



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Effect of Semi-Solid Rotating Container Process on Characteristics of Solidification, Dendrite Coherency and Microstructure of AZ91 Magnesium Alloy

Ehsan Ghaniabadi¹, Saeed G. Shabestari^{2*}

1. M.Sc. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology.

2. Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology.

Received: 04 October 2018
Accepted: 03 December 2018

Abstract:

The purpose of this study was to investigate the effect of the semi-solid rotating container process (RCP) on the characteristics of solidification of AZ91 magnesium alloy and its relationship with microstructure morphology. Thermal analysis (CA-CTA) performed under controlled conditions along with semi solid casting process. Rotation of the container, caused decrease in solidification temperature up to maximum 14°C. However, this effect has been much more limited on nucleation temperature of primary α -Mg phase. The temperature of solidification range increased to a maximum of 16 °C, which led to a better control of the semi-solid process. Comparison of the results between fraction of solid and microstructure showed that rotation with 150 RPM is unable to create an effective fluid flow, in spite of low cooling rate. Rotating with 210 RPM, caused sharp increase in the cooling rate and reduced the effect of effective fluid flow in the slurry. It has been observed that the balance between the effect of the cooling rate and the effective fluid flow has been created at the rotational speed of 180 RPM. Thus, the least solid fraction and the most desirable quality of the morphology have been achieved in the microstructure. Rotation of the container decreased the temperature to a maximum of 15°C and increased the solid fraction to a maximum of 6 % at dendrite coherency point (DCP). This proved that RCP casting method postponed the DCP and therefore, the defects caused by casting can be reduced.

Keywords:

Thermal analysis,
Semi-solid,
Solid fraction,
Dendrite coherency point,
Non-dendritic morphology.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:

Ghaniabadi E, Shabestari S.G, Effect of semi-solid rotating container process on characteristics of solidification, dendrite coherency and microstructure of magnesium AZ91 alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2018, 2(3) 135-146.

DOI: 10.22034/frj.2018.151094.1054

* Corresponding Author:

Saeed G. Shabestari, Professor,

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology,
P.O. Box 16846-13114, Narmak, Tehran, Iran. Tel/Fax: +98 21 77240371.

E-mail: shabestari@iust.ac.ir



انجمن علمی ریخته‌گری ایران

فصل‌نامه علمی پژوهشی

پژوهش‌نامه ریخته‌گری

اثر فرآیند نیمه‌جامد محفظه چرخان بر مشخصه‌های انجمادی، کوه‌رنسی دندریته‌ها و ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91

احسان غنی‌آبادی^۱، سعید شبستری^{۲*}

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، Ehsanghn@yahoo.com
 ۲- استاد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، shabestari@iust.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده)

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۷/۰۷/۱۲

پذیرش: ۱۳۹۷/۰۹/۱۲

هدف از پژوهش حاضر، بررسی تاثیر فرآیند نیمه‌جامد محفظه چرخان RCP بر مشخصه‌های انجمادی آلیاژ AZ91 و ارتباط آن با تغییرات مورفولوژی ریزساختار است. به این منظور، ضمن طراحی سیستم تولید به روش نیمه‌جامد، آنالیز حرارتی در حین فرآیند نیمه‌جامد RCP صورت گرفت. نتایج نشان داد که اعمال چرخش محفظه، باعث کاهش دمای پایان انجماد تا حداکثر 14°C شده است، با این حال، این اثر بر دمای جوانه‌زنی فاز اولیه $\alpha\text{-Mg}$ ، بسیار محدودتر بوده است. همچنین، دمای دامنه‌ی انجماد تا حداکثر 16°C ، افزایش یافت که منجر به کنترل بهتر فرآیند نیمه‌جامد شد. مقایسه نتایج کسر جامد و ریزساختار نشان می‌دهد که در سرعت 150 RPM علی‌رغم کم‌بودن سرعت سرمایش، جریان جابجایی موثر سیال برای اثرگذاری بر رشد دندریته‌های اولیه و کاهش گرادیان حرارتی در مخلوط نیمه‌جامد، ایجاد نشده است و بنابراین ریزساختاری با مورفولوژی غیردندریته‌ی، در این سرعت چرخش حاصل نشده است. در سرعت 210 RPM ، افزایش شدید سرعت سرمایش اندازه‌گیری شد که باعث کاهش اثر جریان جابجایی موثر سیال شده است. به نظر می‌رسد در سرعت چرخش 180 RPM ، موازنه‌ی اثر سرعت سرمایش و جریان جابجایی سیال، ایجاد شده لذا، کمترین کسر جامد و مطلوب‌ترین کیفیت مورفولوژی ریزساختاری حاصل شده است. اعمال چرخش، با کاهش حداکثر دمای 15°C و افزایش کسر جامد به میزان حداکثر 6% ، در نقطه‌ی کوه‌رنسی دندریته‌ها همراه بوده که نشان می‌دهد فرآیند نیمه‌جامد RCP باعث به تعویق انداختن نقطه‌ی DCP و کاهش عیوب ناشی از ریخته‌گری خواهد شد.

واژه‌های کلیدی:

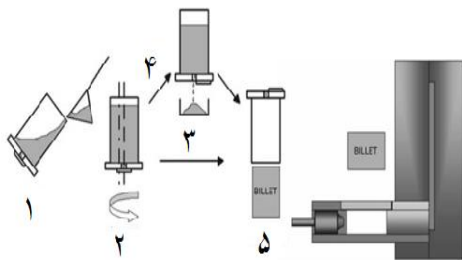
آنالیز حرارتی،
نیمه‌جامد،
کسر جامد،
کوه‌رنسی دندریته‌ها،
مورفولوژی غیردندریته‌ی

۱- مقدمه

ریخته‌گری نیمه‌جامد، ابداع و تکامل پیدا کردند؛ چرا که بهبود مورفولوژی ریزساختار و دست‌یابی به ریزساختار غیردندریته‌ی آلیاژ در مرحله‌ی ریخته‌گری، می‌تواند باعث دست‌یابی به خواص مکانیکی برتر شود [۴-۶]. روش تعادل آنتالپی با محفظه‌ی چرخشی، SEED^۱، از جدیدترین روش‌های ارائه شده در زمینه‌ی ریخته‌گری نیمه‌جامد آلیاژهای سبک نظیر آلومینیم و منیزیم است. مطابق شکل (۱)، در این روش، مذاب فوق‌گداز درون یک قالب استوانه‌ای ریخته شده و قالب با سرعت معین تا دمای معین، چرخانده شده، سپس مخلوط نیمه‌جامد باقی مانده دارای ریزساختار غیردندریته‌ی، از انتهای قالب خارج و جهت

منیزیم خالص به دلیل استحکام پایین، به تنهایی کاربرد بسیار کمی در صنایع داشته؛ اما همراه با عناصر آلیاژی مانند آلومینیم، روی، منگنز، زیرکونیم و عناصر نادر خاکی، استحکام مکانیکی مناسب همراه با مقاومت به خوردگی و سایر خواص مطلوب را نشان می‌دهد [۱]. در این بین آلیاژ AZ91 شامل 9% آلومینیم و 1% روی، پرکاربردترین آلیاژ ریخته‌گری منیزیمی بوده و به جهت خواص مکانیکی مطلوب به خصوص نسبت استحکام به وزن بیشتر نسبت به آلیاژهای آلومینیمی، در حال جایگزینی با این آلیاژها، در صنایع خودروسازی و هوافضا است [۲، ۳]. در همین راستا، جهت حصول خواص مکانیکی و فیزیکی برتر، روش‌های

^۱ Swirled Enthalpy Equilibration Device (SEED)



شکل ۱- نمای مراحل فرآیند نیمه جامد SEED، ۱: ذوب ریزی، ۲: چرخش ۳: روش نوین (بدون تخلیه) ۴: تخلیه ۵: تهیه ی بیلت و انتقال به مرحله ی شکل دهی [۶].

آنالیز منحنی سرد شدن به کمک کامپیوتر^۱، CA-CCA، از جدیدترین روش‌های ارائه شده است که علاوه بر کسر جامد، به سایر مشخصه‌های انجمادی مانند دمای شروع و پایان انجماد، تحولات فازی، نقطه کوهرنسی دندریتها می‌توان دست یافت [۱۸]. به دلیل تبعیت مشخصه‌های انجمادی یک آلیاژ از سرعت سرمایش، با انجام آنالیز حرارتی، می‌توان ارتباط سرعت سرمایش را با متغیر فرآیند نیمه‌جامد SEED (سرعت چرخش محفظه)، تعیین نمود. به عبارت دیگر می‌توان ارتباط سرعت چرخش محفظه را با کسر جامد و سپس مورفولوژی ریزساختار آلیاژ، بررسی نمود. بررسی‌های یآوری [۱۹]، در مورد اثر سرعت سرد شدن بر مشخصه‌های انجمادی تحول یوتکتیک در آلیاژ AZ91، نشان می‌دهد که با افزایش سرعت سرد شدن دمای جوانه‌زنی و رشد فاز یوتکتیک $Mg_{17}Al_{12}$ کاهش یافته است. هم‌چنین با افزایش سرعت سرد شدن، فاز یوتکتیکی $Mg_{17}Al_{12}$ از مورفولوژی درشت پیوسته در مرز دانه به ذرات ریز تر و پراکنده تغییر یافته است. به عبارتی دیگر افزایش سرعت سرد شدن، موجب اصلاح مورفولوژی $Mg_{17}Al_{12}$ در آلیاژ AZ91 شده است. نقطه‌ی کوهرنسی دندریتها، DCP^۲ در تغییرات کسر جامد نقش مهمی دارد. تا قبل از این نقطه، دندریتها آزادانه رشد کرده و تغذیه ریخته‌گری به صورت حجمی انجام می‌گیرد. رشد شبکه‌ی دندریتی سبب تغییر خواص از حالت مایع به جامد، همانند اسحکام برشی، هدایت حرارتی و انقباض شده و سبب توسعه‌ی نقایص ریخته‌گری می‌شود [۱۸، ۲۰، ۲۱]. به دلیل حساسیت شدید مذاب منیزیم به اکسیداسیون و هم‌چنین محدودیت‌های تکنولوژیکی روش SEED و چرخش خارج

شکل‌دهی نهایی به بخش ریخته‌گری تحت فشار منتقل می‌شود. این روش بر اساس مبادله‌ی گرما بین قالب فلزی و مذاب، طراحی شده است. به عبارت دیگر، هدف این روش، کاهش گرادیان حرارتی از مرکز تا دیواره قالب است [۶-۸]. بنابر نتایج پژوهش‌های الیوت و چالمرز، به دلیل ایجاد مادون انجماد موضعی در داخل مذاب، جوانه‌زنی شتاب یافته و منجر به جوانه‌زنی بسیار زیاد می‌شود. از نظر انجمادی، اگر متوسط مسیر آزاد بین هسته، به علت فراوانی هسته کوچک شود، رشد دانه‌ها به علت محدودیت ناشی از لایه‌ی مرزی فوق‌العاده سرد و جریان گرمایی چند جهته، کند می‌شود. چنین شرایط انجمادی، در نهایت منجر به کرویت بیشتر ذرات فاز اولیه می‌شود [۹]. نتایج پژوهش‌های داس [۱۰]، نشان می‌دهد، رشد دندریتها، وابستگی شدیدی به جریان سیال دارد. هم‌چنین، همراه با پس زده شدن عناصر آلیاژی، ایجاد جریان سیال در مذاب از تشکیل هر گونه گرادیان غلظتی جلوی جبهه‌ی انجماد، جلوگیری می‌کند. هم‌چنین پژوهش‌های دیگر [۱۱] نشان می‌دهد، با کاهش گرادیان حرارتی، تعداد جوانه‌های موثر افزایش یافته و به عبارت دیگر اتلاف جوانه‌های تولید شده کاهش می‌یابد. پژوهش‌های وگل و همکارانش [۱۲] نشان می‌دهد، با اعمال تنش برشی به مخلوط نیمه‌جامد، گرادیان حرارتی و غلظتی کاهش یافته و تعداد نقاط مستعد جوانه‌زنی افزایش می‌یابد. در نتایج پژوهش قماشچی و همکارانش [۱۳]، بر آلیاژ A356 و بلوری و همکارانش [۱۴] بر آلیاژ ۷۰۷۵ در فرآیند نیمه‌جامد SEED، دستیابی به ریزساختار با مورفولوژی غیردندریتی، گزارش شده است. بنابر نتایج پژوهش‌های مرتبط با فرآیندهای نیمه‌جامد [۱۰، ۱۲-۱۵]، کسر جامد، مهم‌ترین عامل تاثیر گذار بر رفتار تیسکوتروپیک مخلوط نیمه‌جامد است. به عبارت دیگر، تاثیر پذیری مخلوط نیمه‌جامد از چرخش محفظه و اعمال تنش برشی به مخلوط، با کسر جامد ارتباط دارد. برای درک این ارتباط، نیاز به محاسبه‌ی کسر جامد در فرآیند نیمه‌جامد است. به این منظور از روش‌های متنوع آنالیز حرارتی [۱۶، ۱۷] استفاده شده است.

^۱ Computer Aided Cooling Curve Analysis (CA-CCA)

^۲ Dendrite Coherency Point (DCP)

۲-۳- فرآیند ریخته‌گری نیمه‌جامد RCP

پیش از ذوب آلیاژ، کوره مقاومتی توسط ترموکوپل غلافی نوع K کالیبره شد. ۴۰۰ گرم آلیاژ AZ91 در محفظه‌ی فولادی سرپوش دار قرار داده شد و محفظه درون کوره مقاومتی با دمای 660°C قرار گرفت. برای جلوگیری از اکسیداسیون سطح مذاب آلیاژ منیزیم، دمش گاز آرگون با فشار ۵ میلی‌بار درون کوره از طریق لوله‌ی مسی صورت گرفت. با ایجاد ذوب کامل، محفظه به سرعت از کوره خارج و همراه با عایق حرارتی، روی صفحه‌ی گرداننده نصب شد. همزمان با دمش گاز آرگون، پاشش پودر فلاکس پوششی مگرکس، به سطح مذاب انجام شد. با رسیدن دما به 640°C ، چرخش محفظه با سرعت معین آغاز شد. در حین چرخش، دما بطور مداوم اندازه‌گیری شده و همزمان دمش گاز آرگون صورت می‌گرفت. با رسیدن دمای مخلوط به دمای مورد نظر، چرخش متوقف شده و محفظه به سرعت از سیستم جدا می‌شد. ریخته‌گری مذاب به داخل قالب‌های استوانه‌ای از جنس فولاد گرم کار به ارتفاع ۱۰۰ mm و قطر داخلی ۳۰ mm انجام شد. برای جلوگیری از ایجاد تلاطم در جریان مذاب و رعایت سرعت بحرانی، محفظه‌ی حاوی مذاب در هنگام ریخته‌گری، کاملاً به بدنه‌ی قالب نزدیک شده و با زاویه حدوداً ۴۵ درجه، مذاب ریزی انجام شد. در حین مذاب‌ریزی، نوار فلزی پیش‌گرم شده، جلوی مجرای محفظه قرار داد شد تا از ورود سرباره به داخل قالب جلوگیری کند. در حین مذاب‌ریزی همچنان دمش گاز آرگون ادامه داشت. سطح داخلی قالب استوانه‌ای، مشابه محفظه، از قبل با پودر گرافیت آغشته شده و تا دمای 200°C پیش‌گرم شده بود. متغیرهای نرخ اعمال تنش برشی (سرعت چرخش محفظه) ۱۵۰، ۱۸۰، ۲۱۰ دور بر دقیقه (RPM)، بر مبنای پژوهش‌های مشابه در فرآیند SEED [۱۴] و متغیر دما (دمای پایان چرخش محفظه) ۵۸۰، ۵۸۵، ۵۹۰، ۵۹۵ درجه‌ی سانتی‌گراد بر مبنای تغییرات کسر جامد اندازه‌گیری شده توسط آنالیز حرارتی، انتخاب شد.

۲-۴- آنالیز حرارتی CA-CCA در حین RCP

به منظور تعیین اثرپذیری مشخصه‌های انجمادی از متغیرهای فرآیند RCP، از روش آنالیز حرارتی CA-CCA استفاده شد. پیش از انجام آنالیز حرارتی، سیستم ثبت داده به همراه ترموکوپل‌ها، با ذوب منیزیم خالص، کالیبره شد.

از مرکز (افزایش محیط دوران محفظه، نیاز به تامین قدرت منبع، قدرت بیشتر برای چرخش محفظه)، شرایط برای استفاده مستقیم از روش SEED مقدور نیست. بنابراین با تمرکز بر بخش چرخان محفظه و چرخش محفظه حول محور مرکزی و اعمال تنش برشی به مخلوط نیمه‌جامد، برای فرآوری نیمه‌جامد آلیاژ منیزیمی AZ91 از روش موسوم به فرآیند محفظه چرخان^۱ RCP و مبتنی بر روش SEED، استفاده شده است. در روش RCP آلیاژ منیزیم AZ91، برای بررسی اثر تنش برشی از متغیر سرعت چرخش محفظه و برای بررسی اثر دما از متغیر دمای پایان چرخش محفظه، استفاده شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- دستگاه نیمه‌جامد RCP

از یک الکتروموتور به عنوان منبع قدرت و یک دستگاه اینورتور به عنوان تغییر دهنده دور موتور، استفاده شد. یک صفحه‌ی گرداننده از جنس آلومینیم طوری تراش کاری شد که به سهولت قابلیت نصب روی شفت الکتروموتور را داشته باشد. از یک استوانه توخالی فولادی به ارتفاع ۱۵ cm، قطر داخلی ۱۰ cm، ضخامت جداره ۵ mm، به صورت یک انتها باز، به عنوان محفظه فرآیند نیمه‌جامد RCP استفاده شد. این محفظه طوری طراحی شد که در زمان چرخش، به طور ثابت روی صفحه‌ی گرداننده قرار گیرد و بعد از چرخش، به سرعت جدا شود. به منظور کنترل خروج حرارت از محفظه، از پوشش پنبه نسوز به عنوان عایق حرارتی اطراف محفظه استفاده شد. سرعت چرخش محفظه توسط شمارنده لیزری کالیبره شد.

۲-۲- آلیاژ اولیه AZ91

در این پژوهش، از آلیاژ AZ91 با ترکیب شیمیایی بدست آمده از آزمون اسپکتروسکوپی نشری (کوانتومتری)، مندرج در جدول (۱)، استفاده شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91 اولیه (درصد وزنی)

عنصر	منیزیم	آلومینیم	روی
مقدار (/.)	پایه	۸/۶۱	۱/۱۴

^۱ Rotating Container Process (RCP)

۳- نتایج و بحث

۳-۱- منحنی سرمایش

داده‌های حاصل از آنالیز حرارتی به کمک نرم‌افزار Origin، تحلیل شده و نتایج در جدول (۲) ارائه شده است. همچنین منحنی قرمز رنگ در شکل (۳-الف)، منحنی سرمایش فرآیند RCP با سرعت چرخش ۲۱۰ RPM را نشان می‌دهد. اولین پیک مشتق اول منحنی سرمایش، دمای جوانه‌زنی فاز اولیه α -Mg را نشان می‌دهد ($T_{N,\alpha}$). علت افزایش شدید مقدار مشتق اول در این پیک، آزاد شدن گرمای نهان انجماد به علت تشکیل فاز α -Mg و علت کاهش مقدار مشتق اول بعد از پیک، رشد این فاز است. هم‌چنین آخرین پیک منحنی مشتق اول، نشانگر تحول یوتکتیک ($Mg_{17}Al_{12} + \alpha$ -Mg) در آلیاژ AZ91 است. بنابراین بازه $[T_{N,\alpha}-T_s]$ به عنوان دامنه انجماد و t_s به عنوان زمان انجماد در نظر گرفته شده است.

برای تعیین اثر سرعت چرخش بر مشخصه‌های انجمادی، نرخ سرمایش در بازه T_N تا $579^\circ C$ محاسبه شده است. تغییرات مشخصه‌های انجماد در شکل (۳-ب)، مشاهده می‌شود. منحنی تغییرات نرخ سرمایش، نشان می‌دهد که با چرخش محفظه و اعمال تنش برشی، نرخ سرمایش افزایش یافت، به طوری که در سرعت ۲۱۰ RPM به حدود ۳ برابر نمونه‌ی شاهد رسیده است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که در سرعت ۲۱۰ RPM نرخ سرمایش بسیار تاثیر پذیرفته است. با این حال به نظر می‌رسد که تغییرات $T_{N,\alpha}$ به صورت محدود و دوگانه است (افزایش حدود $4^\circ C$ با اعمال چرخش با سرعت ۱۵۰ RPM نسبت به حالت بدون چرخش

برای پوشش دهی تمام متغیرهای دمایی، چرخش محفظه تا دمای $579^\circ C$ ، در هر متغیر سرعت چرخش، ادامه یافت. برای اندازه‌گیری دما، از دو عدد ترموکوپل نوع K و از جنس کروم-آلومل، با قطر سیم 0.5 میلی‌متر با روکش نسوز، در بخش‌های مرکز و دیواره محفظه، استفاده شد. برای ثابت ماندن نوک ترموکوپل‌ها درون مذاب، از دو عدد لوله مسی و پایه نگه‌دارنده استفاده شد. از برنامه‌ی آنالیز حرارتی، برای ثبت داده‌ها و دریافت آن‌ها به صورت فایل اکسل استفاده شد. برای رسم منحنی‌های سرمایش و مشتق اول و کسر جامد، از نرم‌افزارهای Origin و Excel استفاده شده است. شکل (۲)، سیستم فرآیند نیمه‌جامد به همراه اجزای آنالیز حرارتی را نشان می‌دهد.



شکل ۲- نمای سیستم چرخشی و آنالیز حرارتی در فرآیند RCP

۲-۵- آماده‌سازی و متالوگرافی

برای تعیین اثر فرآیند RCP بر مورفولوژی ریزساختار، از متالوگرافی و آنالیز تصویری استفاده شد. به این منظور نمونه‌های بدست آمده از فرآیند RCP همراه با نمونه‌ی شاهد AZ91، از مقطع عرضی برش داده شده و سطح حاصل تا ۵۰۰۰ مش ۱ میکرومتر، به مدت ۳۰ دقیقه روی نم‌مخیر الماسه انجام شد. برای آشکارسازی ریزساختار در مقیاس میکرو، از محلول ۲ درصد حجمی نایتال^۱ [۲۲]، به مدت ۴ ثانیه برای هر نمونه استفاده شد. ریز ساختار در بزرگنمایی ۱۰۰، با استفاده از میکروسکوپ نوری تصاویر برداری شد.

جدول ۲- مشخصات انجمادی آلیاژ AZ91 در فرآیند RCP

سرعت چرخش محفظه (RPM)	۰	۱۵۰	۱۸۰	۲۱۰
دمای جوانه‌زنی فاز اولیه α -Mg / $T_{N,\alpha} / (^\circ C)$	۶۰۰/۲	۶۰۴/۴	۶۰۳/۱	۶۰۱/۵
دمای پایان انجماد $T_s / (^\circ C)$	۴۲۴/۸	۴۱۴/۶	۴۱۲/۷	۴۱۰/۲
سرعت سرمایش / $C.R / (^\circ C/S)$	۰/۰۳۸۸	۰/۰۴۶۶	۰/۰۵۵۹	۰/۰۸۸۱
دمای دامنه انجماد $\Delta T_s / (^\circ C)$	۱۷۵/۴	۱۸۹/۸	۱۹۰/۴	۱۹۱/۳
زمان انجماد / $t_s / (s)$	۲۷۳۷	۲۶۸۶	۲۵۳۴	۱۵۲۴

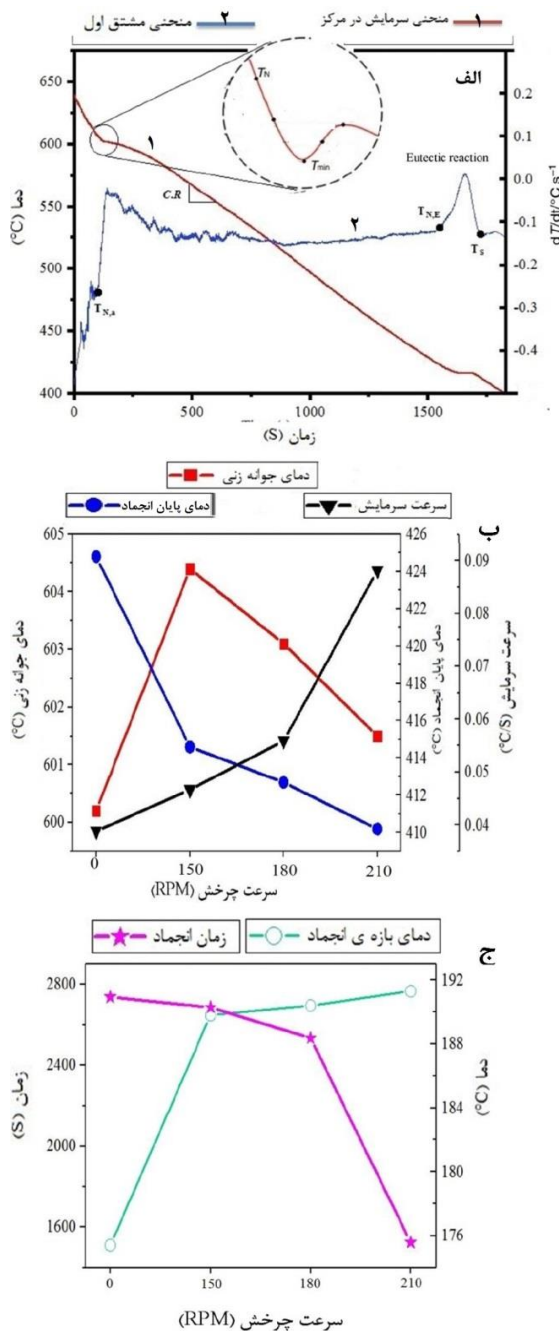
^۱ ۲ ml HNO₃ (نیتریک اسید) در ۹۸ ml اتیل الکل

دمای جوانه‌زنی، دلالت دارد [۱۷، ۱۹]. با این حال، افزایش بسیار محدود دمای جوانه‌زنی فاز α -Mg با اعمال چرخش و تنش برشی، مشاهده شد. با اعمال چرخش محفظه، T_s حداقل 10°C و حداکثر 14°C کاهش یافته که در مقایسه با تغییرات $T_{N-\alpha}$ ، اثر پذیری بیشتری نشان می‌دهد. در واقع این رفتار، به دلیل بیشتر بودن ضریب نفوذ ذاتی عناصر در مذاب، نسبت به جامد، مورد انتظار بود. همچنین می‌توان دریافت که افزایش سرعت چرخش در نتیجه افزایش نرخ سرمایش، باعث افت فرآیند نفوذ می‌شود. به نظر می‌رسد که با افزایش سرعت سرد شدن، فرآیند نفوذ در منطقه‌ی نیمه‌جامد کاهش یافته و موجب تاخیر در تشکیل جوانه‌های ترکیب یوتکتیک می‌شود. همین امر سبب کاهش دمای تشکیل فاز یوتکتیک می‌شود. از سوی دیگر، با افزایش سرعت سرد شدن، تعداد مکان‌های مناسب برای جوانه‌زنی افزایش یافته که در کنار کاهش سرعت نفوذ، موجب ریزش و اصلاح ساختار فاز یوتکتیک می‌شود. بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که افزایش سرعت سرد شدن باعث کاهش دمای تشکیل فاز نهایی و به عبارت دیگر کاهش دمای پایان انجماد شده است.

برآیند تغییرات T_s و $T_{N-\alpha}$ در دامنه انجماد، ΔT_s اتفاق افتاده است. (شکل ۳-ب). در واقع بدون چرخش محفظه، دامنه انجماد آلیاژ AZ91 $175/4^\circ\text{C}$ بوده، که با چرخش محفظه حداقل $14/4^\circ\text{C}$ و حداکثر $15/9^\circ\text{C}$ افزایش یافته است. هم چنین افزایش دمای دامنه انجماد با افزایش سرعت چرخش محفظه، به دلیل افزایش سرعت سرمایش، مشهود است. بدیهی است افزایش سرعت سرمایش و دمای بازه انجماد بر اثر چرخش محفظه، به معنای کاهش زمان انجماد، t_s است (شکل ۳-ج). این کاهش زمان انجماد به خصوص در سرعت 210 RPM ، به دلیل سرعت سرمایش بالا، به شدت محسوس است؛ به طوری که در سرعت چرخش 210 RPM زمان دامنه انجماد حدود 45% (از 2737 به 1524 ثانیه) نسبت به نمونه‌ی بدون چرخش (نمونه‌ی شاهد)، کاهش یافته است. واضح است که زمان انجماد در تمام سرعت‌ها به دلیل استفاده از عایق حرارتی و ایجاد شرایط انجماد تعادلی، بسیار افزایش یافته است.

۳-۲- کسر جامد

از روش نیوتنی (یک ترموکوپل در مرکز محفظه) جهت محاسبه کسر جامد استفاده شد. به این گونه که سطح زیر

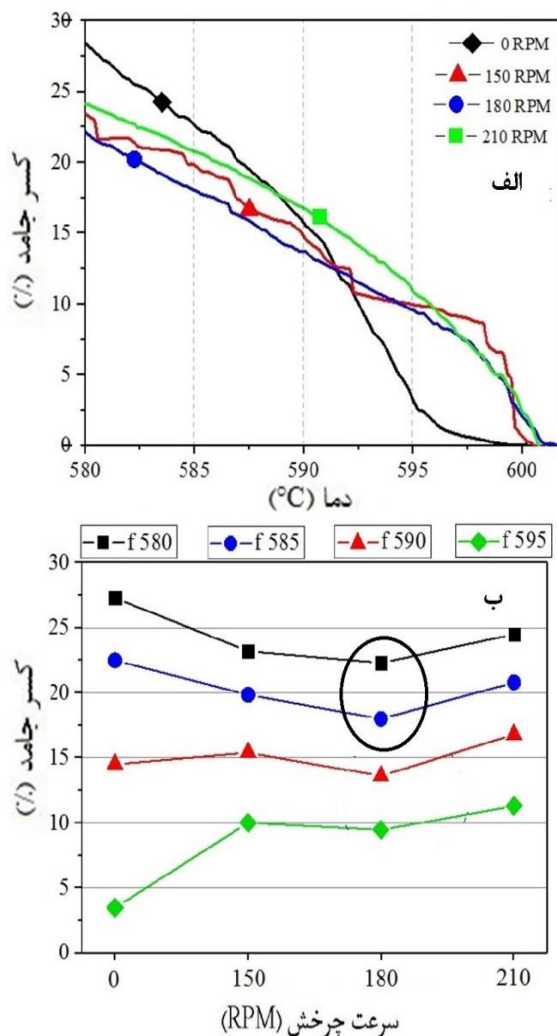


شکل ۳- الف: منحنی‌های سرمایش و مشتق اول، ب: تغییرات دمای جوانه‌زنی، دمای پایان انجماد و سرعت سرمایش و ج: تغییرات زمان و دمای دامنه انجماد نسبت به سرعت چرخش متغیر در RCP

و کاهش حدود 3°C با افزایش سرعت چرخش تا 210 RPM . دو مکانیزم برای توجیه این رفتار ارائه شده است: مکانیزم اول، بر اثرگذاری افزایش سرعت سرمایش بر کاهش سرعت نفوذ و در نتیجه کاهش دمای جوانه‌زنی فاز اولیه، دلالت دارد [۲۳، ۲۴]. در حالی که مکانیزم دوم بر افزایش خوشه‌های جوانه‌زنی شده، در حجم واحدی از مذاب که به افزایش سرعت سرد شدن و در نتیجه افزایش

جامد در سرعت چرخشی ۱۸۰ RPM نسبت به سرعت ۱۵۰ RPM است. دلیل این رفتار، عدم توانایی سرعت چرخشی ۱۵۰ RPM برای ایجاد جریان سیال موثر، است. شکل (۴-ب)، مقادیر کسر جامد در دماهای پایان اعمال چرخش محفظه، در سرعت‌های چرخشی مختلف برای آلیاژ AZ91 نشان می‌دهد. با سرعت چرخش ۱۵۰ RPM، کسر جامد از دمای ۵۹۵ تا ۵۸۰ °C، به میزان ۱۳/۲٪ (از ۱۰٪ تا ۲۳/۲٪) افزایش یافته است.

با افزایش سرعت چرخش به ۱۸۰ RPM، کسر جامد به میزان ۱۲/۶۵٪ (از ۹/۶۵ تا ۲۲/۳٪) افزایش یافته است. در نهایت در بالاترین سرعت چرخش یعنی ۲۱۰ RPM، افزایش کسر جامد ۱۳/۲٪ (از ۱۱/۳ تا ۲۴/۵٪) بوده است. نکته‌ی بسیار مهم و جالب در این نمودار، اثر کمینه شدن

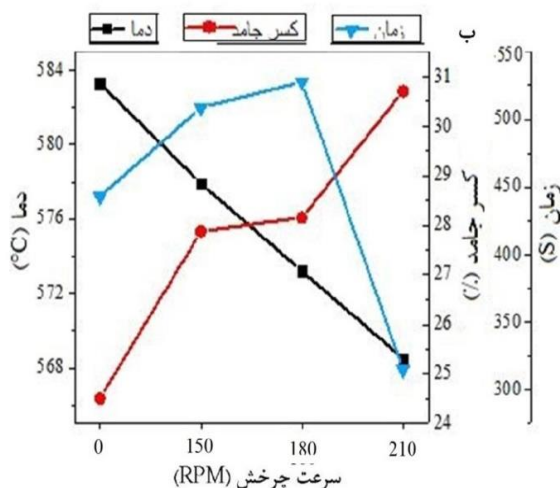
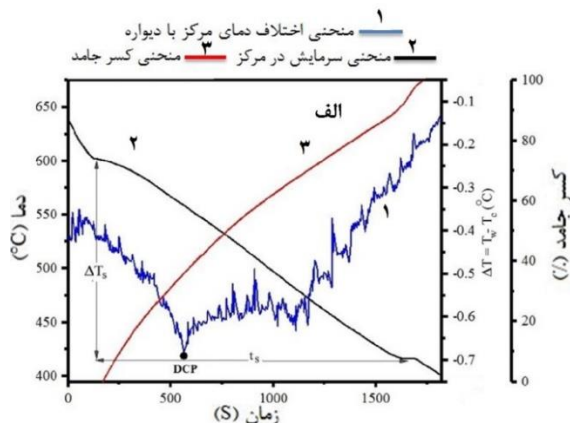


شکل ۴- الف: منحنی‌های تغییرات کسر جامد نسبت به دما در سرعت‌های متغیر چرخش، ب: تغییرات کسر جامد نسبت به سرعت چرخش محفظه تا دمای پایان چرخش ۵۹۵، ۵۹۰، ۵۸۵ و ۵۸۰ °C

منحنی مشتق اول تا منحنی مرجع، در دامنه انجماد، به عنوان کسر جامد در نظر گرفته شد. از آنجایی که متغیرهای دمایی در بازه ۶۰۰ تا ۵۸۰ °C بررسی شده‌اند، تغییرات کسر جامد در این بازه‌ی دمایی، برای آلیاژ AZ91، در شکل (۴-الف)، رسم شده است. مطابق نمودار، با کاهش دما از ۶۰۰ تا ۵۹۵ °C، افزایش شدید کسر جامد در نمونه‌های بدست آمده با اعمال تنش برشی، نسبت به نمونه‌ی بدون اعمال تنش برشی، مشاهده می‌شود. دلیل این امر، افزایش تعداد هسته‌های ایجاد شده در مذاب، بلافاصله بعد از دمای جوانه‌زنی فاز α -Mg، به دلیل ایجاد جریان سیال اجباری در مذاب، افزایش نرخ خروج گرما از محفظه و ایجاد شرایط مناسب برای پایدار ماندن جوانه‌های ایجاد شده است. در واقع همانطور که اشاره شد، اساس این روش بر پایه ایجاد گرادیان حرارتی و غلظتی ثابت در سراسر توده مذاب است. نتایج فن [۱۱]، مبنی بر افزایش عمر جوانه‌های ایجاد شده بر اثر اعمال تنش برشی و نتایج وگل [۱۲]، مبنی بر افزایش فرکانس جوانه‌زنی در حضور تنش برشی، بر این دلایل، صحت می‌گذارد. با کاهش دما از ۵۹۵ °C، شیب تغییر کسر جامد نسبت به دما، در نمونه‌ی بدون اعمال تنش برشی، بسیار بیشتر از نمونه‌های با اعمال تنش برشی است. این رفتار، به دلیل وجود تنش برشی و ایجاد جریان سیال اجباری در مذاب است. با ایجاد جابجایی اجباری، مذاب محبوس بین خوشه‌ها و شبکه‌ی دندریتی در مرحله‌ی رشد، کاهش یافته و در نتیجه باعث همگن‌تر شدن ترکیب مذاب و کاهش سرعت رشد خوشه‌ها و شبکه‌ی دندریتی می‌شود. این کاهش سرعت رشد، در یک بازه‌ی زمانی ثابت، باعث کمتر شدن کسر جامد در آلیاژ با وجود تنش برشی، نسبت به عدم وجود تنش برشی می‌شود. روند کلی تغییرات در بازه‌ی ۵۹۵ تا ۵۸۰ °C نشان می‌دهد کم‌ترین میزان کسر جامد با اعمال تنش برشی با سرعت چرخشی ۱۸۰ RPM و بیشترین کسر جامد با اعمال تنش برشی با سرعت چرخشی ۲۱۰ RPM رخ داده است (شکل ۴-الف، مقایسه منحنی آبی رنگ و سبز رنگ). دلیل این رفتار می‌تواند ایجاد جریان آشفته در سرعت چرخشی ۲۱۰ RPM در مذاب باشد. در این نوع جریان، با گذشت زمان، اثر خروج گرما از محتوی حرارتی، بیشتر نمایان شده است. به عبارت دیگر، چرخش با سرعت بالاتر، باعث افزایش شدید نرخ سرمایش (شکل ۳-ب) و در نتیجه افزایش کسر جامد می‌شود. نکته‌ی مهم، کمتر بودن کسر

جدول ۳- مشخصات نقطه‌ی کوهرنسی دندریت‌ها آلیاژ AZ91 در فرآیند RCP

سرعت چرخش محفظه (RPM)	۰	۱۵۰	۱۸۰	۲۱۰
دمای DCP (°C)	۵۸۳/۳	۵۷۷/۹	۵۷۳/۲	۵۶۸/۵
کسر جامد DCP (%)	۲۴/۵۱	۲۷/۸۸	۲۸/۱۵	۳۰/۷
زمان DCP (s)	۴۴۲	۵۰۸	۵۲۸	۳۱۵



شکل ۵-الف: منحنی‌های تغییرات اختلاف دمای مرکز و دیواره قالب، سرمایه‌ش و کسر جامد نسبت به زمان، ب: تغییرات دما، زمان و کسر جامد در نقطه‌ی کوهرنسی دندریت‌ها.

تأثیر سرعت چرخش محفظه بر دما، زمان و کسر جامد نقطه‌ی DCP در شکل (۵-ب) مشاهده می‌شود. با اعمال چرخش محفظه، دمای کوهرنسی دندریت‌ها روند کاهشی

کسر جامد در سرعت چرخش ۱۸۰ RPM؛ در کاهش دمای اعمال چرخش، است. به عبارت دیگر، با کاهش دمای پایان چرخش محفظه (پایان اعمال تنش برشی)، کمینه شدن کسر جامد در سرعت چرخش ۱۸۰ RPM بهتر مشخص می‌شود (اثر شکستگی در نمودار بیشتر می‌شود). این رفتار، موید اهمیت نقش همزمان ایجاد جریان جابجایی موثر و نرخ خروج حرارت از سیستم است. به گونه‌ای که، در سرعت چرخش پایین (۱۵۰ RPM) نرخ خروج حرارت از سیستم کم و مطلوب است؛ حال آن که جریان جابجایی موثری در مذاب ایجاد نمی‌شود. در سرعت چرخش بالا (۲۱۰ RPM) جریان جابجایی موثر در مذاب ایجاد شده، حال آن که نرخ خروج حرارت آن قدر زیاد است که موجب افزایش شدید کسر جامد می‌شود. حالت توازن این دو اثر، در سرعت چرخش ۱۸۰ RPM اتفاق می‌افتد که باعث کمتر شدن کسر جامد نسبت به هر دو سرعت چرخشی دیگر می‌شود. کاهش دما که متناسب با افزایش زمان است، این اثر را مشهودتر می‌کند. (منطقه‌ی مشخص شده در شکل ۴-ب).

۳-۳- نقطه کوهرنسی دندریت‌ها

مشخصه‌های نقطه کوهرنسی دندریت‌ها در جدول (۳) و منحنی‌های تغییرات اختلاف دمای مرکز و دیواره، کسر جامد و سرمایه‌ش در شکل (۵-الف) مشاهده می‌شود. برای محاسبه‌ی DCP، از داده‌های دو ترموکوپل واقع در مرکز و دیواره محفظه، استفاده شد. در واقع، بیشترین اختلاف دمایی بین مرکز و دیواره محفظه، زمانی رخ می‌دهد که کوهرنسی شبکه‌ی دندریتی ایجاد شده باشد [۱۸]. اهمیت شناسایی نقطه‌ی کوهرنسی دندریت‌ها در فرآیندهای نیمه‌جامد، آنجایی است که با رسیدن به این نقطه، استحکام برشی مخلوط نیمه‌جامد به شدت افزایش می‌یابد [۱۸]. بنابراین بعد از این نقطه به نیرو، ابزار و هزینه‌ی بیشتری جهت اعمال تنش برشی به مخلوط نیمه‌جامد، نیاز است. در پژوهش حاضر، در هر سه سرعت، چرخش محفظه قبل از نقطه‌ی DCP به پایان رسیده است. به عبارت دیگر، دمای نقاط کوهرنسی دندریت‌ها، کمتر از دمای پایان چرخش محفظه (۵۷۹°C) بوده است که می‌تواند دلیلی بر اعمال صحیح و مناسب تنش برشی به مخلوط نیمه‌جامد باشد.

افزایش فرصت برای رسیدن به کوهرنسی دندریت‌ها شده است، چرا که اعمال چرخش به محفظه نیمه‌جامد، باعث ایجاد جریان جابجایی سیال در مخلوط نیمه‌جامد می‌شود [۱۰]. ایجاد جریان جابجایی لایه‌ای (غیر آشفته)، از تشکیل هر گونه گرادیان غلظتی موثر جلوی جبهه انجماد جلوگیری می‌کند. بنابراین مورد انتظار است که سرعت رشد دندریت‌ها و در واقع، زمان لازم برای برخورد نوک دندریت‌ها به هم و ایجاد یک شبکه‌ی دندریتی، افزایش یابد. با این حال، افزایش سرعت چرخش محفظه تا ۲۱۰ RPM، به دلیل اثر گذاری این سرعت چرخش بر افزایش شدید نرخ سرمایش (شکل ۳-ب سرعت سرمایش) باعث کاهش زمان تحولات از جمله زمان کوهرنسی دندریت‌ها خواهد شد. در واقع می‌توان استنباط کرد، همانند کسر جامد، زمان کوهرنسی دندریت‌ها هم تابع توازن دو عامل سرعت سرمایش و ایجاد جریان جابجایی سیال است. تا سرعت ۱۸۰ RPM عامل جریان جابجایی سیال اثر گذار بوده، لذا کسر جامد کاهش و زمان کوهرنسی افزایش یافته حال آنکه در سرعت ۲۱۰ RPM، عامل سرعت سرمایش اثرگذاری بیشتری داشته، لذا باعث افزایش کسر جامد و کاهش زمان کوهرنسی دندریت‌ها شده است. دلیل شکستگی در نمودار تغییرات زمان کوهرنسی دندریت‌ها، برتری یافتن هر یک از این دو عامل در سرعت‌های چرخش مختلف است. نتایج پژوهش غنچه [۱۸]، رفتاری مشابه را نشان می‌دهد.

به عنوان نتیجه‌ی کلی در مورد شکل (۵)، می‌توان اشاره کرد که با اعمال فرآیند RCP، کوهرنسی دندریت‌ها، در دمای پایین‌تری اتفاق می‌افتد که به معنای کاهش عیوبی مانند تخلخل، انقباض، درشت جدایش و پارگی گرم است [۱۸]. کسر جامد تا نقطه کوهرنسی دندریت‌ها، افزایش یافته که به معنای اثر بیشتر جریان جابجایی سیال بر مخلوط نیمه‌جامد است. در نتیجه انتظار تغییر در مورفولوژی ریزساختار آلیاژ می‌رود. همچنین زمان کوهرنسی دندریت‌ها تا سرعت ۱۸۰ RPM، افزایش یافته که به معنای فرصت بیشتر برای اثر گذاری جریان جابجایی سیال بر مخلوط نیمه‌جامد است. نتایج بررسی‌های ریزساختاری، دو نتیجه آخر را تایید می‌کند.

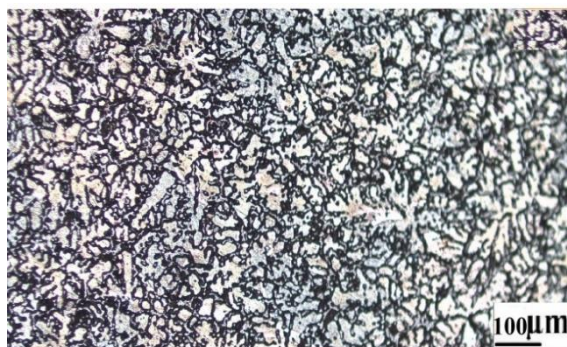
داشته است (از $583/3^{\circ}\text{C}$ بدون اعمال چرخش تا $568/5^{\circ}\text{C}$ در سرعت ۲۱۰ RPM). دلیل این رفتار را می‌توان به تناسب سرعت چرخش و نرخ سرمایش (شکل ۳-ب) ارتباط داد. در واقع با افزایش سرعت چرخش، نرخ سرمایش افزایش یافته که بر سینتیک نفوذ در مخلوط نیمه‌جامد اثر گذار بوده است. با افزایش نرخ سرمایش، زمان لازم برای کامل شدن فرآیند نفوذ به منظور ایجاد شبکه‌ی دندریتی، محدود شده است. بنابراین دمای لازم برای کوهرنسی دندریت‌ها، به تعویق افتاده است. در همین نمودار، تغییرات کسر جامد در نقطه‌ی کوهرنسی دندریت‌ها، نسبت به سرعت چرخش محفظه، نشان می‌دهد که با اعمال چرخش محفظه، کسر جامد به شدت افزایش یافته است (از $24/51\%$ بدون اعمال تنش برشی تا $30/70\%$ در سرعت چرخش ۲۱۰ RPM). در واقع با افزایش سرعت چرخش محفظه و در نتیجه افزایش سرعت سرمایش، سرعت رشد طولی دندریت‌ها افزایش یافته است. چرا که زمان برای نفوذ عناصر کاهش یافته و باعث ایجاد گرادیان غلظتی در مناطق بین‌دندریتی می‌شود و در این حالت مذاب نزدیک به بازوهای دندریتی در حال رشد سریع‌تر به ترکیب شیمیایی متوسط در مذاب می‌رسد.

گزارش شده است که سرعت رشد جانبی دندریت‌ها هم افزایش یافته که در نتیجه باعث افزایش کسر جامد تا رسیدن به کوهرنسی دندریت‌ها می‌شود [۱۸]. با این حال، با دقت بر نمودار تغییرات کسر جامد نقطه‌ی کوهرنسی دندریت‌ها، مشخص می‌شود اثر سرعت چرخش ۲۱۰ RPM بسیار بیشتر از دو سرعت چرخش دیگر است. در واقع به نظر می‌رسد در سرعت چرخش ۲۱۰ RPM، همان‌طور که در بخش تغییرات کسر جامد اشاره شد، عامل مهم، سرعت سرمایش است و چون این عامل در سرعت ۲۱۰ RPM بسیار افزایش یافته (شکل ۳-ب)، تغییر نسبتاً زیادی نمودار کسر جامد کوهرنسی دندریت‌ها، مشاهده می‌شود.

در نمودار تغییرات زمان کوهرنسی دندریت‌ها، با اعمال چرخش محفظه و افزایش سرعت چرخش تا ۱۸۰ RPM، زمان کوهرنسی دندریت‌ها افزایش یافته است. دلیل این رفتار را، می‌توان به اثر گذاری بیشتر ایجاد جریان جابجایی سیال نسبت به نرخ سرمایش، تا این سرعت چرخش، نسبت داد (بخش تغییرات کسر جامد). به گونه‌ای که تا این سرعت چرخش، ایجاد جریان جابجایی سیال، منجر به کاهش گرادیان غلظتی در مناطق بین‌دندریتی و در نتیجه

۳-۴- مورفولوژی ریزساختار

شکل (۶)، ریزساختار آلیاژ AZ91 را بدون عملیات نیمه‌جامد و به صورت نمونه‌ی شاهد، نشان می‌دهد. همان‌طور که انتظار می‌رود، مورفولوژی ریزساختاری در این شرایط، به صورت کاملاً دندریتی است که زمینه دندریتی فاز α -Mg محلول جامد منیزیم غنی از آلومینیم و فاز بین فلزی $Mg_{17}Al_{12}$ در بین ساختار دندریتی است، که اولی به رنگ روشن و دومی به رنگ تیره قابل رویت است.



شکل ۶- ریزساختار آلیاژ AZ91 ریخته‌گری شده بدون فرآیند نیمه‌جامد RCP (در حالت شاهد)، محلول حکاکی نایتال ۲٪ حجمی.

شکل (۷)، ریزساختار آلیاژ AZ91 را در شرایط مختلف فرآیند RCP نشان می‌دهد. اعمال چرخش با سرعت ۱۵۰ RPM، منجر به ایجاد مورفولوژی غیردندریتی نشده است. همان‌طور که در بخش کسر جامد اشاره شد، در این سرعت چرخش، جریان جابجایی موثر سیال برای اثرگذاری بر رشد خوشه‌ها و شبکه‌ی دندریتی، ایجاد نشده و لذا تغییر مورفولوژی به حالت مطلوب، رخ نداده است. با افزایش سرعت چرخش به ۱۸۰ و ۲۱۰ RPM، تبدیل مورفولوژی ریزساختار به غیردندریتی مشاهده می‌شود. مطابق شکل (۴-الف)، اشاره شد که کسر جامد در سرعت ۱۸۰ RPM نسبت به سرعت ۲۱۰ RPM، کمتر بوده که نتیجه توازن دو عامل سرعت سرمایش و ایجاد جریان جابجایی سیال بود. حال، نتایج متالوگرافی، اثر توازن این دو عامل را نشان می‌دهد. مطابق شکل (۷)، با افزایش سرعت چرخش از ۱۸۰ به ۲۱۰ RPM، در دماهای متناظر، از میزان کرویت و چگالی سطحی دانه‌های غیر دندریتی شده، به صورت کیفی، کاسته شده است. چرا که در سرعت ۱۸۰ RPM، توازن هر دو عامل مذکور رخ داده، لذا کسر جامد کاهش یافته و اثرگذاری فرآیند RCP بر کاهش

	$T = 595^{\circ}C$	$T = 590^{\circ}C$	$T = 585^{\circ}C$	$T = 580^{\circ}C$
۱۵۰ RPM				
۱۸۰ RPM				
۲۱۰ RPM				

شکل ۷- ریزساختار نمونه‌های فرآوری شده در RCP با سرعت‌های چرخش ۱۵۰، ۱۸۰ و ۲۱۰ دور بر دقیقه، تا دماهای ۵۹۵، ۵۹۰، ۵۸۵ و ۵۸۰ درجه‌ی سانتی‌گراد. محلول حکاکی نایتال ۲٪ حجمی.

- سرعت RPM ۲۱۰، افزایش یافته که در نتیجه بازه‌ی دمایی انجماد حداکثر 16°C ، افزایش یافت.
- ۲- اثر ایجاد جریان جابجایی سیال در محدوده‌ی دمایی ذوب (595°C)، افزایش کسر جامد به دلیل پایداری جوانه‌ها و با ادامه‌ی کاهش دما (در دیگر متغیرهای دمایی)، کاهش کسر جامد نسبت به نمونه‌ی شاهد بوده است.
- ۳- در سرعت چرخش RPM ۱۸۰، توازن دو عامل سرعت سرمایه‌ی و جریان جابجایی موثر سیال، باعث ایجاد کمینه کسر جامد نسبت به دو سرعت چرخش دیگر، تا بازه‌ی دمایی 580°C شده است.
- ۴- در فرآیند RCP، دمای DCP، به علت کاهش فرآیند نفوذ، حداکثر $14/8^{\circ}\text{C}$ به تعویق می‌افتد. هم‌چنین کسر جامد در این نقطه، تا حدود ۳۰٪ در سرعت RPM ۲۱۰ افزایش یافته، که نتیجه افزایش رشد طولی و جانبی دندریته‌ها بوده است. نکته قابل توجه، نقش افزایش این رشد همه جهت در ایجاد ریزساختار با مورفولوژی غیر دندریته‌ی است.
- ۵- در سرعت چرخش RPM ۱۵۰، ریزساختار غیردندریته‌ی ایجاد نشده است. با افزایش سرعت چرخش، به علت جریان جابجایی موثر سیال، مورفولوژی غیردندریته‌ی در ریزساختار مشاهده شد. هم‌چنین کاهش دمای پایان چرخش، به علت افزایش زمان اثر گذاری، باعث افزایش کرویت و چگالی سطحی ذرات غیردندریته‌ی شده است.

مراجع

- [1] John D., Easton M., Qian M., Taylor J., Grain refinement of magnesium alloys: A review of recent research, theoretical developments, and their application, Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44, 2935-2949.
- [2] Kulekci M.K., Magnesium and its alloys applications in automotive industry, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2008, 39, 851-865.
- [3] Guangyin Y., Yangshan S., Wenjiang D., Effects of bismuth and antimony additions on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy, Materials Science and Engineering: A, 2001, 308, 38-44.
- [4] Burapa R., Janudom S., Chuchep T., Canyook R., Wannasin J., Effects of primary phase morphology on mechanical properties of Al-Si-Mg-Fe alloy in semi-solid slurry casting process, Transactions of

گردایان حرارتی، افزایش یافته است. لذا ریزساختار با مورفولوژی غیردندریته‌ی تر، ایجاد شده است. اثر کاهش دمای چرخش، در هر دو سرعت مذکور، نشان می‌دهد، تا دمای 585°C ، به دلیل افزایش زمان اثرگذاری جریان جابجایی سیال بر رشد خوشه‌ها و کاهش گردایان حرارتی، تبدیل مورفولوژی ریزساختار به غیردندریته‌ی، به صورت کامل‌تری ایجاد شده است (افزایش میزان کرویت و چگالی سطحی دانه‌های غیردندریته‌ی). اثر شکستگی شکل (۴-ب)، هم‌مؤید همین دلیل تا دمای 585°C است. با این حال با کاهش بیشتر دمای پایان چرخش تا 580°C ، به دلیل افزایش شدید کسر جامد مطابق نمودار (۴-ب)، اثرگذاری جریان جابجایی سیال بر رشد خوشه‌ها محدود شده است (به دلیل افزایش همسایه‌ها و تراکم شبکه‌ی دندریته‌ی)، بنابراین بر کاهش کیفیت مورفولوژی غیر دندریته‌ی ایجاد شده، اثر گذار بوده است.

با مقایسه‌ی نتایج و مباحث بالا با بخش ۳-۳، می‌توان به ارتباط بین ویژگی‌های ریزساختاری و نقطه‌ی DCP دست یافت. همان‌طور که اشاره شد، اعمال و افزایش سرعت چرخش تا ۱۸۰ و RPM ۲۱۰، باعث دستیابی به ذراتی با شکل غیردندریته‌ی (بیشترین میزان کرویت) و بیشترین چگالی سطحی (کمترین اندازه ذرات) شده است. به عبارت دیگر می‌توان نتیجه گرفت برخورد ذرات با این ویژگی‌ها (میزان کرویت بالا و اندازه دانه کم) به تعویق خواهد افتاد. در واقع از لحاظ دمایی، آفت دمای بیشتری نیاز است تا شبکه‌ی دندریته‌ی در سراسر توده‌ی مذاب شکل گیرد. بنابراین کاهش دما نقطه DCP، قابل قبول است. البته باید توجه نمود همان‌گونه که در بخش ۳-۳ اشاره شد، عامل سرعت سرمایه‌ی هم بر تغییرات دمای DCP اثرگذار است. هم‌چنین می‌توان به این نکته اشاره نمود که با کاهش اندازه ذرات، افزایش چگالی سطحی و افزایش میزان کرویت، تا قبل از ایجاد یک شبکه‌ی دندریته‌ی یا نقطه DCP، مجموعه‌ی بیشتری از ذرات جامد در توده‌ی مذاب شکل می‌گیرد. به عبارت دیگر، کسر جامدی که در آن شبکه‌ی دندریته‌ی تشکیل خواهد شد، افزایش می‌یابد.

۴- نتیجه‌گیری

۱- در فرآیند نیمه‌جامد RCP، سرعت سرمایه‌ی به صورت قابل ملاحظه و حداکثر ۳ برابر حالت بدون چرخش در

- Journal of Materials Processing Technology, 2007, 182, 229-240.
- [16] Gholizadeh R., Shabestari S., Investigation of the effects of Ni, Fe, and Mn on the formation of complex intermetallic compounds in Al-Si-Cu-Mg-Ni alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42, 3447-3458.
- [17] Shabestari S., Malekan M., Thermal analysis study of the effect of the cooling rate on the microstructure and solidification parameters of 319 aluminum alloy, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2005, 44, 305-312.
- [18] Ghoncheh M., Shabestari S., Effect of cooling rate on the dendrite coherency point during solidification of Al2024 alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46, 1287-1299.
- [19] Yavari F., Shabestari S., Effect of cooling rate and Al content on solidification characteristics of AZ magnesium alloys using cooling curve thermal analysis, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2017, 129, 655-662.
- [20] Chai G., Backerud L., Rolland T., Arnberg L., Dendrite coherency during equiaxed solidification in binary aluminum alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26, 965-970.
- [21] Malekan M., Shabestari S., Effect of grain refinement on the dendrite coherency point during solidification of the A319 aluminum alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40, 3196.
- [22] Nami B., Shabestari S., Razavi H., Mirdamadi S., Miresmaeili S., Effect of Ca, RE elements and semi-solid processing on the microstructure and creep properties of AZ91 alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528, 1261-1267.
- [23] Ghoncheh M., Shabestari S., Abbasi M., Effect of cooling rate on the microstructure and solidification characteristics of Al2024 alloy using computer-aided thermal analysis technique, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2014, 117, 1253-1261.
- [24] Gowri S., Samuel F.H., Effect of cooling rate on the solidification behavior of Al-7 Pct Si-SiC Metal-Matrix Composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1992, 23, 3369-3376.
- Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20, s857-s861.
- [5] Thanabumrungskul S., Janudom S., Burapa R., Dulyapraphant P., Wannasin J., Industrial development of gas induced semi-solid process, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20, s1016-s1021.
- [6] Langlais J., Lemieux A., Kulunk B., Impact of the SEED processing parameters on the microstructure and resulting mechanical properties of A356 alloy castings, *Transactions-American Foundrymen's Society*, 2006, 114, 06-125.
- [7] Doutre D., Langlais J., Roy S., The SEED process for semi-solid forming, in 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, 2004, 397-408.
- [8] Nafisi S., Lashkari O., Ghomashchi R., Langlais J., Kulunk B., The SEED technology: a new generation in rheocasting, presented at the Light Metals Conference, Calgary, Canada, 2005.
- [9] Nafisi S., Ghomashchi R., *Semi-solid processing of aluminum alloys*: Springer, 2016, 11.
- [10] Das A., Ji S., Fan Z., Morphological development of solidification structures under forced fluid flow: a Monte-Carlo simulation, *Acta Materialia*, 2002, 50, 4571-4585.
- [11] Fan Z., *Semisolid metal processing*, *International Materials Reviews*, 2002, 47, 49-85.
- [12] Vogel A., Doherty R., Cantor B., Stir-cast microstructure and slow crack growth, in *Solidification and Casting of Metals*, Sheffield England, July, 1977, 518-525.
- [13] Nafisi S., Lashkari O., Ghomashchi R., Ajersch F., Charette A., Microstructure and rheological behavior of grain refined and modified semi-solid A356 Al-Si slurries, *Acta Materialia*, 2006, 54, 3503-3511.
- [14] Bolouri A., Zhao Q.F., Côté P., Chen X.G., Microstructure and Rheological Properties of Semi-Solid 7075 Slurries Using SEED Rheocasting process, *Solid State Phenomena*, 2016, 256, 288-293.
- [15] Lashkari O., Ghomashchi R., The implication of rheology in semi-solid metal processes: An overview,