



طراحی و ساخت کامپوزیت‌های استوانه‌ای شکل تابعی مدرج Al-Mg₂Si با استفاده از روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا

محمد نیرومند¹، یاسر وحیدشاد^{2*}، مسعود امامی³، کارن ابرینیا⁴

1- کارشناسی ارشد مهندسی مکانیک، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران

2- استادیار، مهندسی مواد و متالورژی، پژوهشکده حمل و نقل فضایی، پژوهشگاه فضایی ایران، تهران

3- استاد، مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران

4- استاد، مهندسی مکانیک، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران

* تهران، صندوق پستی 1459777511، y.vahidshad@isrc.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله:

دریافت: 1400/09/07

پذیرش: 1401/02/06

کلیدواژگان

مواد تابعی مدرج، ریخته‌گری گریز از مرکز درجا، ریزساختار، عملیات حرارتی، خواص مکانیکی

در دهه‌های اخیر استفاده از کامپوزیت‌های زمینه فلزی و مواد تابعی مدرج به دلیل بدست آمدن تلفیقی از خواص مکانیکی و فیزیکی گسترش پیدا کرده است. در این پژوهش روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا برای ساخت قطعات استفاده شد. کامپوزیت اولیه مورد استفاده در این روش Al-15wt.%Mg₂Si بود. قطعات تابعی مدرج درجا با سرعت‌های دورانی 1000، 1300 و 1700 دور بر دقیقه با موفقیت ساخته شدند. برای بررسی ریزساختار نمونه‌های تولید شده از میکروسکوپ نوری و برای بررسی خواص مکانیکی از سختی سنجی ویکرز استفاده شد. مقطع نمونه‌های ساخته شده به دو قسمت تقویت شده و ماتریس تفکیک شدند و مشاهده شد که با افزایش دور قالب، اندازه قسمت تقویت شده کاهش می‌یابد ولی درصد حجمی ذرات در آن ناحیه افزایش پیدا می‌کند. تخلخل به عنوان متغیری مخرب در قسمت تقویت شده افزایش پیدا کرد. سختی در ناحیه تقویت شده افزایش یافت و بیشینه مقادیر سختی برای قطعات با سرعت دورانی‌های 1000 و 1300 دور بر دقیقه به ترتیب معادل 67.5 و 70 ویکرز بدست آمد. همچنین در ناحیه کنار قالب، سختی افزایش یافت و بیشینه مقدار سختی برای قطعه با سرعت دورانی 1700 دور بر دقیقه، معادل 70 ویکرز در این ناحیه بدست آمد. عملیات حرارتی انحلال برای نمونه‌های ساخته شده انجام شد. با مشاهده ریزساختار دیده شد که مورفولوژی ذرات Mg₂Si اولیه و یوتکتیک تغییر کرده‌اند. سختی پس از عملیات حرارتی با حفظ روند کمی افزایش پیدا کرد.

Design and manufacturing of Al-Mg₂Si cylindrical functionally graded composites using in-situ centrifugal casting

Mohamad Nirumand¹, Yaser Vahidshad^{2*}, Massoud Emamy³, Karen Abrinia¹

1- Department of Mechanical Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

2- Space Transportation Research Institute, Iranian Space Research Center, Tehran, Iran

3- School of Metallurgy and Materials, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

* P.O.B. 1459777511, Tehran, Iran, y.vahidshad@isrc.ac.ir

Keywords

FGM, Centrifugal casting in-situ method, Microstructure, Heat treatment, Mechanical properties

Abstract

In recent decades, the use of metal matrix composites and functionally graded materials for achieving a combination of mechanical and physical properties has increased. In this research, an in-situ centrifugal casting method was used to make the samples. The primary composite used in this method was Al-15wt.% Mg₂Si. In situ prepared functionally graded samples were successfully manufactured at 1000, 1300, and 1700 rpm rotational speeds. Optical microscopy was used to examine the microstructure of the samples, and a Vickers hardness tester was used to examine the mechanical properties. The cross-section of the fabricated samples was divided into two parts, the reinforced and the matrix parts. Porosity increased as a destructive parameter in the reinforced area. The hardness increased as the volume fraction of particles in the reinforced area. Also, hardness increased in the chilled zone due to the fine-grains and trapped particles. Solutionizing heat treatment was performed for the fabricated samples. By observing the microstructure, there was no change in the placement trend of the primary particles, but the morphology of the primary and eutectic Mg₂Si particles were changed. Hardness increased after heat treatment while its gradient did not change.

Please cite this article using:

Nirumand, M., Vahidshad, Y., Emamy, M., Abrinia, K., "Design and manufacturing of Al-Mg₂Si cylindrical functionally graded composites using in-situ centrifugal casting", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1749-1757, 2022. <https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.542863.1756>

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

1- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه فلزی مانند همه‌ی کامپوزیت‌ها شامل حداقل دو فاز متمایز از لحاظ فیزیکی و شیمیایی هستند و به‌گونه‌ای توزیع شده‌اند و خواصی را ایجاد می‌کنند که بصورت جداگانه دست‌یافتنی نیستند. بنابراین کامپوزیت‌های زمینه فلزی به مرور زمان کاربردهای گسترده‌ای در صنایع هوا و فضا، بسته‌بندی الکترونیک، خودرو و دیگر مصنوعات پیدا کردند [1, 2].

در میان مواد کامپوزیتی، مواد تابعی مدرج¹ توسعه یافتند که در این مواد علاوه بر ترکیب، ساختار نیز به تدریج در حجم ماده تغییر می‌کند که این تغییرات، در خواص ماده تأثیر دارد [3]. ریخته‌گری گریز از مرکز یکی از روش‌های معمول در تولید لوله‌های فلزی بدون درز است. این روش به عنوان یکی از راحت‌ترین و ارزان‌ترین روش‌ها برای ساخت مواد تابعی مدرج گوناگون در سال 1991 توسط فوکویی² و همکاران ارائه گردید. در این روش، یک نیروی گریز از مرکز به یک کامپوزیت مذاب همگن شده که از روش ریخته‌گری همزدنی³ بدست آمده اعمال می‌شود و باعث می‌شود تا گرادیان مورد نظر ایجاد شود. این گرادیان ایجاد شده در ترکیب توسط تفاوت در نیروی گریز از مرکز ایجاد می‌شود به این صورت که اختلاف چگالی بین مذاب و ذرات تقویت‌کننده منجر به ایجاد گرادیان در راستای شعاعی می‌شود [4].

در این پژوهش از روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا استفاده شده است که در این روش دمای ذوب آلیاژ اصلی پایین‌تر از دمای فرآیند می‌باشد و نیروی گریز از مرکز می‌تواند در ریخته‌گری مذاب هم به ماتریس و هم ذرات اعمال شود [5]. ترکیب Mg₂Si در میان مواد تقویت‌کننده که به صورت ذره‌ای در کامپوزیت‌های فلزی مورد استفاده قرار می‌گیرند دارای کمترین چگالی است، بنابراین پتانسیل بالایی برای استفاده به عنوان تقویت‌کننده در کامپوزیت‌های زمینه فلزی⁴ با زمینه Al و Mg برای کاهش وزن دارد [6]. ترکیب بین فلزی Mg₂Si دارای نقطه ذوب نسبتاً بالا (1083 °C)، چگالی پایین (99 g/cm³)، سختی بالا (4500 MN/m²)، ضریب انبساط حرارتی (10⁻⁶ K⁻¹) و مدول الاستیک نسبتاً بالا (120 GPa) است. داشتن چنین خواصی، ترکیب Mg₂Si را به عنوان یک انتخاب مناسب برای تقویت زمینه آلومینیم و منیزیم جهت ساخت کامپوزیت زمینه فلزی بهسازی شده معرفی می‌کند [7].

تأثیر عملیات حرارتی و اضافه کردن فسفر به کامپوزیت Al-15% Mg₂Si بر روی ریزساختار و خواص کششی این کامپوزیت توسط نصیری و همکاران [8] مورد بررسی قرار گرفت. لین⁵ و همکاران بوش‌های ساخته شده با مواد تابعی مدرج با بوش‌های ساخته شده به روش سنتی را برای موتورسیکلت‌ها و خودروها مورد مقایسه قرار دادند [9]. احمد و همکاران سه آلیاژ آلومینیم 356، 413 و 390 که به ترتیب هایپوپوتکتیک، پوتکتیک و هایپریوتکتیک هستند برای ساخت مواد تابعی مدرج با استفاده از روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا تحت سرعت‌های دورانی متفاوت مورد استفاده قرار دادند. مشاهده شد که با افزایش سرعت دورانی گرادیان ایجاد شده بهبود پیدا می‌کند و نتایج میکروسختی و مقاومت به سایب نشان داد که آلیاژ 390 بیشترین خواص مکانیکی مذکور را دارا بود [10]. رم⁶ و همکاران [11] به بررسی نتایج آزمون کشش در دماهای بالا برای مواد تابعی مدرج درجای Al-Mg₂Si جهت کاربرد سیلندرهای خودرو پرداختند.

اگرچه پژوهش‌های متعددی بر روی کامپوزیت زمینه فلزی با ترکیب هایپریوتکتیک Al-15% Mg₂Si انجام شده است و تأثیر عناصر بهساز بر روی این کامپوزیت بررسی شده است ولی بر روی مواد تابعی مدرج با این ترکیب بررسی زیادی صورت نگرفته است. در این مقاله به بررسی این مواد پرداخته شده است.

2- روش تحقیق

ساخت نمونه‌ها به روش درجا، طی دو مرحله انجام گرفت. مرحله اول ساخت شمش کامپوزیت فلزی درجا و مرحله دوم ساخت نمونه تابعی مدرج است. برای ساخت آلیاژ 9.5 wt.% Mg - 5.5 wt.% Si - 15 wt.% Al که پس از انجماد به نام کامپوزیت درجای Al-15Mg₂Si شناخته می‌شود [7] از شمش‌های آلومینیم خالص (99.9 درصد) استفاده شد که پس از برش در کوره القایی و در داخل بوتله گرافیتی با ظرفیت 1 Kg، در دمای 750°C ذوب گردید. پس از آن مقدار محاسبه شده سیلیسیم خالص (5.5 درصد وزنی) به مذاب آلومینیم اضافه شد. پس از گذشت حدود 10 دقیقه و حل شدن کامل سیلیسیم خالص در مذاب آلومینیم، منیزیم خالص (99.5 درصد) به میزان 9.5 درصد وزنی به مذاب اضافه شد. پس از اضافه شدن منیزیم مذاب با استفاده از همزن القایی و همچنین میله‌ی گرافیتی به سرعت هم زده شد و بلافاصله پس از سرپاره‌گیری کامل به درون قالب‌های فولادی پیش‌گرم شده ریخته شد. در محاسبات وزنی ساخت کامپوزیت 3 درصد اتلاف برای آلومینیم، 7 درصد برای سیلیسیم و با توجه به تمایل شدید منیزیم به اکسیداسیون میزان اتلاف برای این عنصر 17 درصد در نظر گرفته شد.

برای تهیه قطعات نهایی تابعی مدرج، قطعات برش داده شده از کامپوزیت درجای تهیه شده در دمای 750°C ذوب مجدد شدند. سپس قالب فولادی با استفاده از مشعل تا دمای 300°C پیش‌گرم شد. در نهایت قطعات به کمک دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز افقی در قالب پیش‌گرم شده ریخته‌گری شدند. ابعاد قطعات تهیه شده در این پژوهش به این صورت بود که قطر داخلی و خارجی آن‌ها به ترتیب 50 و 80 میلی‌متر و ارتفاع قطعه‌ی ساخته شده 60 میلی‌متر بود. در این پژوهش به منظور بررسی متغیرهای فرآیندی، از میان سه متغیر اصلی روش مورد استفاده یعنی ریخته‌گری گریز از مرکز درجا که شامل دمای ذوب ریزی، دمای پیش‌گرم قالب و سرعت دورانی می‌باشد، سرعت دورانی قالب در سه دور مختلف 1000، 1300 و 1700 rpm مورد بررسی قرار گرفت. سرعت دورانی‌های انتخاب شده معادل 56، 95 و 162 برای متغیر بی‌بعد G می‌باشند. متغیر بی‌بعد G به این صورت تعریف می‌شود:

$$G = \frac{r\omega^2}{g} \quad (1)$$

برای تحلیل حرکت ذرات در ریخته‌گری گریز از مرکز از رابطه استوکس⁷ استفاده می‌شود که این رابطه بصورت کلی برای مایعات تعریف شده است و به شرح زیر می‌باشد:

$$\frac{dx}{dt} = \frac{|\rho_p - \rho_m| G g D_p^2}{18\eta} \quad (2)$$

که در این رابطه ρ_p ، ρ_m ، G ، g ، D و η به ترتیب سرعت، چگالی، عدد G ، شتاب گرانش، قطر ذرات و گرانروی مذاب فلز می‌باشند. عدد بی‌بعد G از

⁵ Lin

⁶ Ram

⁷ Stokes

¹ Functionally graded materials

² Fukui

³ Stir casting

⁴ Metal matrix composites

کیلوگرم و مدت زمان اعمال بار 10 ثانیه تنظیم شد. سختی سنجی همانند بررسی ریزساختار به این صورت انجام شد که به فاصله‌ی هر 1 میلی‌متر از سطح خارجی آزمایش انجام شد. سختی برای هر نمونه سه بار اندازه‌گیری شد و میانگینی از آن‌ها گزارش شد. نمونه‌ها در کوره‌ی عملیات حرارتی با دمای °C 500 و با دقت دمایی ±2°C به مدت 4 ساعت نگهداری شده و پس از آن سریع در آب سرد، کونچ گردید [13].

3- نتایج و بحث

1- جدایی ذرات در نمونه‌های تابعی مدرج

در شکل 3، تغییرات k (نرخ جدایی ذرات) برحسب سرعت دورانی قالب با ثابت بودن متغیرهای دمای ریخته‌گری و دمای پیش‌گرم قالب ارائه شده است. همان‌طور که در این نمودار مشاهده می‌شود، هر چه سرعت دورانی قالب بیشتر می‌شود، عرض ناحیه تقویت شده کاهش پیدا می‌کند.

با توجه به رابطه استوکس عرض ناحیه تقویت شده و توزیع جزء حجمی ذرات در قطعات تابعی مدرج، تابعی است از زمانی که ذرات در مذاب در حال حرکت هستند و سرعت آن‌ها هنگامی که به سمت لایه داخلی حرکت می‌کنند. بنابراین اثر سرمایش قالب، نرخ سرد شدن مذاب و عدد G متغیرهای اصلی اثرگذار بر روی k و توزیع حجمی ذرات هستند.

برای قطعات ریخته‌شده در این پژوهش دمای ذوب ریزی و پیش‌گرم ثابت در نظر گرفته می‌شود، بنابراین اثر سرمایش قالب برای نمونه‌ها تقریباً برابر است. سرعت حرکت ذرات در مذاب، عمدتاً توسط عدد G با توجه به رابطه استوکس تعیین می‌شود. با افزایش عدد G ، سرعت حرکت ذرات در مذاب افزایش می‌یابد. بنابراین قبل از اینکه انجماد کامل شود اکثر ذرات در ناحیه داخلی جا می‌گیرند و عرض ناحیه تقویت شده کوچک‌تر می‌شود [9].

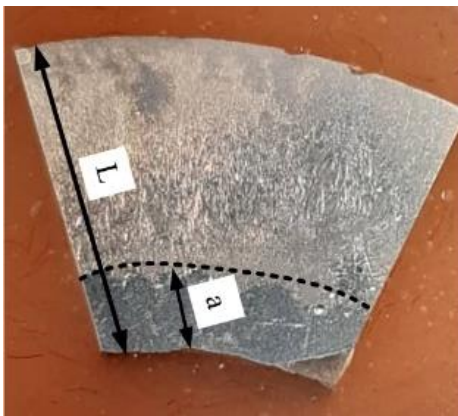


Fig. 2 The cross section of FGMs tube

شکل 2 مقطع برش شده از نمونه تابعی مدرج

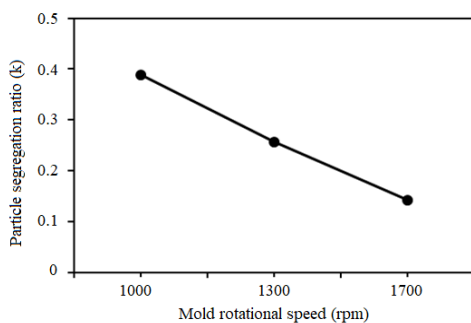


Fig. 3 Particle segregation ratio with different G numbers

شکل 3 نمودار میزان جدایش ذرات بر حسب عدد G های متفاوت

تقسیم نیروی گریز از مرکز به نیروی گرانش برای ذرات بدست می‌آید و برابر $\omega^2 r/g$ می‌باشد و در آن ω سرعت دورانی قالب و r فاصله ذرات از محور چرخش می‌باشد [5].

در پژوهش‌های پیشین مشاهده شد مقطع نمونه‌های ساخته شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا با ذرات تقویت کننده Mg_2Si به دو ناحیه تقویت شده و ناحیه تقویت نشده تقسیم می‌شوند [9, 12]. در شکل 1 مشاهده می‌شود که نمونه‌ی ساخته در این پژوهش نیز به دو ناحیه مجزا تقسیم شده است.



Fig. 1 Al-15Mg₂Si FGMs tube

شکل 1 قطعه‌ی تابعی مدرج Al-15Mg₂Si

برای توصیف کردن نرخ جدایی ذرات در مقطع قطعه‌ی ریخته شده رابطه‌ی زیر مورد استفاده قرار می‌گیرد [9]:

$$k = \frac{a}{L} \quad (3)$$

که در این رابطه، همان‌طور که در شکل 2 نشان داده شده است، a عرض لایه‌ی تقویت شده می‌باشد و L کل ضخامت مقطع قطعه‌ی ریخته شده از جداری داخلی تا جداری خارجی در راستای شعاعی می‌باشد. متغیر k نشان‌دهنده‌ی نسبت عرض لایه‌ی تقویت شده به ضخامت کل مقطع می‌باشد. هرچه اندازه‌ی لایه‌ی تقویت شده بیشتر باشد، k بزرگ‌تر است. برای اندازه‌گیری مقادیر a و L از ابزار خط‌کش نرم‌افزار تحلیل عکس میکروسکوپ نوری استفاده شد.

نمونه‌های ساخته شده همان‌طور که در شکل 2 دیده می‌شود، ابتدا در راستای عمودی قطعه به صورت کماتی از دایره برش خوردند و مانت شدند. تمامی نمونه‌ها توسط سنباده‌های 60، 120، 220، 400، 600، 800، 1000، 1500، 2000، 2500 و 3000 پولیش شده و با محلول کلر، اچ شدند. پس از آماده‌سازی سطح، بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی‌های 50 تا 1000 برابر، انجام پذیرفت. ریزساختار نمونه‌ها به این صورت انجام شد که با معیار قرار دادن سطح خارجی به فاصله‌ی هر دو میلی‌متر تصویری تهیه شد و در مواردی که نیاز به بررسی نکته‌ی خاصی بود از بزرگنمایی بالاتری برای بررسی بهتر استفاده شد. جهت بررسی کمی ریزساختار مانند متغیرهایی از قبیل جزء حجمی و میزان تخلخل نیز از نرم‌افزار آنالیز تصویری استفاده شد. به منظور اندازه‌گیری سختی نمونه‌های تابعی مدرج، از معیار سختی‌سنجی ویکرز استفاده شد. میزان بار دستگاه سختی‌سنج 5

در شکل 5 که ریزساختار با بزرگنمایی 500 برابر نشان داده شده است، غالباً سه فاز Mg₂Si اولیه، α-Al و Mg₂Si یوتکتیک (ثانویه) در ریزساختار قطعات مشاهده می‌شود.

ذرات Mg₂Si در دو فاز اولیه و شبه یوتکتیک درون قطعات قابل مشاهده هستند. ساختار شبه یوتکتیک موجود، مورفولوژی شناخته شده (خط چینی¹) را ایجاد کرده است. فازهای ایجاد شده در این ساختار را می‌توان توسط دیاگرام فازی Al-Mg₂Si که در شکل 6 ارائه شده است، توضیح داد.

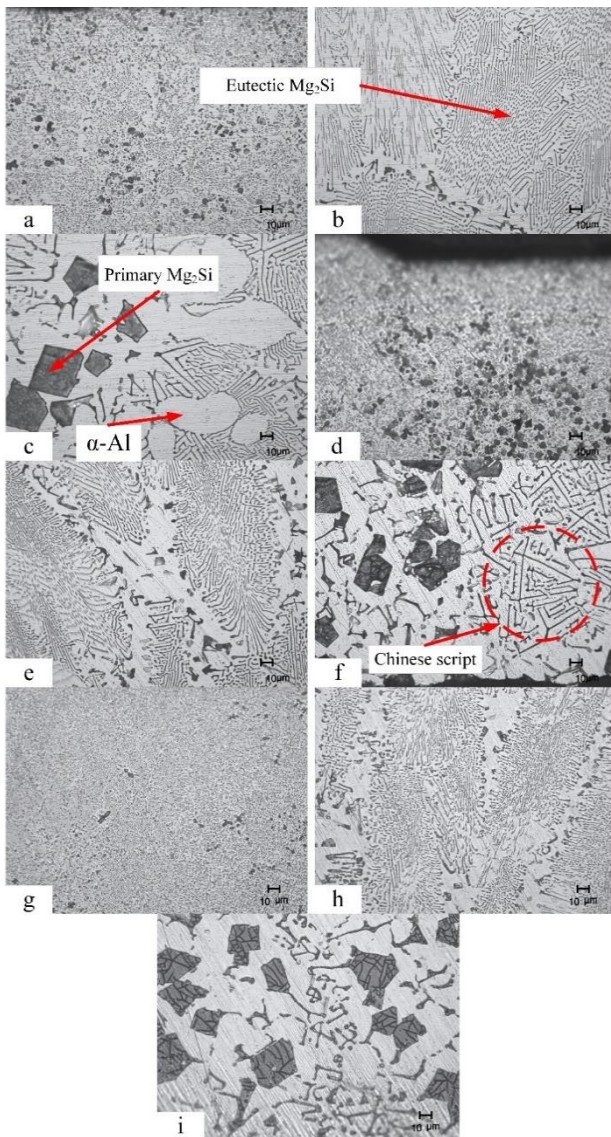


Fig. 5 Microstructure of parts with 500x magnification for inner, middle and outer zones, which are left, middle and right photos, respectively. a to c refers to the part with a speed of 1000 rpm, d to f refers to the part with a speed of 1300 rpm and g to i refers to part with a speed of 1700 rpm

شکل 5 ریزساختار قطعات با بزرگنمایی 500 برابر برای ناحیه‌های داخلی، میانی و خارجی که به ترتیب عکس‌های سمت چپ، وسط و راست هستند. a تا c قطعه با سرعت 1000 rpm، d تا f قطعه با سرعت 1300 rpm و g تا i قطعه با سرعت 1700 rpm می‌باشد.

2-3- جدایی ذرات در نمونه‌های تابعی مدرج

در شکل 4 ریزساختار قطعات با بزرگنمایی 50 برابر، برای سه نمونه با سرعت دورانی‌های متفاوت ارائه شده است. همان‌طور که در این تصاویر مشاهده می‌شود، ذرات Mg₂Si اولیه به خوبی مدرج شده‌اند و گرادیان مشخص است. همچنین مشاهده می‌شود که این تغییرات بصورت یکباره رخ داده است و مقطع قطعه‌ی تابعی مدرج ساخته شده به دو قسمت کاملاً مجزای دارای ذرات Mg₂Si اولیه و خالی از ذرات (به جزء ناحیه سرد کنار قالب) تقسیم شده است که با پژوهش‌های پیشین تطابق خوبی دارد [9, 12].

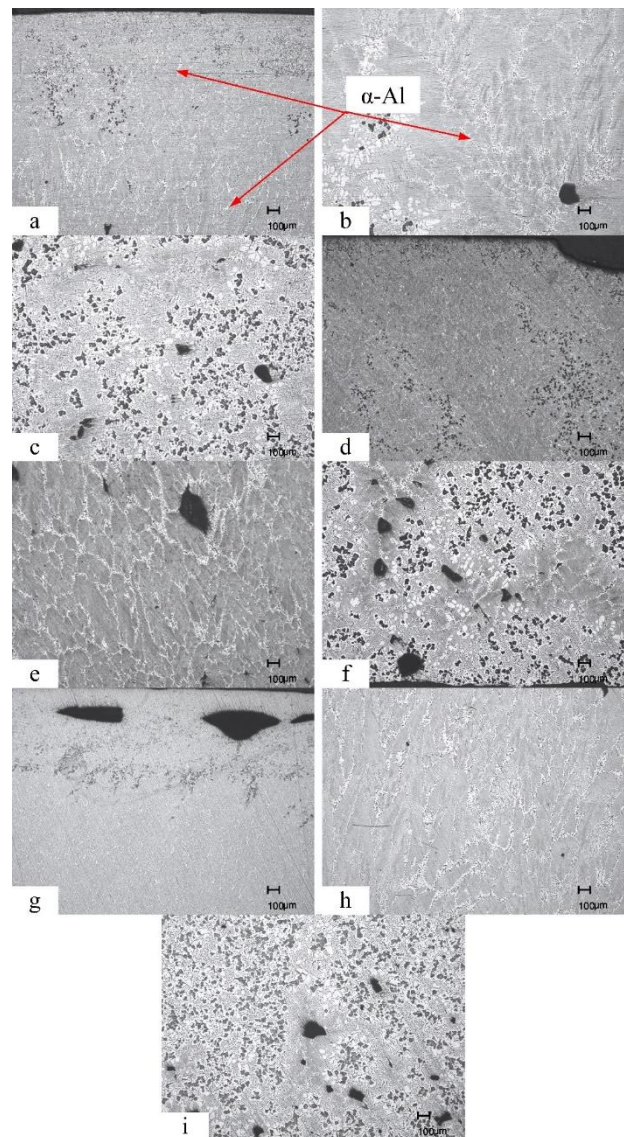


Fig. 4 Microstructure of parts with 50x magnification for inner, middle and outer zones, which are left, middle and right photos, respectively. a to c refers to the part with a speed of 1000 rpm, d to f refers to the part with a speed of 1300 rpm and g to i refers to part with a speed of 1700 rpm

شکل 4 ریزساختار قطعات با بزرگنمایی 50 برابر برای ناحیه‌های داخلی، میانی و خارجی که به ترتیب عکس‌های سمت چپ، وسط و راست هستند. a تا c قطعه با سرعت 1000 rpm، d تا f قطعه با سرعت 1300 rpm و g تا i قطعه با سرعت 1700 rpm می‌باشد.

¹ Chinese script

3-3- بررسی ریزساختار نمونه‌ها بعد از عملیات حرارتی

قطعات تابعی مدرج Al-15wt.%Mg₂Si در دمای 500 °C و به مدت 4 ساعت تحت عملیات حرارتی قرار گرفته و در انتها در آب کوئنچ شدند. شکل 8 ریزساختار قطعات را پس از اعمال عملیات حرارتی فوق نشان می‌دهد.

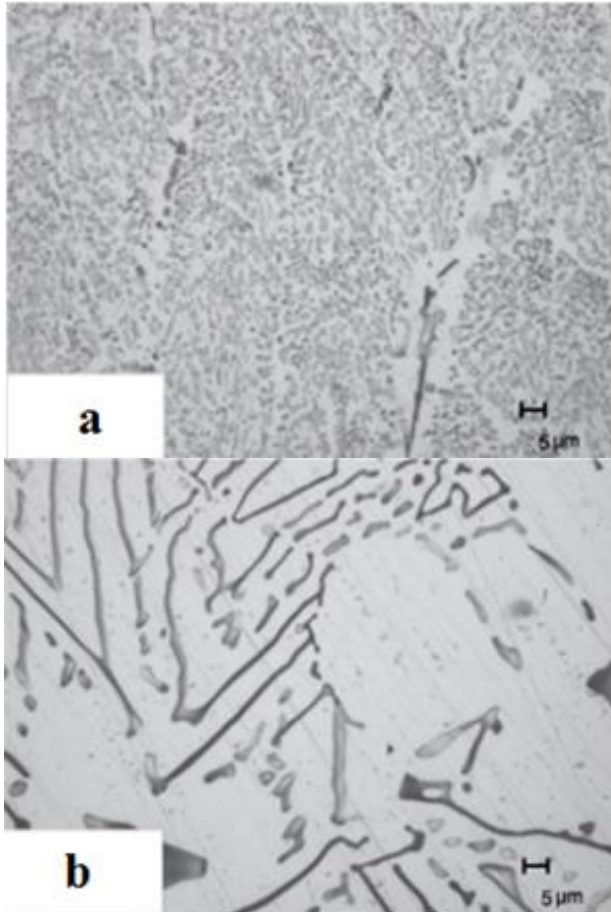


Fig. 7 a) Eutectic with short fibrous or fine dot-like structure at a distance of 2 mm from the outer surface, b) Flake or fiber form at a distance of 14 mm from the outer surface

شکل 7 (a) ساختار یوتکتیک میله‌ای در فاصله‌ی 2 میلی‌متر از سطح خارجی، (b) ساختار یوتکتیک لایه‌ای در فاصله‌ی 14 میلی‌متر از سطح خارجی

ملاحظه می‌شود که اعمال عملیات حرارتی باعث تغییراتی در مورفولوژی Mg₂Si اولیه و یوتکتیک می‌گردد و تغییری در گرادیان ایجاد شده تحت نیروی گریز از مرکز ایجاد نمی‌شود. عملیات حرارتی به واسطه نفوذ عناصر Mg و Si به درون زمینه باعث حل شدن فاز Mg₂Si می‌شود. به نظر می‌رسد که انحلال تنها در برخی قسمت‌ها بصورت ترجیحی (نقاطی با انرژی فصل مشترک بر واحد سطح بزرگ‌تر) رخ داده و منجر به حذف گوشه‌های تیز و گرد شدن Mg₂Si اولیه می‌گردد [13]. در شکل 9 مقایسه‌ای بین ریزساختار قطعات قبل و بعد از عملیات حرارتی برای قطعه با سرعت 1700 rpm به عنوان نمونه ارائه شده است و همچنین تغییر مورفولوژی Mg₂Si اولیه در این شکل نشان داده شده است.

انجام عملیات حرارتی، مورفولوژی Mg₂Si یوتکتیک را بعد از عملیات حرارتی به شکل میله‌ای تغییر داده که توزیع یکنواخت و ظریف ذرات را نیز موجب گردیده است. در واقع به دلیل ظریف بودن ساختار و پایین بودن نقطه ذوب

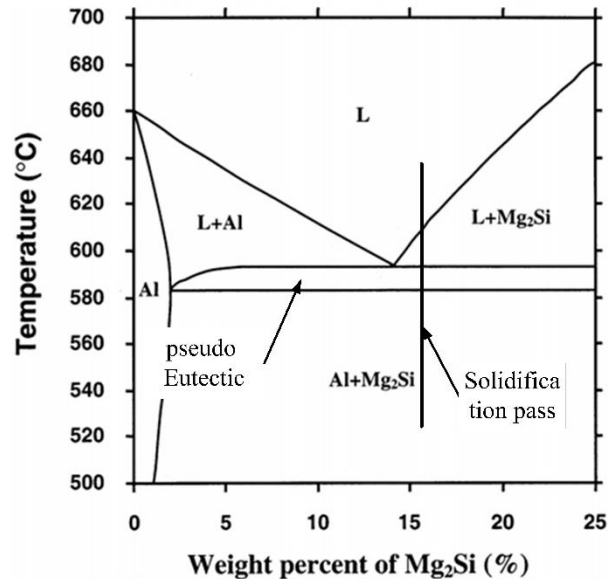
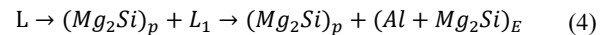


Fig. 6 Calculated equilibrium phase diagram of Al-Mg₂Si pseudo binary section

شکل 6 دیاگرام شبه دوتایی محاسبه شده Al-Mg₂Si [7]

انجماد زیر خط ذوب¹ همراه با رسوب Mg₂Si اولیه شروع می‌شود. با پایین رفتن دما زیر دمای شبه‌یوتکتیک ذرات α-Al در محیط ذرات Mg₂Si اولیه به عنوان مکان‌های ترجیحی در راستای کاهش انرژی فصل مشترک شروع به جوانه‌زنی و رسوب‌زایی می‌کنند. با پایین‌تر رفتن دما و رسیدن به دمای یوتکتیک، فاز Mg₂Si ثانویه با مورفولوژی خط چینی بوجود می‌آید. مسیر انجماد برای آلیاژ هایپر یوتکتیک Al-15Mg₂Si به این صورت است:



که در این رابطه P نشان‌دهنده حالت اولیه است و E به معنای یوتکتیک می‌باشد [8].

شکل 7 ساختارهای متفاوت فاز یوتکتیک Mg₂Si را در شرایط مختلف نشان می‌دهد. از آنجایی که در لایه خارجی، نرخ انجماد بالا است فرصت لازم برای رشد لایه‌ای Mg₂Si شبه یوتکتیکی فراهم نشده و این فاز در لایه خارجی دارای ظاهری میله‌ای شکل است. اما در لایه داخلی به خاطر کاهش نرخ انجماد، یوتکتیک لایه‌ای تشکیل شده است. همچنین به خوبی مشاهده می‌شود که با کاهش سرعت انجماد از لایه خارجی به سمت لایه داخلی، فاصله لایه‌های یوتکتیکی افزایش یافته، در داخلی‌ترین لایه فاز Mg₂Si، لایه‌ای خشن شکل گرفته است. این ریزساختار به این دلیل شکل گرفته است که در لایه خارجی استوانه ریختگی که از سرعت رشد فصل مشترک مذاب-جامد بالاتری برخوردار بوده، فاز یوتکتیکی ظریف‌تر و در لایه داخلی آن که نرخ رشد فصل مشترک پایین‌تر بوده، فاز یوتکتیک لایه‌ای خشن‌تری شکل گرفته است [14].

در شکل 4 یک ریزساختار سلولی ظریف با رگه‌های سفید رنگ در مرز سلول‌ها مشاهده می‌شود. این رگه‌های سفید رنگ مشاهده شده در ریزساختار یوتکتیک مورد مطالعه می‌تواند همان فاز α-Al باشد که در حین سرمایش مذاب در ناحیه سه فازی شبه یوتکتیکی اشاره شده ایجاد می‌شود. هرچه به سمت لایه میانی حرکت می‌شود با کاهش نرخ سرمایش اندازه و کسر حجمی رگه‌های سفید رنگ نیز افزایش یافته‌اند [14].

¹ Liquidus

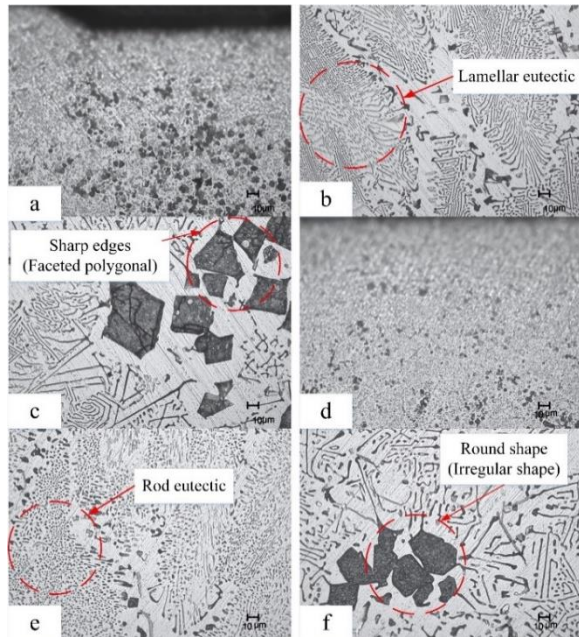


Fig. 9 Comparison of the microstructure of the part after heat treatment with the rotational speed of the mold 1300 rpm, which is from left to right, respectively, (a, d) outer, (b, e) middle and (c, f) inner region

شکل 9 مقایسه ریزساختار قطعه بعد از عملیات حرارتی با سرعت دورانی قالب 1300 rpm که از چپ به راست به ترتیب (d و a) ناحیه خارجی، (b و e) میانی و (c و f) داخلی می‌باشند.

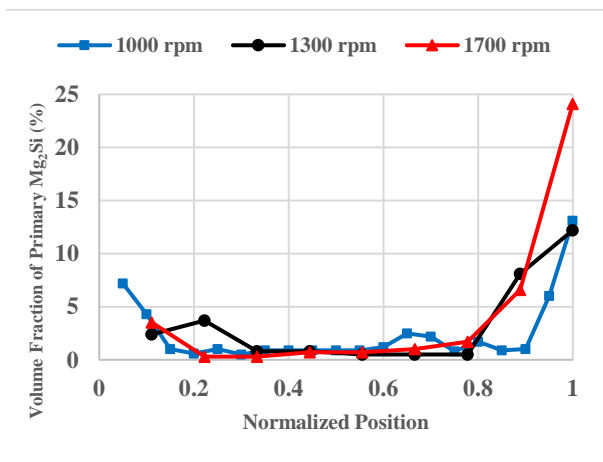


Fig. 10 Volume fraction diagram of Mg₂Si particles in terms of dimensionless distance so that zero is equivalent to the outer surface and one is equivalent to the inner surface at different rotational speeds. شکل 10 نمودار جزء حجمی ذرات Mg₂Si بر حسب فاصله بی‌بعد به این صورت که صفر معادل سطح خارجی و یک معادل سطح داخلی می‌باشد در سرعت دورانی‌های متفاوت

توزیع ذرات را می‌توان با استفاده از این مدل تحلیل کرد: ابتدا ذرات تقویت کننده Mg₂Si اولیه در لایه‌ی خارجی که نرخ انجماد در آنجا بالاست، متبلور می‌شود و جوانه‌زنی می‌کند. سپس این ذرات تحت نیروی گریز از مرکز با توجه به اینکه دارای چگالی پایین‌تری نسبت به مذاب آلومینیم هستند به سمت لایه‌ی داخلی سوق داده می‌شوند و حرکت می‌کنند. ثانیاً بعضی از ذرات در آخرین لحظات در لایه‌ی خارجی منجمد می‌شوند. تبلور ذرات Mg₂Si اولیه به دلیل نرخ انجماد بالا در مجاورت قالب، باعث ناتوانی در حرکت ذرات اولیه به

Mg₂Si یوتکتیک، فرآیند انحلال فازها داخل زمینه آلومینیمی به سهولت صورت گرفته و بعد از تجزیه جزئی به صورت مورفولوژی میله‌ای تبدیل شده است. در شکل 9 تغییر مورفولوژی یوتکتیک نشان داده شده است.

4-3- جزء حجمی ذرات

شکل 10 تغییرات جزء حجمی ذرات بر حسب فاصله بی‌بعد در سرعت دورانی‌های مختلف را نشان می‌دهد. محور افقی این نمودار و نمودارهای بعدی که فاصله از جداره خارجی قطعه را نمایش می‌دهند، به این صورت بی‌بعد شده‌اند که فاصله از جداره خارجی قطعه به کل ضخامت قطعه تقسیم شده است. با نزدیک شدن به لایه داخلی، جزء حجمی ذرات Mg₂Si اولیه افزایش پیدا می‌کند و مدرج شدن پراکندگی ذرات در ماتریس قابل مشاهده است. همچنین جزء حجمی ذرات در ناحیه نزدیک به قالب بطور محسوسی افزایش پیدا می‌کند.

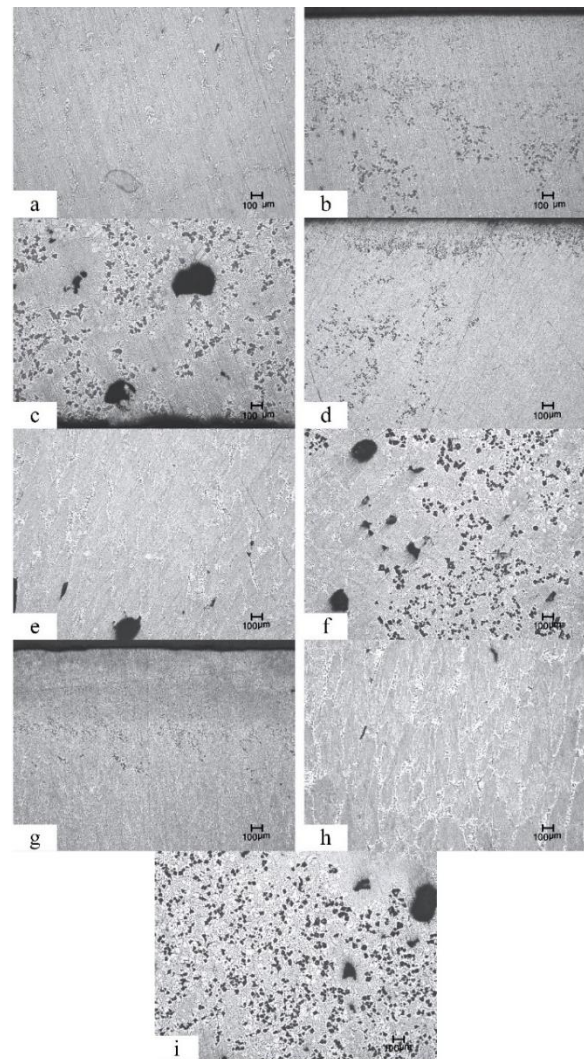


Fig. 8 Microstructure of parts after heat treatment with 50x magnification for inner, middle and outer zones, which are left, middle and right photos, respectively. a to c refers to the part with a speed of 1000 rpm, d to f refers to the part with a speed of 1300 rpm and g to i refers to part with a speed of 1700 rpm

شکل 8 ریزساختار قطعات بعد از عملیات حرارتی با بزرگنمایی 50 برابر برای ناحیه‌های داخلی، میانی و خارجی که به ترتیب عکس‌های سمت چپ، وسط و راست هستند. a تا c قطعه با سرعت 1000 rpm، d تا f قطعه با سرعت 1300 rpm و g تا i قطعه با سرعت 1700 rpm می‌باشد

با توجه به قانون استوکس اگر (pp-ρm) مقداری منفی باشد به این معناست که ذرات به سمت جداره‌ی داخلی تحت نیروی گریز از مرکز حرکت خواهند کرد. تخلخل را هم می‌توان به نوعی ذره به حساب آورد. به همین دلیل با توجه به اینکه مک‌ها و حفرات گازی داری چگالی پایین‌تری نسبت به مذاب آلومینیم است، این حفرات هم تحت میدان گریز از مرکز به سمت ناحیه داخلی حرکت می‌کنند. البته که این پدیده با اهداف پژوهش که ساخت قطعه‌ی استوانه‌ای شکلی است که از سمت داخل تقویت شده باشد، در تقابل است. این حفرات و مک‌های گازی باعث کاهش خواص مکانیکی می‌شود.

7-3- سختی

در شکل 12 نمودار تغییرات سختی بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد برای قطعات تابعی مدرج ساخته شده، قبل از عملیات حرارتی ارائه شده است. در این نمودار مشاهده می‌شود که بصورت کلی هرچه به سمت لایه داخلی حرکت می‌شود، میزان سختی افزایش پیدا می‌کند و در آن سمت هم در ناحیه خارجی در کنار قالب این متغیر افزایش پیدا می‌کند. خطای اندازه‌گیری دستگاه با استفاده از اندازه‌گیری نمونه استاندارد، 2 HV5 می‌باشد.

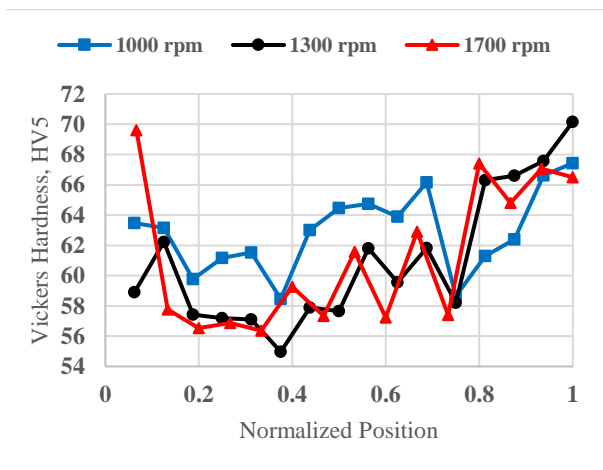


Fig. 12 Hardness diagram in terms of dimensionless distance so that zero is equivalent to the outer surface and one is equivalent to the inner surface at different rotational speeds

شکل 12 نمودار تغییرات سختی بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد در سرعت دورانی‌های متفاوت به این صورت که صفر معادل سطح خارجی و یک معادل سطح داخلی می‌باشد.

تغییرات سختی را می‌توان به کمک دو متغیر تشریح کرد، درصد حجمی ذرات Mg₂Si و زمان انجماد. در لایه‌های داخلی درصد حجمی ذرات تأثیر مثبت بر روی سختی می‌گذارد ولی از آن سو زمان انجماد بالا باعث کاهش سختی می‌شود. بصورت کلی تأثیر درصد حجمی ذرات در این ناحیه غلبه می‌کند و باعث بوجود آمدن مقدار سختی بالا در این ناحیه می‌شود. در آن سو در ناحیه خارجی زمان انجماد کاهش پیدا می‌کند و در پی آن ریزدانه شدن اتفاق می‌افتد که اثری مثبت بر سختی دارد. همچنین مقداری از ذرات به خاطر اثر سرمایه‌ی قالب همان‌طور که قبلاً اشاره شد گیر می‌افتند و وجود ذرات هم به نوبه‌ی خود تأثیری مثبت بر روی مقادیر سختی می‌گذارند. در نتیجه در این دو ناحیه بیشینه مقادیر سختی را شاهد هستیم که با پژوهش رم و همکاران [11] تطابق خوبی دارد.

سمت لایه‌ی خارجی می‌شود و همین امر مسبب ایجاد ذرات اولیه‌ی ریزی در ناحیه‌ی خارجی می‌شود. زمانی که مذاب در لایه‌ی خارجی منجمد می‌شود، مقدار بسیار زیادی گرمای نهان تبلور آزاد می‌شود، این گرما باعث می‌شود تا مذاب در لایه میانی و داخلی در فاز مایع باقی بماند. تحت این شرایط ذرات چگالی پایین فرصت دارند تا به سمت لایه‌های داخلی حرکت کنند [15].

5-3- اندازه ذرات

در شکل 5 مشاهده می‌شود که اندازه ذرات اولیه در کنار قالب به میزان قابل توجهی کوچک‌تر شده است و ریزدانه شدن ذرات قابل مشاهده است. علت این پدیده اثر سرمایه‌ی در کنار قالب می‌باشد. اندازه ذرات هرچه به سمت لایه داخلی حرکت می‌کنیم بزرگ‌تر می‌شود، این تغییرات بوسیله قانون استوکس به این صورت قابل استدلال است که با توجه به این رابطه هر چه اندازه ذره، D_p بزرگ‌تر می‌شود، سرعت ذره تحت نیروی گریز از مرکز در مذاب با توان دو افزایش پیدا می‌کند بنابراین ذرات با اندازه بزرگ‌تر با سرعت بیشتری به سمت لایه داخلی حرکت می‌کنند و در لایه‌های داخلی تر جای می‌گیرند.

در شکل 5 مشاهده می‌شود که هرچه سرعت دورانی قالب افزایش پیدا کرده است، اندازه ذرات اولیه که در ناحیه خارجی قطعه جای گرفته‌اند، کوچک‌تر شده‌اند. دلایلی که می‌توان برای این تغییرات ارائه شوند، به این شرح است که افزایش سرعت دورانی قالب منجر به افزایش ارتعاشات سیستم دورانی و قالب می‌شود. هر چه ارتعاشات بیشتر شود، جوانه‌زنی ذرات اولیه در مذاب هم بیشتر می‌شود. از طرفی نیز ممکن است که ارتعاشات قالب منجر به این شود که خوشه‌های¹ ذرات اولیه Mg₂Si شکسته شوند و به ذرات کوچک‌تر تبدیل شوند [9, 16].

6-3- تخلخل

در شکل 11 تغییرات تخلخل بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد برای قطعات با سرعت‌های دورانی متفاوت ارائه شده است. مشاهده می‌شود که هر چه به سمت شعاع داخلی حرکت می‌کنیم میزان تخلخل به مقدار قابل توجهی افزایش پیدا می‌کند. در شکل 4 هم این تغییرات قابل مشاهده است که در لایه‌های خارجی تقریباً حفراتی مشاهده نمی‌شوند.

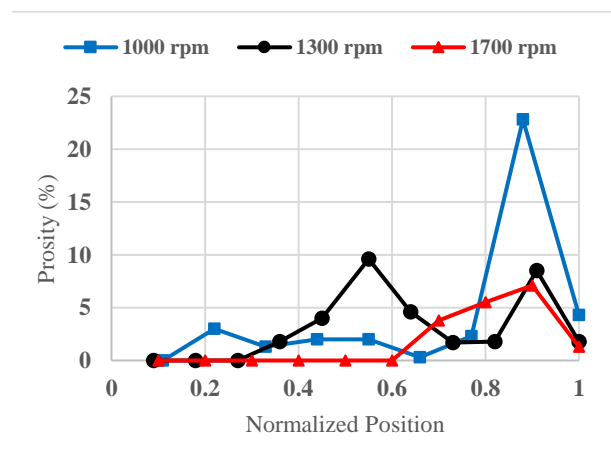


Fig. 11 Porosity diagram in terms of dimensionless distance so that zero is equivalent to the outer surface and one is equivalent to the inner surface at different rotational speeds

شکل 11 نمودار تخلخل بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد در سرعت دورانی‌های متفاوت، به این صورت که صفر معادل سطح خارجی و یک معادل سطح داخلی می‌باشد.

¹ Cluster

به تغییر فاز یوتکتیک از حالت لایه‌ای به حالت میله‌ای تغییر شکل پیدا کند.

- نمودار جزء حجمی ذرات نشان داد که ذرات اولیه Mg₂Si هر چه به سمت لایه داخلی حرکت شود، افزایش پیدا می‌کند و بیشترین جزء حجمی برای نمونه با دور 1700 rpm به میزان 24 درصد در ناحیه داخلی بدست آمده است. البته مقداری از ذرات هم در ناحیه کنار قالب تحت اثر سرمایش گیر می‌افتند.

- با حرکت از سطح به سمت داخل، اندازه ذرات و فازها بزرگ‌تر می‌شوند. همچنین مشاهده شد که برای نمونه با دور 1700 rpm اندازه فازها کوچک‌تر شده که علت این تغییرات می‌تواند مرتبط با ارتعاشات وارده به قالب به علت سرعت دورانی بالا می‌باشد.

- با حرکت به سمت ناحیه داخلی، تخلخل و حفرات بیشتری مشاهده می‌شود.

- تغییرات سختی هم همان‌طور که پیش‌بینی می‌شد، از درصد حجمی ذرات Mg₂Si اولیه پیروی می‌کند و هرچه به سمت داخل حرکت شود مقدار آن بیشتر می‌شود. همچنین، در ناحیه کنار قالب به دلیل اثر سرمایش قالب، سختی افزایش نشان می‌دهد. بیشترین مقدار سختی به میزان 70 ویکرز در ناحیه داخلی نمونه با دور 1300 rpm و سطح خارجی نمونه با دور 1700 rpm رخ داده است. روند تغییرات سختی پس از عملیات حرارتی مانند قبل از آن است ولی مقدار آن در همه نواحی افزایش پیدا نموده است. بیشترین مقدار سختی در ناحیه داخلی پس از عملیات حرارتی برای نمونه با دور 1700 rpm به میزان 71 ویکرز و در ناحیه خارجی برای نمونه با دور 1000 rpm به میزان 67 ویکرز بدست آمد.

5- تقدیر و تشکر

با تشکر و قدردانی از جناب آقای مهندس فریدون طوسی‌نژاد کارشناس آزمایشگاه متالوگرافی پژوهشکده حمل و نقل پژوهشگاه فضایی ایران، که کمک شایانی در تصویربرداری میکروسکوپ نوری در این تحقیق انجام داده‌اند.

6- مراجع

- [1] Chawla, K. K., "Metal Matrix Composites" in: *Composite Materials*, Eds., pp. 197-248: Springer, 2012.
- [2] Sedighi, M., Shakibaei Nasab, M. and Jabbari Mostahsan, A., "Fabrication of Fgm Sheet of Aluminum Matrix Composite Using Powder Metallurgy and Hot-Rolling Processes" *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 6, No. 1, pp. 69-78, 2019.
- [3] Miyamoto, Y., Kaysser, W., Rabin, B., Kawasaki, A. and Ford, R. G., "Functionally Graded Materials: Design, Processing and Applications", Springer Science & Business Media, 2013.
- [4] Watanabe, Y., Hattori, Y. and Sato, H. J. J. o. M. P. T., "Distribution of Microstructure and Cooling Rate in Al-Al₂Cu Functionally Graded Materials Fabricated by a Centrifugal Method", Vol. 221, pp. 197-204, 2015.
- [5] Watanabe, Y., Zhou, Q., Sato, H., Fujii, T. and Inamura, T. J. J. J. o. A. P., "Microstructures of Al-Al₃Ti Functionally Graded Materials Fabricated by Centrifugal Solid-Particle Method and Centrifugal in Situ Method", Vol. 56, No. 1S, pp. 01AG01, 2016.
- [6] Tamura, D., Nagai, R., Sugimoto, K., Udono, H., Kikuma, I., Tajima, H. and Ohsugi, I. J. J. T. S. F., "Melt Growth and Characterization of Mg₂Si Bulk Crystals", Vol. 515, No. 22, pp. 8272-8276, 2007.
- [7] Zhang, J., Fan, Z., Wang, Y., Zhou, B. J. M. S. and A. E., "Microstructural Development of Al-15wt.% Mg₂Si in Situ Composite with Mischmetal Addition", Vol. 281, No. 1-2, pp. 104-112, 2000.

در شکل 13 نمودار تغییرات سختی بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد برای نمونه‌های تابعی مدرج با سرعت دورانی‌های متفاوت بعد از عملیات حرارتی نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که روند تغییرات پس از عملیات حرارتی تغییر چندانی نکرده است و همان مکان‌هایی که بیشینه مقدار سختی برای نمونه عملیات حرارتی نشده نشان دادند، در این نمودار هم همان مکان‌ها مجدداً بیشینه مقادیر سختی را گزارش کرده‌اند. اما مقادیر سختی نسبت به حالت عملیات حرارتی نشده با حفظ روند مقداری افزایش یافته است. با تغییر مورفولوژی ذرات Mg₂Si یوتکتیک می‌توان گفت به گونه‌ای این ساختار ریزتر شده و همین امر منجر به افزایش مقادیر سختی می‌شود [17].

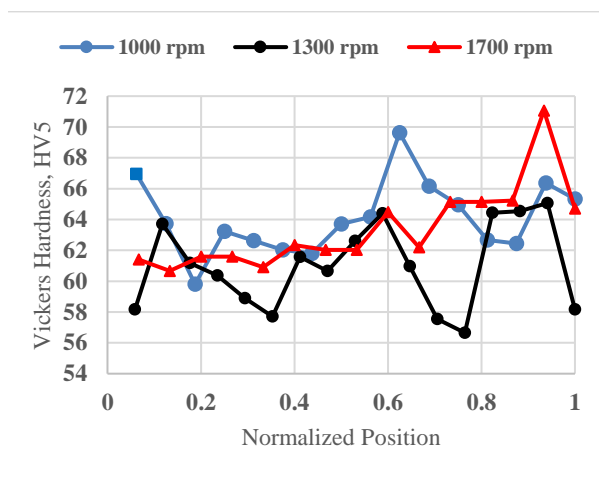


Fig. 13 Hardness diagram in terms of dimensionless distance so that zero is equivalent to the outer surface and one is equivalent to the inner surface at different rotational speeds after heat treatment

شکل 13 نمودار تغییرات سختی بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد در سرعت دورانی‌های متفاوت بعد از عملیات حرارتی به این صورت که صفر معادل سطح خارجی و یک معادل سطح داخلی می‌باشد.

4- نتیجه‌گیری

نتایج بدست آمده از آزمایش‌های انجام شده بر روی نمونه‌های ریخته‌گری شده به روش درجا با بررسی اثر سرعت دورانی قالب به شرح زیر است:

- با افزایش سرعت دورانی قالب عرض لایه تقویت شده کوچک‌تر می‌شود که علت این تغییرات اعمال نیروی گریز از مرکز بیشتر به ذرات با سرعت دورانی بالاتر است.
- سه فاز غالب در ریزساختار نمونه‌ها مشاهده شد که شامل Mg₂Si اولیه، α-Al و Mg₂Si یوتکتیک (ثانویه) می‌باشد. دو نوع مورفولوژی متفاوت برای فاز Mg₂Si یوتکتیک مشاهده شد. در منطقه‌ی خارجی به دلیل نرخ انجماد بالا فاز یوتکتیک Mg₂Si مورفولوژی میله‌ای شکل پیدا می‌کند اما در لایه‌های داخلی به دلیل داشتن زمان کافی، ساختار یوتکتیک لایه‌ای تشکیل می‌شود. بصورت کلی هم با نزدیک شدن به جداره‌ی داخلی قطعه استوانه‌ای شکل، ساختار یوتکتیک خشن‌تری مشاهده می‌شود.
- ریزساختار قطعات پس از عملیات حرارتی نشان می‌دهد که به دلیل نفوذ عناصر Si و Mg به درون زمینه باعث حل شدن فاز Mg₂Si می‌شود. انحلال آنها در برخی قسمت‌ها بصورت ترجیحی رخ داده و باعث گرد شدن گوشه‌های تیز ذرات Mg₂Si اولیه می‌شود. عملیات حرارتی منجر

- [8] Nasiri, N., Emamy, M., Malekan, A., Norouzi, M. J. M. S. and A. E., "Microstructure and Tensile Properties of Cast Al-15% Mg₂Si Composite: Effects of Phosphorous Addition and Heat Treatment", Vol. 556, pp. 446-453, 2012.
- [9] Lin, X., Liu, C. and Xiao, H. J. C. P. B. E., "Fabrication of Al-Si-Mg Functionally Graded Materials Tube Reinforced with in Situ Si/Mg₂Si Particles by Centrifugal Casting", Vol. 45, No. 1, pp. 8-21, 2013.
- [10] Ahmed, A., El-Hadad, S., Reda, R. and Dawood, O. J. I. J. o. C. M. R., "Microstructure Control in Functionally Graded Al-Si Castings", Vol. 32, No. 2, pp. 67-77, 2019.
- [11] Ram, S., Chattopadhyay, K., Chakrabarty, I. J. J. o. A. and Compounds, "High Temperature Tensile Properties of Centrifugally Cast in-Situ Al-Mg₂Si Functionally Graded Composites for Automotive Cylinder Block Liners", Vol. 724, pp. 84-97, 2017.
- [12] Xie, Y., Liu, C., Zhai, Y., Wang, K. and Ling, X. J. R. m., "Centrifugal Casting Processes of Manufacturing in Situ Functionally Gradient Composite Materials of Al-19Si-5Mg Alloy", Vol. 28, No. 4, pp. 405-411, 2009.
- [13] Malekan, A., Emamy, M., Rassizadehghani, J., Emami, A. J. M. and Design, "The Effect of Solution Temperature on the Microstructure and Tensile Properties of Al-15% Mg₂Si Composite", Vol. 32, No. 5, pp. 2701-2709, 2011.
- [14] Samadi, A. and Ghayebloo, M. J. P., Journal of Advanced Materials in Engineering, "Effect of Al-5Ti-B Inoculant Addition on the Graded Microstructure of Centrifugally Cast Al-13.8 Wt.% Mg₂Si Composite", Vol. 34, No. 2, pp. 49-59, 2015.
- [15] Rahvard, M. M., Tamizifar, M., Boutorabi, S. M. A., Shiri, S. G. J. M. and Design, "Characterization of the Graded Distribution of Primary Particles and Wear Behavior in the A390 Alloy Ring with Various Mg Contents Fabricated by Centrifugal Casting", Vol. 56, pp. 105-114, 2014.
- [16] Chirita, G., Soares, D., Silva, F. J. M. and Design, "Advantages of the Centrifugal Casting Technique for the Production of Structural Components with Al-Si Alloys", Vol. 29, No. 1, pp. 20-27, 2008.
- [17] Li, Z., Li, C., Liu, Y., Yu, L., Guo, Q., Li, H. J. J. o. A. and Compounds, "Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Property of Al-10% Mg₂Si Alloy", Vol. 663, pp. 16-19, 2016.