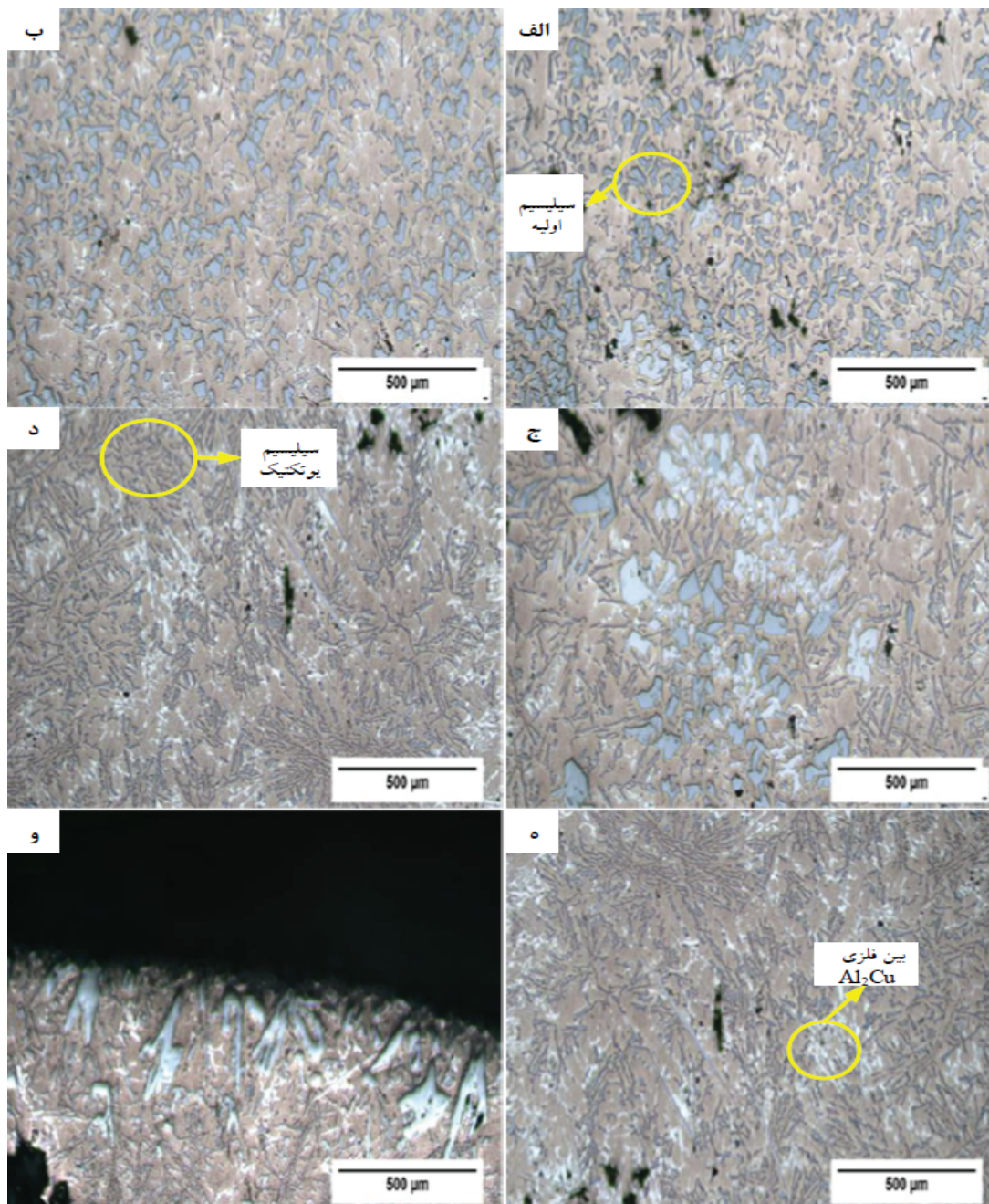
شکل ۹. حفرات گازی گیر افتاده در نمونه با سرعت دوران الف) ۱۶۰۰ دور بر دقیقه ب) ۲۰۰۰ دور بر دقیقه

این دیواره حرکت کرده و در نهایت منجمد می‌شوند. در اثر این انجماد گرمای نهان انجماد آزاد شده و باعث می‌شود سایر قسمت‌های مذاب همچنان به حال مذاب باقی بمانند و ذرات سیلیسیم اولیه در لایه‌ی بیرونی تر شانس این را داشته باشند تا به سمت دیواره‌ی داخلی حرکت کنند. پس در مرحله‌ی بعدی انجماد ذرات مقاوم‌ساز به سمت لایه‌ی داخلی حرکت کرده تا جایی که در سطح مشترک جامد/مایع گرفتار می‌شوند [۸]. نکته‌ی قابل توجه این است که اختلاف دانسیته بین سیلیسیم و آلومینیوم بالا نیست. در نتیجه نرخ جنبش ذرات به سمت لایه‌ی داخلی رفته‌رفته کاهش می‌یابد و همان‌طور که به ناحیه‌ی میانی نزدیک‌تر می‌شویم، کسر حجمی کمتر و توزیع غیر متراکم‌تری از ذرات سیلیسیم اولیه را شاهد هستیم که در نمودار شکل ۷ هم مشهود است [۹، ۱۰]. در نهایت با نزدیک شدن به دیواره‌ی خارجی نمونه، همان‌طور که از تصاویر گرفته‌شده توسط میکروسکوپ نوری هم پیداست مقداری ذرات سیلیسیم اولیه دوباره مشاهده می‌شود.

منطقه‌ی غنی از ذرات سیلیسیم اولیه که همان ناحیه‌ی داخلی است کمتر شده یا به عبارتی دیگر تراکم ذرات مقاوم‌ساز بیشتر می‌شود (شیب ناحیه‌ی داخلی تندتر شده است) که این امر باعث شده حلقه‌ی اتصال بین ذرات مقاوم‌ساز تقویت گردد [۶]. با افزایش سرعت دوران، ناحیه‌ی داخلی دارای پروفایل و تغییرات ثابتی است به‌طوری‌که هر چه سرعت دوران بیشتر شود، تراکم ناحیه‌ی داخلی بیشتر و ضخامت آن کمتر می‌شود ولی ناحیه‌ی خارجی دارای تغییرات مشخصی نیست.

توزیع هدفمند ذرات سیلیسیم اولیه می‌تواند توسط این مدل تحلیل شود:

وقتی مذاب به درون قالب چرخان ریخته می‌شود، همان‌طور که دمای مذاب پایین می‌آید و با ورود به ناحیه‌ی خمیری بر اساس دیاگرام فازی آلیاژ هایپرپوتکتیک آلومینیوم-سیلیسیم، ذرات سیلیسیم اولیه بلوری شده و از مذاب پس‌زده می‌شوند [۷]. این ذرات در اثر نیروی گریز از مرکز به سمت



شکل ۱۰. تصویر نمونه‌ی ریخته شده با سرعت دوران ۱۴۰۰ دور بر دقیقه (سرعت بهینه) از ناحیه‌ی داخلی تامیانی (الف تا ج) و از ناحیه‌ی میانی تا خارجی (د تا و)

سیلیسیم اولیه با افزایش سرعت دوران باید افزایش یابد که این امر موجب متراکم شدن ذرات سیلیسیم اولیه و بهبود کسر حجمی ناحیه‌ی داخلی می‌شود که نتایج این تحقیق نیز گواهی بر این ادعاست. در واقع درست است که افزایش سرعت دوران باعث افزایش سرعت حرکت سطح مشترک جامد/مایع می‌شود ولی این افزایش شتاب ذرات آن قدر بالاست که باعث بالا بردن تمایل به حرکت رو به ناحیه‌ی داخلی در ذرات سیلیسیم اولیه شده و کسر حجمی را بالا می‌برد [۱۲،۱۱].

با توجه به معادله‌ی ۴، مقدار شتاب ذرات سیلیسیم اولیه این گونه به دست می‌آید:

معادله ۵.

$$a_{si} = \frac{0.07 \times 4\pi^2 N^2 r}{2.3} = 1.202rN^2$$

همان‌طور که قبلاً گفته شد r قطر قطعه‌ی ریختگی و N سرعت دوران قالب است. از آنجاکه r در نمونه‌ها تقریباً به یک اندازه است، در نتیجه شتاب مایل به مرکز ذرات

نتایج سختی

شکل ۸ نمودار سختی نمونه‌های ریختگی و شاهد در مقیاس برینل برحسب فاصله از دیواره‌ی داخلی را نشان می‌دهد. با نظری بر شکل مشاهده می‌شود به ازای سرعت دوران ثابت، با حرکت از دیواره‌ی داخلی به سمت دیواره‌ی خارجی، از میزان سختی کاسته می‌شود و با افزایش سرعت دوران سختی نمونه‌ها از مقدار اولیه‌ی بیشتری آغاز شده و افزایش می‌یابد. نکته‌ی جالب این است این روند افزایشی تا نمونه با سرعت ۱۴۰۰ دور بر دقیقه ادامه دارد تا جایی که در نمونه با سرعت‌های دوران ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه شرایط تغییر کرده و از هیچ گرادیان مشخصی تبعیت نمی‌کند. برخلاف نمونه‌های قبلی دیگر با افزایش سرعت دوران سختی سطحی (سختی دیواره‌ی داخلی) از مقدار بالاتر شروع نشده و اینکه با حرکت از ناحیه‌ی داخلی به سمت ناحیه‌ی خارجی، دیگر آن گرادیان کاهشی مشاهده نمی‌شود. این مهم را می‌توان به علت وجود حفرات گازی در نمونه‌های ریخته شده با سرعت‌های دوران ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه نسبت داد [۱۰].

بر اثر تلاطم ذاتی فرایند و جذب گاز در حین فرایند گریز از مرکز حباب‌هایی در داخل مذاب ایجاد می‌شود [۱۳]. البته بدیهی است در اثر افزایش سرعت دوران میزان گیر افتادگی حباب‌های گازی هم بیشتر می‌شود [۱۴]. در تحقیق حاضر با افزایش سرعت دوران تا سرعت ۱۴۰۰ دور بر دقیقه این حفرات تأثیر چندانی بر روی گرادیان کسر حجمی و سختی نمونه‌ها نداشتند؛ اما با افزایش سرعت دوران به مقادیر ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه انعقاد این حفرات بیشتر شده و کسر حجمی و سختی را تحت تأثیر خود قرار دادند که در شکل‌های ۷ و ۸ این اثرات محسوس مشخص است. شکل ۹ که توسط میکروسکوپ نوری گرفته شده، نمونه‌ای از این حفرات را نشان می‌دهد.

پس از مطالعه‌ی ریزساختار نمونه‌ها، کسر حجمی و سختی نمونه‌های ریختگی سرانجام نمونه‌ی ریختگی با سرعت دوران ۱۴۰۰ دور بر دقیقه به‌عنوان نمونه‌ی بهینه انتخاب شد که تصویر آن در شکل ۱۰ مشخص است.

در شکل ۱۰ تصاویر از ناحیه‌ی داخلی شروع شده و تا ناحیه‌ی خارجی ادامه می‌یابد. همان‌طور که قبلاً گفته شد به دلیل چگالی کمتر سیلیسیم نسبت به آلومینیوم، در ناحیه‌ی داخلی تجمع ذرات خشن سیلیسیم اولیه دیده می‌شود که به شکل بلوکه‌ای هستند که با حرکت به سمت منطقه‌ی میانی کسر حجمی این ذرات در زمینه‌ی آلومینیومی به تدریج کمتر (از ۳۰ درصد حجمی تا ۱۲/۵ درصد حجمی) و اندازه‌ی آن‌ها (از ۳۹ میکرومتر تا ۷۳ میکرومتر) درشت‌تر می‌شود تا جایی که کم‌کم این ذرات خشن جای خود را به ذرات تیغه‌ای سیلیسیم یوتکتیک می‌دهند که نمایانگر این است که ناحیه‌ی میانی آغاز می‌شود [۱۵]. همچنین مشاهده می‌شود که با حرکت به سمت ناحیه‌ی خارجی، کسر

حجمی ذرات سفیدرنگی به تدریج افزایش می‌یابد که این ذرات همان ترکیبات بین فلزی Al_2Cu هستند [۱۶]. وقتی ناحیه‌ی خارجی آغاز می‌شود، ذرات سیلیسیم اولیه محبوس در ناحیه‌ی خارجی مشاهده می‌شود. لازم به ذکر است این تصاویر تماماً ضخامت نمونه را پوشش نداده و فقط بخشی از آن است که برای تجسم بهتر حضور ذرات از ناحیه‌ی داخلی تا ناحیه‌ی خارجی در شکل ۱۰ ارائه شده است. تصویر ۱۰(الف) و ۱۰(ب) مبین ناحیه‌ی داخلی، تصویر ۱۰(ج) مرز بین ناحیه‌ی داخلی و میانی، ۱۰(د) و ۱۰(ه) نشان‌دهنده‌ی ناحیه‌ی میانی و تصویر ۱۰(و) مبین ناحیه‌ی خارجی است.

۴. نتیجه‌گیری

۱. با ریخته‌گری آلیاژهای پر یوتکتیک A390 در دمای بارریزی ۷۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد به داخل قالب فولادی با دمای پیش‌گرم ۳۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد در داخل دستگاه گریز از مرکز عمودی، آلیاژی با عملکرد هدفمند با شیب غلظتی سیلیسیم اولیه از دیواره‌ی داخلی به شکل بوش‌های استوانه‌ای با موفقیت ساخته شد.
۲. با افزایش سرعت دوران قالب و در نتیجه نیروی گریز از مرکز بیشتر، کسر حجمی سیلیسیم اولیه در آلیاژ هدفمند A390 تا سرعت دوران ۱۴۰۰ دور بر دقیقه از حدود ۱۵ درصد حجمی به حدود ۳۰ درصد حجمی افزایش یافت. با افزایش بیشتر سرعت دوران، کسر حجمی عیوب ریخته‌گری از جمله حفرات گازی افزایش یافت که همین عامل از بهبود کسر حجمی ذرات مقاوم‌ساز در سرعت‌های دوران بالا جلوگیری کرد.
۳. با افزایش سرعت دوران سختی نمونه‌ها تا سرعت ۱۴۰۰ دور بر دقیقه (حدوداً ۳۵ درصد) بهبود یافت ولی با افزایش بیشتر سرعت دوران به دلیل حضور حفرات، سختی کاهش یافت.
۴. با جمع‌بندی داده‌های کسر حجمی سیلیسیم اولیه و همچنین سختی برینل نمونه‌ها در سرعت‌های دوران مختلف، سرعت دوران ۱۴۰۰ دور بر دقیقه به‌عنوان سرعت بهینه و نمونه با سرعت ۱۴۰۰ دور بر دقیقه به‌عنوان نمونه‌ی بهینه انتخاب شد.

References

- [1] Yan-Bo Z, Chang-Ming L. "Characteristics of two Al based functionally gradient composites reinforced by primary Si particles and Si/in situ Mg₂Si particles in centrifugal casting". *Trans.NonferrousMet.Soc.*2010; vol. 20: pp-361-370.
- [2] Rajan, T.P.D,Pai B. "Formation of solidification microstructures in centrifugal cast functionally graded aluminium composites". *Transactions ofThe Indian Institute of Metals.* 2009; vol. 62: pp-383-389.
- [3] Rajan, T.P.D. Pillai R M, Pai B. "Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites". *materials characterization.* 2010; vol. 61, pp-923 - 928.
- [4] Zhang, J., et al."Hypereutecticaluminium alloy tubes with graded distribution of Mg Si particles prepared by centrifugal casting". *Materials and Design.* 2000; vol. 21: pp-149-153.
- [5] Ogawa. T, Watanabe. Y."Theoretical study on fabrication of functionally graded material with density gradient by a centrifugal solid-particle method". *Composites: Part A applied science and manufacturing.* 2006; vol. 37: pp-2194-2200.
- [6] R. kissling, "A Hypereutectic Alloy, *AFS transactions*". 2004; vol 11: pp-347-352.
- [7] Rodhakrishna K, Joy V A,Seshan S, "Studies on Refinement of Al-Si cast Alloys". *Indian foundry Journal.* 1985; No 3: pp-13-20.
- [8] venkateswaram S,Mallya, R M, "Effect of trace elements on the fluidity of Hypereutectic Al-Si Alloys using the vacuum suction techniqu". *cast Metals.* 1992; Vol. 5: pp2-5.
- [9] Watanabe, Y.; Fukui, Y, "Microstructures and mechanical properties of functionally graded materials fabricated by a centrifugal method", *rec. res. develop. Metall. Mater. Sci.* 2000; Vol. 4: pp-51-93.
- [10] MohammadiRahvard M, Tamizifar M,Boutorabi M A,GholamiShiri S, "Characterization of the graded distribution of primary particles and wear behavior in the A390 alloy ring with various Mg contents fabricated by centrifugal casting". *Materials and Design.* 2014; Vol. 56: pp-105-114.
- [11] 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; vol. 207: pp43-54.
- [12] Watanabe Y, Kawamoto A, and Matsuda K, "Particle size distributions in functionally graded materials fabricated by the centrifugal solid-particle method". *Composites Science and Technology.* 2002; Vol.62: p-881-888.
- [13] Zhou J X, Shen X, Wang H, "Gas-liquid Two Phase Flow Modelling of Incompressible Fluid and Experimental Validation Studies in Vertical Centrifugal Casting". *Materials Science and Engineering.* 2015; Vol. 84: Conference 1.
- [14] Adelakin T K,Suárez O M, "Study of Boride-Reinforced Aluminum Matrix Composites Produced via Centrifugal Casting. *Materials and Manufacturing Processes*". 2011; Vol. 26: pp-338-345.
- [15] Chirita, G., Soares D, and Silva F S, "Advantages of the centrifugal casting technique for the production of structural components with Al-Si alloys". *Materials and Design.* 2008; vol. 29: pp-20-27.
- [16] Watanabe, Y. and Oike S, "Formation mechanism of graded composition in Al-Al₂Cu functionally graded materials fabricated by a centrifugal in situ method". *ActaMaterialia.* 2005; vol. 53: p-1631-1641.
- [17] El. Rooy, "Summary of technical information on Hypereutectic Al-Si Alloys". *AFS transactions.* 1972., pp-421-426.