

اثر نسبت حجمی مذاب- جامد و سرعت دوران بر فصل مشترک جفت فلزی منیزیم- آلومینیم در ریخته‌گری گریز از مرکز

مرتضی سروری و مهدی دیوانداری*

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۴/۵/۱۴- دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۴/۷/۲۵)

چکیده - در پژوهش حاضر فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز برای تولید جفت فلزی منیزیم-آلومینیم مورد استفاده قرار گرفت. مذاب منیزیم در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد با نسبت‌های حجمی مذاب-جامد ۱/۵ و ۳ درون جامد آلومینیمی پیش‌گرم شده تا دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و در حال دوران در سرعت‌های ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه ریخته‌گری شد. نمونه‌ها درون دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز تا رسیدن به دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به آرامی سرد شدند. بررسی‌های تاثیر نسبت حجمی مذاب-جامد نشان داد که افزایش نسبت حجمی از ۱/۵ به ۳، به دلیل غلبه نیروی انقباضی بر برابند نیروهای وارد بر فصل مشترک، منجر به از بین رفتن اتصال متالورژیکی در فصل مشترک منیزیم-آلومینیم می‌شود. بررسی‌های تحلیل میکروسکوپی الکترونی مجهز به طیف‌سنج پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) و پرتو ایکس (XRD) نشان داد که ترکیبات بین فلزی Al_3Mg_2 و $Al_{12}Mg_{17}$ و ساختار یونکتیک $Al_{12}Mg_{17} + Al$ (محلول جامد منیزیم در آلومینیم) در فصل مشترک تشکیل می‌شوند. تصویر میکروسکوپی نیروی اتمی (AFM) از سطح آلومینیم نشان داد که سطح در ابعاد اتمی دارای پستی و بلندی است که می‌تواند منجر به تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک شود.

واژگان کلیدی: منیزیم-آلومینیم، ریخته‌گری گریز از مرکز، فصل مشترک، ترکیبات بین فلزی، نیروی انقباضی

Effects of Melt/Solid Volume Ratio and Rotational Speed on the Interface of Al/Mg Bimetal in Centrifugal Casting

M. Sarvari and M. Divandari*

Department of Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: divandari@iust.ac.ir

Abstract: In this study, centrifugal casting process was used for producing Al/Mg bimetal. Molten Mg was poured at 700 °C, with 1.5 and 3 melt-to-solid volume ratio (V_m/V_s) into the 450 °C preheated solid Al rotating at 800, 1200, 1600 and 2000 rpm. Castings were kept inside the centrifuged casting machine and cooled down to 150 °C. Investigating the effect of melt-to-solid volume ratio showed that increasing volume ratio from 1.5 to 3 results in diminishing metallurgical bonding in Al/Mg interface, because the force of contraction overcomes the resultant force acted on the interface. The results of study by scanning electron microscope (SEM) equipped with energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD) showed that bimetal compounds of Al_3Mg_2 , $Al_{12}Mg_{17}$ and $+Al_{12}Mg_{17}$ eutectic structure (is the solid solution of Mg in Al) are formed in the interface. Atomic force microscopy (AFM) image of Al surface showed that the surface was rough in atomic dimensions, which can result in the formation of gas pores in the interface.

Keywords: Al-Mg, Centrifugal casting, Interface, Intermetallic compounds, Force of contraction

۱- مقدمه

هزینه‌های تولید و کاهش بهره‌وری می‌شود. هم‌چنین روش‌های جوش کاری با محدودیت تولید جفت‌های فلزی با شکل‌های پیچیده مواجه است [۹].

روش ریخته‌گری مرکب روش مناسبی برای تولید جفت‌های فلزی در شکل‌ها و اندازه‌های مختلف است. به‌طوری‌که در این روش یک فلز به صورت جامد و فلز دیگر در حالت مذاب در اطراف یا درون آن ریخته‌گری می‌شود [۱۱، ۱۰]. ریخته‌گری مرکب با روش‌های مختلف ریخته‌گری مثل ریخته‌گری ثقلی [۱۲]، ریخته‌گری توپر [۱۴، ۱۳] ریخته‌گری تحت فشار [۳] و ریخته‌گری مداوم [۱۵] و ریخته‌گری گریز از مرکز [۱۶] انجام می‌شود.

تولید جفت فلزی منیزیم- آلومینیم به روش ریخته‌گری مرکب برای اولین بار توسط شرکت "بی ام و" با تولید بلوک سیلندر دوتایی منیزیم- آلومینیم ارائه شد [۱۷]. پاپیس و همکارانش [۱۸] در راستای بهبود اتصال بین جفت فلزی منیزیم- آلومینیم به روش ریخته‌گری مرکب پژوهشی انجام دادند. شانگ و همکارانش [۱۹] تاثیر نسبت حجمی مذاب به جامد بر ساختار فصل مشترک و خواص مکانیکی چند جفت فلزی پایه آهنی را بررسی کردند.

تاثیر متغیرهای ریخته‌گری در دو حالت ریخته‌گری توپر و ریخته‌گری ثقلی معمولی بر تولید جفت فلزی منیزیم- آلومینیم توسط حجاری و همکارانش [۹] بررسی شده است. بر طبق نتایج به دست آمده از این پژوهش، تولید جفت فلزی منیزیم- آلومینیم به دلیل وجود لایه اکسید سطحی بر روی آلومینیم و منیزیم فقط در حالت ریخته‌گری منیزیم در اطراف جامد

امروزه کاربرد منیزیم به‌عنوان یکی از سبک‌ترین فلزات، در صنعت خودرو به‌منظور کاهش مصرف سوخت و میزان آلایندگی هوا و بهبود بهره‌وری محصولات تولیدی، افزایش یافته است [۱]. مقاومت کم فلز منیزیم در برابر سایش و هم‌چنین مقاومت به خزش ضعیف، به‌ویژه در دماهای بالاتر از ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد، استفاده از قطعات منیزیمی در صنایع مختلف را با محدودیت مواجه ساخته است [۲]. استفاده از فلزی مکمل هم‌چون آلومینیم، با خواص مکانیکی مطلوب‌تر، می‌تواند بخشی از محدودیت‌های کاربردی قطعات منیزیمی را برطرف سازد [۳]. با استفاده از فلزات آلومینیم و منیزیم، جفت فلزی با خواص مکانیکی مطلوب و سبک تولید می‌شود [۴]. تلاش‌های زیادی در صنایع مختلف به‌ویژه در صنعت خودرو برای تولید جفت‌های فلزی منیزیم- آلومینیم انجام شده است.

روش‌های جوش کاری مختلفی اعم از حالات ذوبی [۵] و جامد [۶] برای ایجاد اتصال بین دو فلز آلومینیم و منیزیم استفاده می‌شود. تولید جفت فلزی منیزیم- آلومینیم به روش جوش کاری حالت جامد مثل جوش کاری هم‌زن اصطکاکی با موفقیت‌های نسبی برخوردار بوده است، ولی تشکیل ترکیبات بین فلزی ترد در فصل مشترک منجر به تمرکز تنش در فصل مشترک و کاهش خواص مکانیکی اتصال می‌شود [۷]. نیاز روش‌های جوش کاری به‌ویژه روش‌های جوش کاری حالت جامد مثل جوش کاری نفوذی [۸] و هم‌زن اصطکاکی به تجهیزات پیشرفته منجر به افزایش

جدول ۱- ترکیب شیمیایی مواد اولیه مورد استفاده در این پژوهش

ماده	شمش آلومینیم (%)	شمش منیزیم (%)
آلومینیم	>۹۹/۵	۰/۱
منیزیم	۰/۰۲۷	>۹۹/۳۲
سیلیسیم	۰/۰۸	۰/۰۲
آهن	۰/۰۶۴	۰
روی	۰	۰/۰۹۳
مس	۰	۰/۰۳۶

بردن چربی‌ها و آلودگی‌های سطحی، سطوح داخلی آن‌ها تا سنباده ۱۲۰۰ پوساب زنی و با استون شستشو شد. بعد از مراحل آماده‌سازی، استوانه توخالی آلومینیمی درون دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز قرار گرفت و تا دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه پیش‌گرم شد. شمش‌های منیزیم در درون یک بوتله سیلیکاتی قرار داده شد و به منظور جلوگیری از اکسیداسیون، تحت فلاکس محافظ مگرکس (Magrex-60) با استفاده از کوره القایی ذوب شدند. سپس مذاب منیزیم خالص در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد، با نسبت حجمی مذاب- جامد ۱/۵ و ۳ و تحت گاز محافظ آرگون با دبی ۱۴ لیتر بر دقیقه درون استوانه توخالی آلومینیمی پیش‌گرم و در حال دوران در سرعت‌های ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه، ریخته‌گری شد. در شکل ۱ طرحواره‌ی دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز ارائه شده است.

۲-۳- بررسی فصل مشترک

نمونه‌های ریخته‌گری شده در جهت ارتفاع از بالا به پایین طوری از وسط نصف شد که مقطع نمایش دهنده نحوه رفتار مذاب از پایین به بالا باشد. سپس به صورت موازی با مقطع برش، به قسمت‌های کوچک‌تر تقسیم شد. نمونه‌های گزارش شده در این پژوهش بیش‌تر بر روی قسمت وسط

آلومینیم و با احیای اکسید سطحی آلومینیم امکان‌پذیر است. بر طبق نمودار الینگهام اکسید سطحی منیزیم قادر به احیای اکسید سطحی آلومینیم است [۲۰]. اخیراً پژوهش وسیعی توسط شرکت جنرال موتورز در مورد تولید جفت فلزی منیزیم-آلومینیم به روش ریخته‌گری با هدف از بین بردن لایه اکسید سطحی آلومینیم با تاکید بر موضوع فوق در جریان است [۳]. تولید لوله‌های چند لایه با خواص مکانیکی مطلوب، به روش ریخته‌گری گریز از مرکز روش مناسبی به شمار می‌رود. ریخته‌گری گریز از مرکز بیش‌تر برای تولید کامپوزیت‌ها با توزیع هدفمند ذرات و یا ایجاد خواص مقاوم به سایش در لایه‌های بیرونی یا داخلی قطعات استوانه‌ای شکل استفاده می‌شود [۲۲، ۲۱]. ریخته‌گری گریز از مرکز در صنعت به دو صورت افقی و عمودی وجود دارد. ریخته‌گری گریز از مرکز افقی فقط قابلیت تولید قطعات استوانه‌ای شکل را دارد، ولی در حالت عمودی علاوه بر قطعات استوانه‌ای می‌توان شکل‌های متقارن را نیز ریخته‌گری کرد. در این پژوهش نیز از فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی به منظور بررسی خواص فصل مشترک جفت فلزی منیزیم- آلومینیم، بررسی نقش فیلم اکسید سطحی، نقش مورفولوژی سطحی جامد و سایر ویژگی‌های دو فلز آلومینیم و منیزیم استفاده شد.

۲- روش پژوهش

۲-۱- مواد

استوانه‌های توخالی آلومینیمی در ابعاد ارتفاع و ضخامت ۳۵ و ۴ میلی‌متر (قطر خارجی ۸۴ و داخلی ۷۶ میلی‌متر) از شمش‌های آلومینیم خالص تجاری ریخته‌گری شد. ترکیب شیمیایی منیزیم خالص تجاری و آلومینیم خالص تجاری استفاده شده در این پژوهش در جدول ۱ آورده شده است.

۲-۲- مراحل فرایند ریخته‌گری جفت فلزی

استوانه‌های توخالی آلومینیمی ریخته‌گری شده، ماشین‌کاری و به‌منظور بهبود وضعیت سطحی استوانه‌های توخالی و از بین

نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی مجهز به طیف‌سنج پراش انرژی پرتو ایکس، بررسی و فازهای تشکیل شده در فصل مشترک با استفاده از پراش اشعه ایکس تحلیل شد. همچنین برای بررسی سطح جامد در ابعاد اتمی از میکروسکوپ نیروی اتمی استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی تاثیر نسبت حجمی

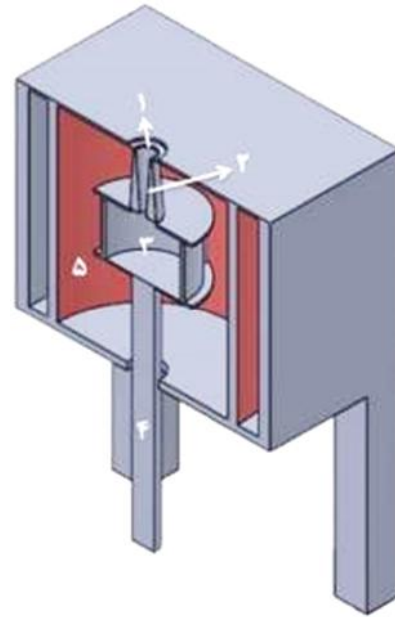
شکل ۲ تصویر ماکروسکوپی جفت فلزی منیزیم-آلومینیم را در دو نسبت حجمی ۱/۵ و ۳ و در سرعت دوران ۱۲۰۰ دور بر دقیقه نشان می‌دهد.

با توجه به شکل ۲، افزایش نسبت حجمی مذاب/جامد از ۱/۵ به ۳ منجر به افزایش منطقه واکنش مذاب-جامد و عرض فصل مشترک از ۱/۲ به ۱/۸ میلی‌متر می‌شود. در دو نسبت حجمی ۱/۵ و ۳، مدت زمان تماس مذاب با جامد و زمان انجماد متفاوت است. به طوری که افزایش نسبت حجمی مذاب-جامد منجر به افزایش مدت زمان تماس مذاب-جامد می‌شود. در نسبت حجمی مذاب-جامد ۳، در حدود ۷/۴ مول و در نسبت حجمی ۱/۵، تقریباً ۳/۷ مول منیزیم مذاب در اختیار است. افزایش حجم مذاب منیزیم، منجر به ۲ برابر شدن محتوای حرارتی می‌شود. مشخصات نسبت‌های حجمی در جدول ۲ ارائه شده است.

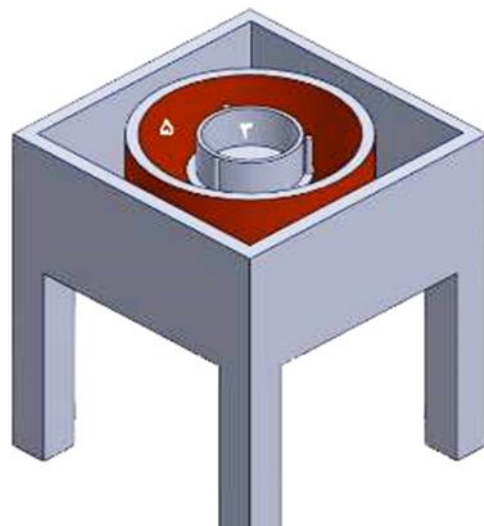
رابطه ۱ برای زمان انجماد در قالب‌های فلزی ارائه شده است [۲۳].

$$t = \frac{\rho(-\Delta H) y_L}{T_L - T_0} \frac{y_L}{h} \quad (1)$$

در این رابطه t زمان انجماد، چگالی مذاب، $(-\Delta H)$ گرمای انجماد، h ضریب انتقال حرارت فصل مشترک بین قالب و مذاب، T_L دمای مذاب، T_0 دمای اطراف قالب و y_L ضخامت انجماد یافته است. با تقریب می‌توان به جای y_L ، $\frac{V}{A}$ جای‌گذاری کرد [۲۴] که V حجم قطعه یا یک ناحیه مشخص قطعه ریختگی و A سطح انتقال حرارتی مربوطه است. با ثابت بودن



(الف)



(ب)

شکل ۱- طرحواره‌ی دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز: (الف) برشی از نمای افقی دستگاه، (ب) نما از بالا؛ (۱) محل بارریزی، (۲) راهگاه بارریزی، (۳) محل قرارگیری استوانه توخالی آلومینیمی، (۴) شفت انتقال نیرو و (۵) سیستم گرمایشی

مقاطع تهیه شده متمرکز و انجام شد. مقطع عرضی تا سناده ۲۵۰۰ سناده‌زنی و در نهایت با آلومینای ۱ میکرونی پولیش و نمونه‌ها با فرایند متالوگرافی آماده‌سازی شد. ریزساختار

جدول ۲- مشخصات نمونه‌ها با نسبت‌های حجمی ۱/۵ و ۳

نسبت حجمی مذاب-جامد	۱/۵	۳
مول	۳/۷	۷/۴
وزن (گرم)	۹۰	۱۸۰
عرض فصل مشترک-میلی‌متر	۱/۲	۱/۸

حرارتی مذاب، ضخامت فصل مشترک کاهش می‌یابد [۲۵]. البته روابط دیگری برای شرایط انتقال حرارت، میزان انقباض و زمان انجماد معرفی شده است [۲۶، ۲۷]. لیکن رابطه ۱ در این مورد به‌خوبی امکان تحلیل پدیده مشاهده شده را فراهم می‌کند.

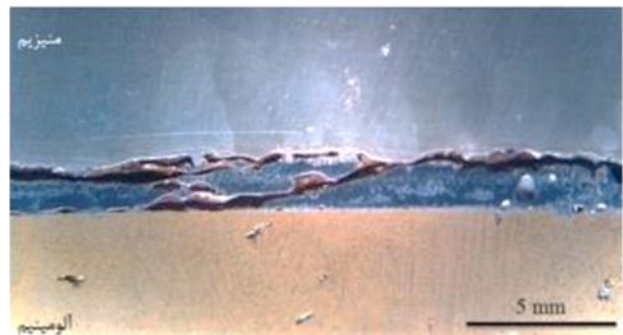
میزان انقباض آلومینیم و منیزیم خالص، از دمای انجماد تا دمای محیط، به ترتیب حدود ۱/۴٪ و ۱/۶٪ است [۲۸، ۲۹]. افزایش نسبت حجمی مذاب/جامد از ۱/۵ به ۳، علاوه بر افزایش محتوای حرارتی متمرکز در فصل مشترک، منجر به افزایش نیروی انقباضی حاصل از انجماد مذاب منیزیم نیز می‌شود. یک محاسبه ساده نشان می‌دهد که در نسبت حجمی ۳ مقدار منیزیم ۱۸۰ گرم و در نسبت حجمی ۱/۵ مقدار منیزیم ۹۰ گرم است. با توجه به تشابه نقطه ذوب دو فلز و تفاوت معنادار میزان انقباض این دو فلز نقش نسبت حجمی خود را نشان داده و منجر به جدا شدن جفت فلزی منیزیم-آلومینیم از یکدیگر می‌شود. در شکل ۳ طرحواره نیروهای انقباضی وارد بر فصل مشترک نشان داده شده است.

علاوه بر نیروی انقباضی، نیروهای گرانشی، گریز از مرکز و کوریولیس بر نمونه وارد می‌شوند. براینده نیروهای گریز از مرکز و کوریولیس در خلاف جهت نیروی انقباضی عمل می‌کنند که در نسبت حجمی کم براینده نیروهای گریز از مرکز و کوریولیس به نیروی انقباضی غلبه و از جدا شدن دو فلز جلوگیری می‌کند [۳۰].

حاصل عملکرد مشترک و هم‌زمان دو نیروی انقباضی و مجموعه‌ی ناشی از فرایند گریز از مرکز آن است که وقتی نسبت حجمی مذاب-جامد ۳ است، نیروی انقباضی غلبه می‌کند و منجر به پارگی در فصل مشترک می‌شود که نتیجه آن جدا شدن دو فلز از هم‌دیگر است. هنگامی که نسبت حجمی مذاب-جامد ۱/۵ است، مجموعه‌ی نیروی ناشی از فرایند گریز از مرکز بر نیروی انقباضی غلبه می‌کند و جلوی پارگی و جدا شدن دو جز از هم‌دیگر را می‌گیرد.



(الف)

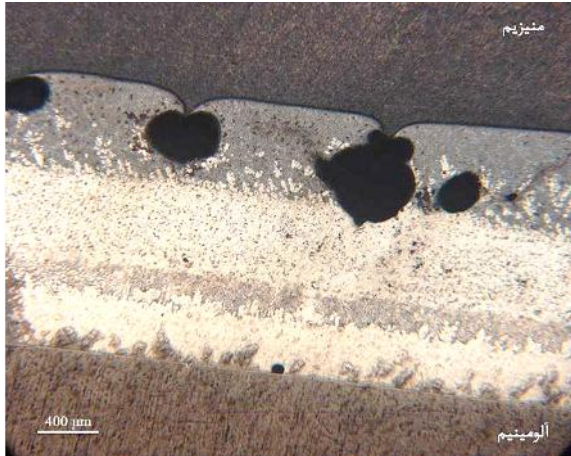


(ب)

شکل ۲- تصویر ماکروسکوپی از نمونه‌ها: الف) نسبت حجمی مذاب/جامد ۱/۵ و ب) نسبت حجمی مذاب/جامد ۳

سطح انتقال حرارت، افزایش حجم منجر به افزایش مدت زمان انجماد می‌شود.

در شکل ۲-ب شکافی که در اثر نیروهای انقباضی بین آلومینیم و منیزیم ایجاد شده، دیده می‌شود. با افزایش مدت زمان تماس مذاب با جامد و زمان انجماد مذاب منیزیم، فرصت زیادی برای واکنش مذاب با جامد و انحلال بیش‌تر جامد در مذاب فراهم می‌شود، که منجر به افزایش ضخامت منطقه واکنشی یا همان فصل مشترک می‌شود. با کاهش نسبت حجمی مذاب-جامد و به دنبال آن کاهش محتوای



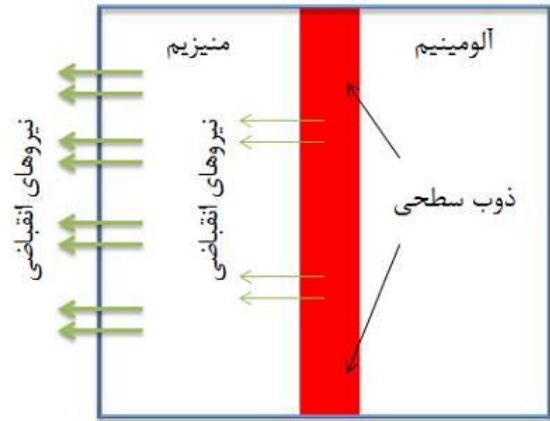
شکل ۴- تصویر میکروسکوپی نوری از نمونه ریخته‌گری شده در سرعت دوران ۸۰۰ دور بر دقیقه



شکل ۵- تصویر میکروسکوپی نوری از نمونه ریخته‌گری شده در سرعت دوران ۱۲۰۰ دور بر دقیقه



شکل ۶- تصویر میکروسکوپی نوری از نمونه ریخته‌گری شده در سرعت دوران ۱۶۰۰ دور بر دقیقه



شکل ۳- طرحواره نیروهای انقباضی وارد بر فصل مشترک

نتیجه عملی این پدیده آن است که در شرایط عملی ریخته‌گری لازم است، سرعت دوران تا حد امکان بالا رود و نسبت حجمی مذاب- جامد تا حد امکان کاهش یابد [۳۱]. بدیهی است هر کدام از عوامل ذکر شده محدودیت‌های خاص خود را در شرایط عملی از نظر اندازه قطعات، نوع آلیاژ و شرایط عملی دستگاه بر فرایند تحمیل خواهد کرد.

۳-۲- بررسی تاثیر سرعت دوران

شکل‌های ۴ تا ۷ به ترتیب تصاویر میکروسکوپی نوری از نمونه‌های ریخته‌گری شده در سرعت‌های دوران ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه را نشان می‌دهند.

با توجه به تصاویر ارائه شده، افزایش سرعت دوران از ۸۰۰ تا ۲۰۰۰ دور بر دقیقه، منجر به تشکیل فصل مشترک با عیوب کم‌تر و به‌ویژه کاهش حفره‌های گازی می‌شود.

نیروهای وارد شده بر نمونه عبارتند از:

$$F_{ce} = m\omega^2 \quad \text{نیروی گریز از مرکز:}$$

$$F_{ce} = -2m\omega^2 \quad \text{نیروی کوریولیس:}$$

$$F = mg \quad \text{نیروی گرانشی:}$$

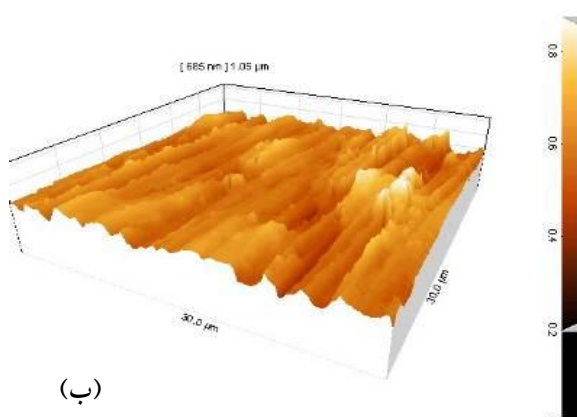
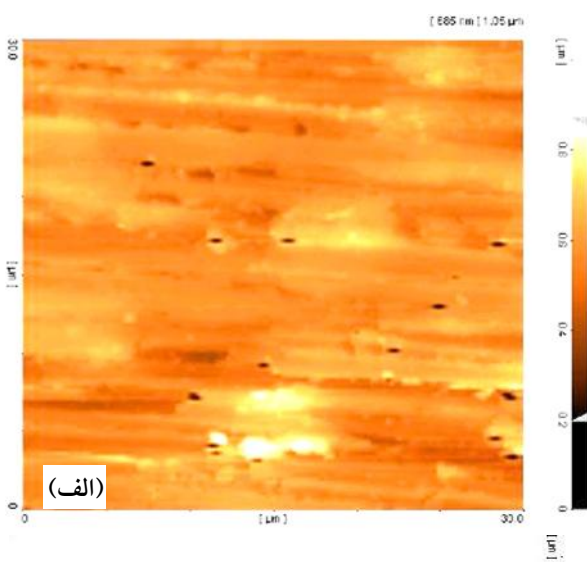
برایند نیروهای حاصل F_n را می‌توان به صورت رابطه ۲ نوشت:

$$F_n = m\omega^2 + mg - 2m\omega^2 \quad (۲)$$

$$F_n = mg - m\omega^2 \quad (۳)$$



شکل ۷- تصویر میکروسکوپی نوری از نمونه ریخته‌گری شده در سرعت دوران ۲۰۰۰ دور بر دقیقه

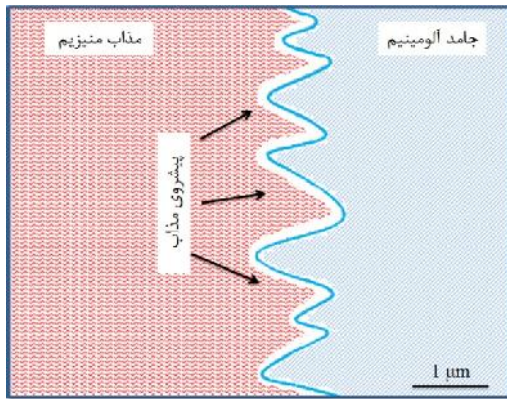


شکل ۸- تصویر میکروسکوپی نیروی اتمی از سطح آلومینیم (الف) تصویر دو بعدی سطح و (ب) تصویر سه بعدی سطح

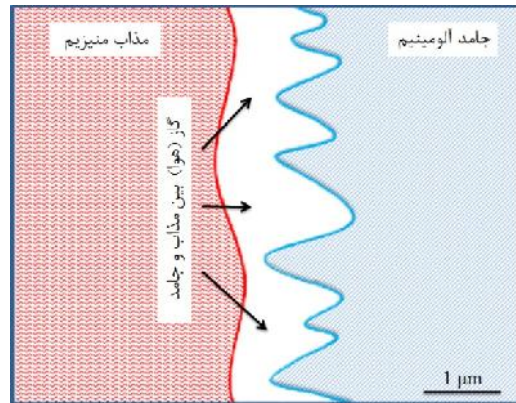
بایستی توجه داشت که برآیند نیروهای گریز از مرکز و کوریولیس در خلاف جهت گرانشی به نمونه وارد می‌شوند. بر طبق قسمت دوم رابطه ۳، افزایش سرعت دوران منجر به افزایش برآیند نیروهای گریز از مرکز و کوریولیس می‌شود، به همین دلیل با افزایش سرعت دوران از ۸۰۰ تا ۲۰۰۰ دور بر دقیقه، فشار وارد بر مذاب افزایش می‌یابد و منجر به کاهش حفره‌های گازی و احتمالاً انقباضی می‌شود.

شکل ۸ تصویر میکروسکوپی نیروی اتمی (AFM) از سطح آلومینیم جامد را نشان می‌دهد. این سطح در ابعاد اتمی دارای پستی و بلندی است. بایستی توجه داشت که حفره‌های تشکیل شده در فصل مشترک می‌تواند ناشی از حضور گازهای حبس شده در داخل مذاب و یا گازهای به دام افتاده در پستی و بلندی‌های بین سطح جامد و مذاب باشد. ناهمواری‌های موجود در سطح جامد در هنگام تماس مذاب با این سطوح می‌تواند سرآغاز تشکیل حفره‌ی گازی در مذاب باشد. دلیل این موضوع افزایش ناگهانی حجم هوای موجود در این ناهمواری‌ها است که به صورت تشریح شده در ذیل می‌تواند وارد ناحیه‌ی مذاب شود.

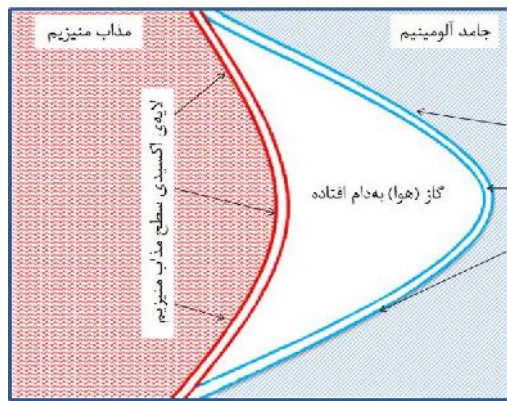
شکل ۹- الف تا ز روند تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک را، به صورت طرحواره، ارائه می‌دهد. شکل ۹- الف نشان می‌دهد که مذاب در حال حرکت به سمت جامد است. چنانچه به سطح جامد نگاه کنیم ناهمواری‌هایی با ارتفاع در حد یک میکرون قابل مشاهده است. تصویر میکروسکوپ نیروی اتمی نشان داده شده در شکل ۸ مؤید اندازه موجود در نمونه مورد آزمایش در این پژوهش است. اگر به سمت مذاب در حال حرکت به طرف جامد دقت شود وجود احتمالی یک لایه اکسید پیوسته نازک و یا حتی یک لایه غیر پیوسته ممکن به نظر می‌رسد [۹، ۱۲، ۱۳]. دلیل تاکید بر نازک و غیر پیوسته بودن لایه اکسید، حضور آرگون در محیط آزمایش است و گرچه در حالت معمول (بدون حضور گاز خنثی آرگون) پژوهشگران مختلف [۳۲] تشکیل لایه اکسید منیزیم را گزارش کرده‌اند. به هر حال احتمال عدم حضور لایه اکسید نیز باید داده شود.



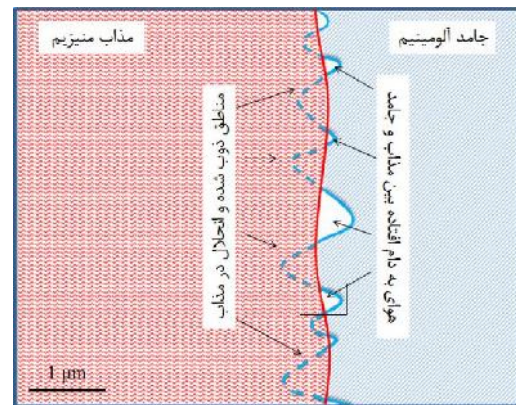
(ب)



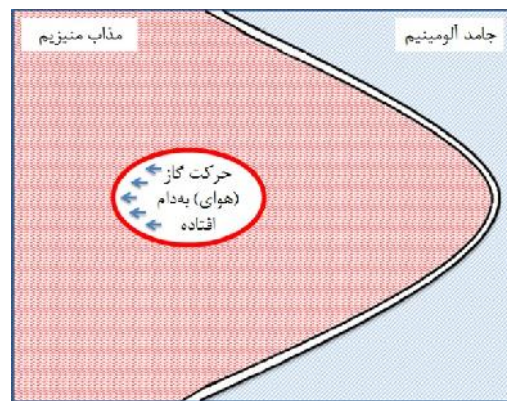
(الف)



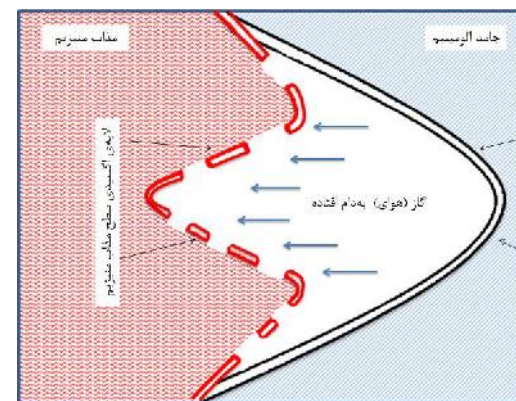
(د)



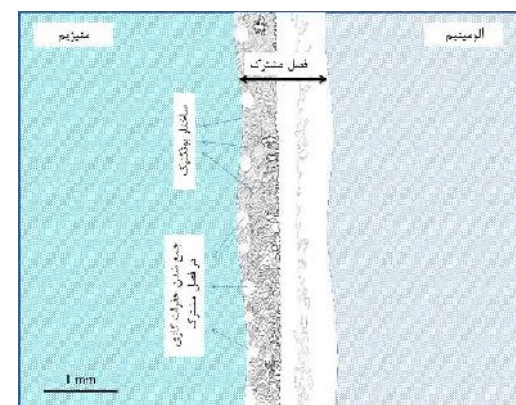
(ج)



(و)



(ه)



(ز)

شکل ۹- طرحواره روند تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک: (الف) حضور ناهمواری‌ها بر روی سطح جامد و هوای بین مذاب و جامد، (ب) پیشروی مذاب منیزیم به سمت جامد آلومینیم، (ج) انحلال و ذوب سطحی بخشی از جامد در مذاب منیزیم و به دام افتادن هوا در بین مذاب و ناهمواری‌های سطح جامد در برخی مناطق، (د) بزرگ‌نمایی منطقه مشخص شده در قسمت (ج) و به دام افتادن گاز بین زبری سطحی جامد و مذاب و حضور لایه‌های اکسیدی بر سطح مذاب و جامد، (ه) افزایش حجم هوای به دام افتاده، (و) حرکت گاز به دام افتاده به سمت منیزیم و (ز) تجمع حفره‌های گازی در فصل مشترک و در سمت منیزیم

با این فرض‌ها مذاب به سمت جامد حرکت می‌کند درحالی‌که انرژی گرمایی موجود در مذاب و انرژی مکانیکی ناشی از سیستم گریز از مرکز در مذاب حضور دارد. به محض تماس مذاب با جامد اتفاقات مختلفی قابل تصور است. مذاب شروع به ذوب نقاط برجسته سطح جامد می‌کند (شکل ۹ - ج). این در حالی است که گاز (هوا) موجود در ناهمواری‌های سطحی میل به افزایش حجم دارد. تشکیل حفره‌های گازی در فصل مشترک مذاب- جامد در موارد متعددی گزارش شده است [۴، ۱۸، ۲۵]. این پدیده به صورت اختصاصی و با بزرگ‌نمایی مناسب در شکل ۹- د نشان داده شده است. در شکل ۹- د و ۹- ه افزایش حجم گاز نشان داده شده است و هم‌چنین به حضور فیلم اکسیدی در سطح جامد آلومینیم و حضور احتمالی یک لایه گسسته و جزیره‌وار اکسیدی منیزیم نیز توجه شده است. مرحله بعدی این است که گاز (هوای) افزایش حجم پیدا کرده به سمت مذاب منیزیم فرار می‌کند. با فرار گاز (هوا) به سمت منیزیم، گاز وارد فصل مشترک مذاب بین دو فلز می‌شود و تا جایی که حرکت آن امکان‌پذیر باشد جلو می‌رود. در فصل مشترک آلومینیم- منیزیم فازهای Al_3Mg_2 ، $Al_{12}Mg_{17}$ و یوتکتیک $Al_{12}Mg_{17}+$ (محلول جامد منیزیم در آلومینیم) امکان حضور دارند. یوتکتیک که پایین‌ترین نقطه ذوب را دارد، آخرین نقطه مورد نظر برای گازهای اشاره شده در بالاست. این پدیده احتمالی در شکل‌های ۴ تا ۷ و تصویر طرحواره شکل ۹- ز مشخص شده است.

نکته مهم دیگر اندازه حفره‌های گازی است که در نمونه‌ها دیده می‌شود. از تصاویر موجود می‌توان تغییر اندازه قابل توجه حفره‌ها را از شکل ۴ تا شکل ۷ تشخیص داد. به نظر می‌رسد نقش فشار موجود در مذاب که در اثر نیروی گریز از مرکز افزایش می‌یابد قادر است از افزایش اندازه حفره‌های گازی در سرعت‌های دوران بالا جلوگیری کند. کاربرد عملی توجه به این پدیده آن است که اگر ریخته‌گری گریز از مرکز در سرعت‌های دوران بالاتر انجام شود، احتمال بزرگ شدن حفره‌های گازی ناشی از واکنش مذاب و هوا- گاز موجود در

ناهمواری‌ها کاهش می‌یابد و حتی در برخی موارد منجر به حذف آن‌ها می‌گردد.

به جز فشار اعمالی روی مذاب که ناشی از نیروی گریز از مرکز است نقش افزایش ضرایب انتقال حرارت از جمله ضریب انتقال حرارت جابجایی که می‌تواند باعث افزایش سرعت سرد کردن شود نیز در جلوگیری از افزایش اندازه حفره‌های گازی مؤثر است [۳۱].

۳-۳- بررسی ریزساختاری فصل مشترک

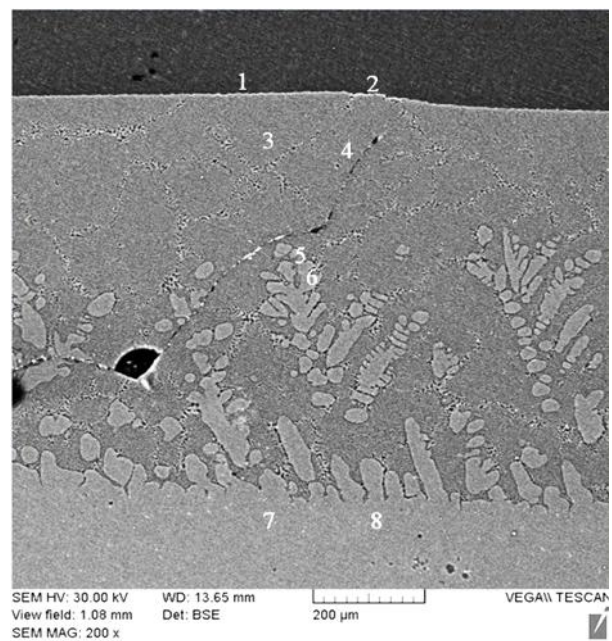
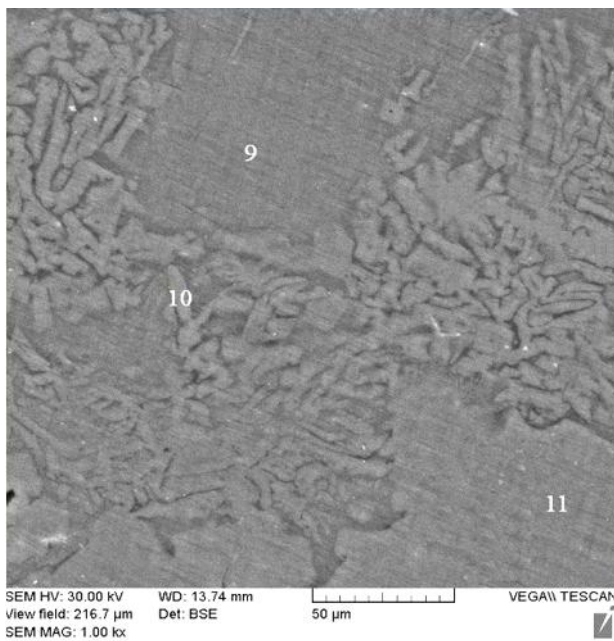
شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپی الکترونی از فصل مشترک منیزیم- آلومینیم را نشان می‌دهد. هم‌چنین محل‌های انجام تحلیل نقطه‌ای طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس نیز بر روی تصویر مشخص شده است. نتایج حاصل از تحلیل نقطه‌ای در جدول ۳ مشاهده می‌شود.

روند تشکیل ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک بر اساس ذوب سطحی جامد و انحلال آن در مذاب است و این پدیده به‌عنوان پدیده غالب در تشکیل فازهای موجود در فصل مشترک قابل اعلام است. مقدار ذوب سطحی جامد و فرایند انحلال با توجه به نمودار فازی دوتایی منیزیم-آلومینیم تعیین کننده نوع ترکیبات تشکیل شده در فصل مشترک است [۹، ۱۲، ۳۳]. با توجه به نتایج به دست آمده از تحلیل پراش اشعه ایکس در شکل ۱۱، ترکیبات بین فلزی Al_3Mg_2 و $Al_{12}Mg_{17}$ در فصل مشترک تشکیل می‌شوند. هم‌چنین تحلیل نقطه‌ای طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس نشان می‌دهد که ترکیبات بین فلزی Al_3Mg_2 ، $Al_{12}Mg_{17}$ ، ساختار یوتکتیک و محلول جامد منیزیم در آلومینیم به ترتیب از سمت آلومینیم به طرف منیزیم در فصل مشترک تشکیل می‌شوند.

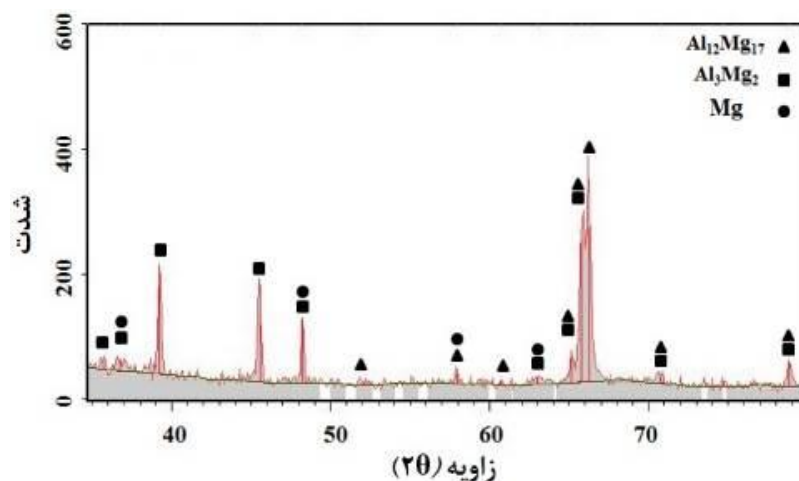
علاوه بر این احتمال تشکیل فازهای ترکیبی در اثر پدیده نفوذ در فاز جامد را بایستی مورد توجه قرار داد. آهسته سرد شدن نمونه‌ها در دستگاه تحت نیروی گریز از مرکز منجر به بهبود فرایند نفوذ اتم‌های آلومینیم و منیزیم در هم‌دیگر در فصل مشترک در خلال انجماد می‌شود.

جدول ۳- نتایج تحلیل نقطه‌ای طیف پراش انرژی پرتو ایکس از محل‌های نشان داده شده در شکل ۱۰

منطقه	درصد وزنی عناصر		نسبت عناصر منیزیم- آلومینیم	ترکیب تشکیل شده در فصل مشترک
	آلومینیم	منیزیم		
۱	۱/۷۵	۹۸/۲۵	۰/۰۱۷	(Mg)
۲	۲/۴۹	۹۷/۵۱	۰/۰۲۵	(Mg)
۳	۳۰/۹۷	۶۹/۰۳	۰/۴۴	Al ₁₂ Mg ₁₇ +
۴	۳۰/۹۹	۶۹/۰۱	۰/۴۵	Al ₁₂ Mg ₁₇ +
۵	۳۸/۳۷	۶۱/۶۳	۰/۶۲	Al ₁₂ Mg ₁₇ +
۶	۳۹/۰۳	۶۰/۹۷	۰/۷۳	Al ₁₂ Mg ₁₇ +
۷	۴۲/۱۴	۵۷/۸۶	۰/۷۲	Al ₁₂ Mg ₁₇
۸	۴۲/۵۳	۵۷/۴۷	۰/۷۴	Al ₁₂ Mg ₁₇
۹	۵۷/۲۸	۴۲/۷۲	۱/۳۴	Al ₃ Mg ₂
۱۰	۵۹/۹۹	۴۰/۰۱	۱/۴۹	Al ₃ Mg ₂
۱۱	۶۲/۳۰	۳۷/۷۰	۱/۶۵	Al ₃ Mg ₂



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی از فصل مشترک در سمت منیزیم و نقاط مشخص شده انجام تحلیل نقطه‌ای طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس



شکل ۱۱- نتایج تحلیل پراش اشعه ایکس از فصل مشترک

۴- نتیجه گیری

- ۱- افزایش نسبت حجمی مذاب/جامد از ۱/۵ به ۳، به دلیل افزایش نیروی انقباضی حاصل از انجماد مذاب منیزیم، منجر به از بین رفتن اتصال در فصل مشترک و جدا شدن دو فلز آلومینیم و منیزیم از یکدیگر می شود.
- ۲- حفره های گازی در اثر واکنش بین مذاب و هوا-گاز موجود در ناهمواری های سطح جامد تشکیل می شوند. افزایش سرعت دوران از ۸۰۰ تا ۲۰۰۰ دور بر دقیقه باعث کاهش اندازه و تعداد این حفره ها در فصل مشترک

مراجع

1. Luo, A.A., "Magnesium: Current and Potential Automotive Applications", *The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, Vol. 54, pp. 42-48, 2002.
2. Zhang, T., Meng, G., Shao, Y., Cui, Z. and Wang, F., "Corrosion of Hot Extrusion AZ91 Magnesium Alloy. Part II: Effect of Rare Earth Element Neodymium (Nd) on the Corrosion Behavior of Extruded Alloy", *Corrosion Science*, Vol. 53, pp. 2934-2942, 2011.
3. Xu, G., Luo, A.A., Chen, Y. and Sachdev, A.K., "Interfacial Phenomena in Magnesium/Aluminum Bi-Metallic Castings", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 595, pp. 154-158, 2014.
4. Papis, K.J.M., Loeffler, J.F. and Uggowitzer, P.J., "Light Metal Compound Casting", *Science in China Series E: Technological Sciences.*, Vol. 52, pp. 46-51, 2009.
5. Liu, L., Wang, H. and Zhang, Z., "The Analysis of Laser Weld Bonding of Al Alloy to Mg Alloy", *Scripta Materialia*, Vol. 56, pp. 473-476, 2007.
6. Bhamji, I., Preuss, M., Moat, R.J., Threadgill, P.L. and Addison, A.C., "Linear Friction Welding of Aluminium to Magnesium", *Science and Technology of Welding & Joining*, Vol. 17, pp. 368-374, 2012.
7. Chen, Y.C. and Nakata, K., "Friction Stir Lap Joining Aluminum and Magnesium alloys", *Scripta Materialia*, Vol. 58, pp. 433-436, 2008.
8. Joseph Fernandus, M., Senthilkumar, T., Balasubramanian, V. and Rajakumar, S., "Optimizing Diffusion Bonding Parameters to Maximize the Strength of AA6061 Aluminum and AZ61A Magnesium Alloy Joints", *Experimental Techniques*, Vol. 38, pp. 21-36, 2014.
9. Hajjari, E., Divandari, M., Razavi, S.H., Emami, S. M., Homma, T. and Kamado, S., "Dissimilar Joining

- of Al/Mg Light Metals by Compound Casting Process”, *Journal of Materials Science.*, Vol. 46, pp. 6491–6499, 2011.
10. Hoeschl, M., Wagener, W. and Wolf, J., “BMW’s Magnesium-Aluminium Composite Crankcase, State-of-the-Art Light Metal Casting and Manufacturing”, *SAE International*, Vol. 69, pp. 1–11, 2006.
 11. Ikoni, M., “Possibilities of Implementing Bimetallic Hammer Castings in Crushing Industries”, *Metalurgia*, Vol. 48, pp. 51–54, 2009.
 12. Hajjari, E., Divandari, M., Razavi, S.H., Homma, T. and Kamado, S., “Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of Al 413/Mg Joint in Compound Casting Process”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 43, pp. 4667–4677, 2012.
 13. Emami, S.M., Divandari, M., Hajjari, E. and Arabi, H., “Comparison between Conventional and Lost Foam Compound Casting of Al/Mg Light Metals”, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 26, pp. 43–50, 2013.
۱۴. امامی، س.م.، حجاری، ا.، دیواندری، م.، عربی، ح. و رضوی، س.ح.، “بررسی اثر استفاده از روش ریخته‌گری توپر بر اتصال فلزات غیر همجنس آلومینیم و منیزیم از طریق فرآیند ریخته‌گری مرکب”، چهارمین همایش مشترک انجمن مهندسان متالورژی و جامعه ریخته‌گری ایران، ۲۱–۳۰، ۱۳۹۱.
15. Sun, J., Song, X., Wang, T., Yu, Y., Sun, M., Cao, Z. and Li, T., “The Microstructure and Property of Al–Si Alloy and Al–Mn Alloy Bimetal Prepared by Continuous Casting”, *Materials Letters*, Vol. 67, pp. 21–23, 2012.
 ۱۶. هیته، ا.، “تاثیر سرعت سرمایش بر خواص مکانیکی و ریزساختار فصل مشترک جفت فلزی آلومینیم/مس در ریخته‌گری مرکب”، *دانشگاه آزاد اسلامی کرج*، ۱۳۹۲.
 17. Wagener, W., Wolf, J. and Hoeschl, M., “BMW’s Magnesium-Aluminium Composite Crankcase, State-of-the-Art Light Metal Casting and Manufacturing”, *SAE Technical Paper*, Vol. 1, p. 0069, 2006.
 18. Papis, K.J.M., Löffler, J.F. and Uggowitzer, P.J., “Interface Formation Between Liquid and Solid Mg Alloys- An approach to Continuously Metallurgic Joining of Magnesium Parts”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, pp. 2274–2279, 2010.
 19. Xiong, B., Cai, C. and Lu, B., “Effect of Volume Ratio of Liquid to Solid on The Interfacial Microstructure and Mechanical Properties of High Chromium Cast Iron and Medium Carbon Steel Bimetal”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, pp. 6700–6704, 2011.
 20. Gaskell, D.R., *Introduction to the Thermodynamics of Materials*, Forth ed., New York: Taylor & Francis, 2003.
 21. Gowtam, D.S., Rao, A.G., Mohape, M., Khatkar, V., Deshmukh, V.P. and Shah, A.K., “Synthesis and Characterization of In-Situ Reinforced Fe-TiC Steel FGMs”, *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, Vol. 17, pp. 227–232, 2008.
 22. Niu, L., Hojamberdiev, M. and Xu, Y., “Preparation of In Situ-Formed WC/Fe Composite on Gray Cast Iron Substrate by a Centrifugal Casting Process”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 210, pp. 1986–1990, 2010.
 23. Fredriksson, H. and Åkerlind, U., *Materials Processing During Casting*, John Wiley & Sons Ltd, 2006.
 24. Stefanescu, D.M., *Science and Engineering of Casting Solidification*, Second ed., Springer, 2009.
 25. Emami, S.M., Divandari, M., Arabi, H. and Hajjari, E., “Effect of Melt-to-Solid Insert Volume Ratio on Mg/Al Dissimilar Metals Bonding”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 22, pp. 123–130, 2012.
 26. Korojy, B., Ekbom, L. and Fredriksson, H., “On Solidification Shrinkage of Copper–Lead and Copper–Tin–Lead Alloys”, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 22, pp. 179–182, 2009.
 27. Korojy, B. and Fredriksson, H., “On Solidification and Shrinkage of Brass Alloys”, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 22, pp. 183–186, 2009.
 28. Avedesian, M.M., *Magnesium and Magnesium Alloys (ASM Specialty Handbook)*, ASM International, 1999.
 29. Davi, J.R., *Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM Specialty Handbook, ASM International, Materials Park, pp. 1–7, 1993.
 ۳۰. سروری، م. و دیواندری، م.، “بررسی رفتار مذاب آلومینیم و نیروی انقباضی در جفت فلزی آلومینیم- منیزیم ریخته‌گری شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز”، *مجله مکانیک مدرس*، جلد ۱۵، شماره ۷، صص ۱۳۱–۱۳۸، ۱۳۹۴.
 31. Beeley, P., *Foundry Technology*, Second ed., Butterworth-Heinemann, 2001.
 32. Mirak, A.R., Divandari, M., Boutorabi, S.M.A. and Campbell, J., “Oxide Film Characteristics of AZ91 Magnesium Alloy in Casting Conditions”, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 20, pp. 215–220, 2007.
 33. Wang, J., Yajiang, L. and Wanqun, H., “Interface Microstructure and Diffusion Kinetics in Diffusion Bonded Mg/Al Joint”, *Akadémiiai Kiadó, Budapest Springer*, Vol. 95, pp. 71–79, 2008.