



اثر دمای پیش گرم پوخته جامد و شرایط سرمایش بعد از انجماد در اتصال کامپوزیت دوفلزی منیزیم-آلومینیم تولید شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز

مرتضی سروری^۱، مهدی دیوانداری^{۲*}

۱- کارشناس ارشد، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

۲- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

تهران، صندوق پستی ۱۳۱۱۴-۱۶۸۴۶، divandari@iust.ac.ir

اطلاعات مقاله

دریافت: ۹۴/۱۱/۲۱

پذیرش: ۹۴/۱۱/۳۰

کلیدواژگان:

کامپوزیت آلومینیم-منیزیم
پیش گرم
نیروی انقباضی
ریخته‌گری گریز از مرکز

چکیده

تولید کامپوزیت فلزی‌های منیزیم-آلومینیم، به منظور کاهش وزن قطعات صنعتی و افزایش بازده مصرف سوخت، در سال‌های اخیر مورد توجه صنعت حمل و نقل قرار گرفته است. در این تحقیق منیزیم در دمای ۷۰۰ درجه‌ی سلسیوس و نسبت حجمی مذاب-جامد (Vm/Vs) ۱/۵ داخل استوانه‌ی توخالی آلومینیمی، پیش گرم شده در دماهای مختلف شامل ۳۲۰، ۴۰۰ و ۴۵۰ درجه‌ی سلسیوس و سرعت دوران ۱۶۰۰ دور بر دقیقه، درون یک دستگاه گریز از مرکز عمودی ریخته‌گری شد. اثر شرایط سرد کردن و همچنین تداوم نگهداری نمونه‌ها در داخل دستگاه، تحت نیروی گریز از مرکز تا انجماد کامل، بررسی شد. تغییرات دمای پیش گرم جامد، از ۳۲۰ تا ۴۵۰ درجه‌ی سلسیوس، منجر به افزایش لایه واکنشی و تغییرات فازی شد. نتایج حاصل از آنالیز میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنج پراش انرژی پرتو ایکس نشان داد که ترکیبات بین فلزی Al_3Mg_2 و $Al_{12}Mg_{17}$ ، ساختار یوتکتیک و همچنین محلول جامد منیزیم-آلومینیم در فصل مشترک تشکیل می‌شود. نگاه داشتن نمونه در دستگاه، تا سرد شدن و رسیدن به محدوده دمایی ۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس، از بروز ترک‌های انقباضی و نهایتاً جدا شدن دو فلز جلوگیری می‌کند.

Effect of solid ring preheating and cooling conditions on bonding of Mg-Al composite produced by centrifugal casting

Morteza Sarvari¹, Mehdi Divandari^{2*}

Department of Material Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

*P.O.B. 16846-13114, Tehran, Iran, divandari@iust.ac.ir

Keywords

Mg-Al composite
Preheating
Contraction force
Centrifugal casting

Abstract

Production of Mg-Al bimetal composite, for weight reduction of industrial components and decrease in fuel consumption, has taken attentions in the transport industry during recent years. In this research Mg melt was poured at 700 Celsius into Al hollow cylinder, with 1.5 melt to solid volume ratio (Vm/Vs), preheated at various temperature including; 320, 400 and 450 Celsius, respectively, while they were rotating at 1600 rpm in a vertical centrifugal casting machine. Effect of the cooling process after pouring, and also contraction behavior of magnesium-aluminum bimetal during solidification, under centrifugal force, was studied. Preheating temperature from 350 to 450 Celsius led to the increasing of reaction layer and phase changes. Study of microstructure using scanning electron microscope (SEM) equipped with x-ray spectroscopy showed Al_3Mg_2 and $Al_{12}Mg_{17}$ intermetallic compounds, eutectic structure and Mg solid solution are formed in the interface. Keep the casting in the casting machine, while rotating and cooling to the range of 150 Celsius, prevented creation of contraction cracks and separation of two layers composite alloy.

۱- مقدمه

فلز به تنهایی قادر به رفع برخی نیازهای صنعت نباشد. تولید کامپوزیت‌های جفت‌فلزی معمولاً راهکار مناسبی برای رفع تعدادی از محدودیت‌های کاربردی فلزات محسوب می‌شود [۲، ۳]. از جمله راهکارهای مناسب و متداول برای تولید جفت فلزی‌ها، روش‌های ریخته‌گری [۴] و جوشکاری [۵] است. برای تولید کامپوزیت‌های

منیزیم به دلیل داشتن چگالی پایین نسبت به آلومینیم و فولاد و همچنین قابلیت ریخته‌گری و ماشینکاری مناسب، یکی از فلزات مهم در صنعت خودرو به منظور کاهش وزن محصول نهایی به شمار می‌رود [۱]. با وجود این مزیت‌های شاخص برخی محدودیت‌های کاربردی باعث می‌شود که این

Please cite this article using:

Sarvari, M. and Divandari, M., "Effect of solid ring preheating and cooling conditions on bonding of Mg-Al composite produced by centrifugal casting", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 1, pp. 85-92, 2016.

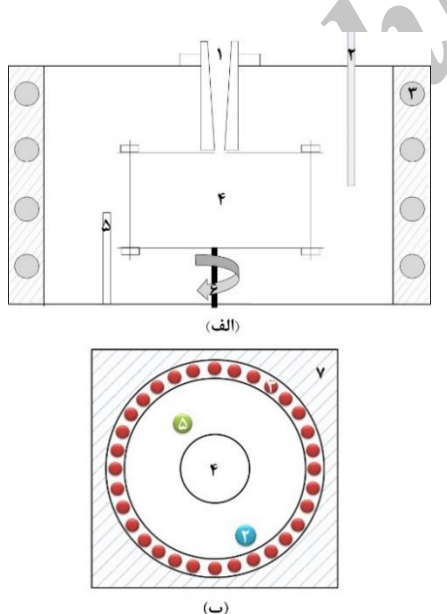
برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

محافظ Magrex با استفاده از کوره القایی ذوب و در دمای ۷۰۰ درجه‌ی سلسیوس ذوب شد. برای جلوگیری از اکسیداسیون مذاب، در حین ریخته‌گری مذاب منیزیم درون جامد آلومینیم، از گاز خنثی آرگون با دبی ۱۴ لیتر بر دقیقه (Lit/min) تا رسیدن به دمای زیر دمای یوتکتیک (۳۵۰ درجه‌ی سلسیوس) استفاده شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی مواد اولیه مورد استفاده در این تحقیق

| ماده | شمش آلومینیم | شمش منیزیم |
|----------|--------------|------------|
| آلومینیم | ۹۹/۷۴ | ۰/۱۰ |
| منیزیم | ۰/۰۳ | ۹۹/۷۳ |
| سیلیسیم | ۰/۰۸ | ۰/۰۲ |
| آهن | ۰/۰۶ | ۰ |
| روی | ۰ | ۰/۰۹ |
| مس | ۰ | ۰/۰۴ |

به‌منظور به دست آوردن زبری سطحی یکسان و مناسب، در همه‌ی نمونه‌ها، سطح داخلی بوش‌های آلومینیمی تا سناده‌ی ۱۲۰۰ پوساب‌زنی شد. همچنین برای از بین بردن آلودگی‌ها و چربی‌ها، سطح داخلی آن‌ها توسط محلول استون اسید شویی شد. پس از فرآیند آماده‌سازی‌های فوق الذکر، قطعات جامد منیزیم درون دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی قرار گرفته و هرکدام قبل از شروع فرآیند ریخته‌گری، به ترتیب در دماهای ۳۲۰، ۴۰۰ و ۴۵۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۳۰ دقیقه پیش‌گرم شدند. برای ریخته‌گری جفت کامپوزیتی منیزیم-آلومینیم سرعت دوران ۱۶۰۰ دور بر دقیقه انتخاب شد. طرحواره‌ی دستگاه ریخته‌گری در شکل ۱ نشان داده شده است. دو سری نمونه به ترتیب زیر ریخته‌گری شد. در سری اول بعد از اتمام فرآیند ریخته‌گری قطعات ریختگی بلافاصله از دستگاه خارج و در سری دوم قطعات ریختگی تا رسیدن به دمای ۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس در دستگاه نگه داشته شدند.



شکل ۱ طرحواره‌ی دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی؛ الف) نمای روبرو، ب) نما از بالا؛ ۱- راهگاه (محل ورود مذاب) ۲- محل ورود گاز محافظ ۳- سیستم گرمایشی (المنت) ۴- قالب، محل قرارگیری استوانه‌ی توخالی آلومینیمی ۵- دماسنج (ترموکوپل) ۶- شفت ۷- عایق حرارتی

جفت فلزی آلومینیم-منیزیم از روش‌های جوشکاری حالت جامد، مثل جوشکاری نفوذی [۶] و اصطکاکی خطی [۷] و حالت ذوبی مثل جوشکاری لیزر [۸] و گاز محافظ تنگستن TIG [۹] نیز استفاده شده است. مهم‌ترین محدودیت روش‌های جوشکاری، شکل و اندازه‌ی قطعات تولیدی است. به‌طوری که تولید قطعاتی مثل بلوک سیلندر به صورت کامپوزیت‌های جفت فلزی آلومینیم-منیزیم با روش‌های جوشکاری مقدور نیست [۱۰]. همچنین هزینه‌های کمتر تولید در روش‌های ریخته‌گری موضوعی جالب برای محققان و صنعت‌گران برای به‌دست آوردن روش‌های مناسبی برای تولید کامپوزیت‌های آلومینیم-منیزیم بوده است.

ریخته‌گری مرکب فرآیندی نوین برای تولید جفت فلزی‌های کامپوزیتی آلومینیم-منیزیم محسوب می‌شود. ریخته‌گری مرکب به صورت ریخته‌گری مستقیم یک فلز در اطراف یا در درون فلز دیگر انجام می‌شود. ریخته‌گری مرکب برای تولید کامپوزیت آلومینیم-منیزیم برای اولین بار توسط شرکت BMW در سال ۲۰۰۶ به منظور تولید بلوک سیلندر آلومینیم-منیزیم ارائه شد [۱۱]. در سال‌های اخیر تحقیقات زیادی در این زمینه در راستای بهبود وضعیت اتصال دو فلز [۱۲] و همچنین بررسی تاثیر عوامل ریخته‌گری بر روی تشکیل فصل مشترک [۱۳] انجام شده است. متغیرهای مختلفی مانند؛ دمای ذوب‌ریزی، دمای پیش‌گرم، نسبت حجمی مذاب-جامد و سرعت دوران بر روی تشکیل فصل مشترک متالورژیکی تاثیرگذارند [۱۴]. اخیراً تحقیقاتی توسط شرکت جنرال موتورز برای تعیین دمای پیش‌گرم مطلوب در مدت زمان مناسب انجام شده است. بر طبق این تحقیقات دمای پیش‌گرم ۴۸۰ درجه‌ی سلسیوس در مدت زمان ۱۶۰ ثانیه برای تولید کامپوزیت آلومینیم-منیزیم به روش ریخته‌گری تحت فشار مناسب تشخیص داده شده است. در حالی که تحقیقات حجاری و همکارانش به‌منظور بررسی فصل مشترک آلومینیم-منیزیم در روش ریخته‌گری ثقلی بدون پیش‌گرم جامد انجام شده است [۱۵].

ریخته‌گری جفت فلزی کامپوزیتی آلومینیم-منیزیم، به‌طوری که آلومینیم مذاب داخل استوانه‌ی منیزیمی جامد و پیش‌گرم شده به روش گریز از مرکز ریخته‌گری شود قبلاً توسط همین محققین مورد بررسی قرار گرفته است [۱۶، ۱۷]. در این تحقیقات، نیروهای وارده [۱۶] و همچنین نحوه‌ی تشکیل فصل مشترک، در شرایط مذاب آلومینیم و منیزیم جامد بررسی شده است [۱۷]. تحقیق حاضر حالت معکوس جفت کامپوزیتی مورد بحث در پژوهش‌های قبل یعنی کامپوزیت منیزیم-آلومینیم را مورد بررسی قرار می‌دهد. در این حالت منیزیم مذاب درون استوانه توخالی جامد آلومینیم ریخته‌گری می‌شود. به این منظور دمای ریخته‌گری، نسبت حجمی و سرعت دوران، با توجه به تجربیات جفت قبلی، ثابت نگه داشته شده و در این جفت متغیر دمای پیش‌گرم در محدوده ۳۲۰ تا ۴۵۰ درجه‌ی سلسیوس تغییر یافته و مورد بررسی و مطالعه قرار می‌گیرد.

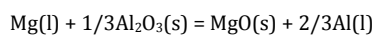
۲- مواد و روش پژوهش

استوانه‌ی توخالی آلومینیمی از شمش‌های خالص تجاری آلومینیم ریخته‌گری و در ابعاد؛ ضخامت ۴ میلی‌متر (به ترتیب با قطر خارجی و داخلی ۸۴ و ۷۶ میلی‌متر) و ارتفاع ۳۵ میلی‌متر ماشینکاری و منیزیم خالص تجاری در داخل این استوانه‌ها ریخته‌گری شد. ترکیب شیمیایی آلومینیم و منیزیم خالص تجاری در جدول ۱ ارائه شده است. شمش‌های منیزیم درون یک بوته سیلیکاتی قرار داده شده و به‌منظور جلوگیری از اکسیداسیون، تحت فلاکس

در این تحقیق فراگرمایش ثابت تقریباً ۵۰ درجه‌ی سلسیوس در ریخته‌گری همه‌ی نمونه‌ها انتخاب شد. با توجه به تصاویر ماکروسکوپی از فصل مشترک، افزایش دمای پیش‌گرم از ۳۲۰ تا ۴۵۰ درجه‌ی سلسیوس منجر به افزایش واکنش بین مذاب و جامد می‌شود. شکل ۲ (الف) نشان دهنده‌ی نمونه‌ی پیش‌گرم شده تا دمای ۳۲۰ درجه‌ی سلسیوس بوده و در این حالت واکنش مذاب با جامد به‌صورت موضعی است که در نقاطی به‌صورت پراکنده، بر روی سطح جامد، دیده می‌شود. با افزایش دمای پیش‌گرم به ۴۰۰ درجه‌ی سلسیوس، شکل ۲ (ب)، نقاط ذوب شده به هم می‌پیوندند و محل‌های ذوب‌شدگی وسیع‌تری ایجاد می‌شود که به‌صورت باریکه‌ای بر روی استوانه‌ی جامد آلومینیم دیده می‌شود. می‌توان با افزایش دمای پیش‌گرم به ۴۵۰ درجه، محدوده‌ی انحلال جامد و تشکیل فصل مشترک را افزایش داد که البته تصویر آن در اینجا نمایش داده نشده است. بایستی توجه داشت که افزایش دمای پیش‌گرم منجر به تغییر شرایط انتقال حرارت نسبت به حالت قبل و افزایش مدت زمان انجماد منطقه و در نتیجه افزایش ذوب سطحی در فصل مشترک می‌شود. با افزایش مدت زمان انجماد و متمرکز شدن حرارت بیشتر در فصل مشترک، شرایط برای واکنش مذاب با جامد و ایجاد منطقه‌ی وسیع ذوب سطحی یکپارچه در فصل مشترک مهیا می‌شود.

از جمله موانع انحلال جامد آلومینیم در مذاب منیزیم می‌توان به نقش فیلم اکسیدی در سطح هر دو فلز اشاره کرد. بر طبق گزارش‌های موجود فیلم اکسید موجود در سطح آلومینیم در حالت مذاب و جامد وجود داشته و جزء فیلم‌های جامد سطحی با چگالی بالا محسوب می‌شود [۲۱]. در مورد منیزیم موضوع شکل دیگری دارد، به این صورت که اکسید سطحی متخلخل بوده و نمی‌تواند مانع توسعه‌ی فرآیند اکسیداسیون از سطح به عمق شود. در هنگام تماس مذاب منیزیم با جامد آلومینیم وجود لایه‌های اکسید سطحی هر دو فلز می‌تواند، بالقوه، به‌عنوان مزاحم در فرآیند انحلال جامد در مذاب عمل کند. در این تحقیق جهت جلوگیری از تشکیل اکسید منیزیم، عملیات ریخته‌گری تحت پوشش گاز آرگون انجام شد. لیکن به‌صورت قاطع نمی‌توان اظهار داشت که هیچ‌گونه فیلم سطحی جامد روی مذاب منیزیم وجود نداشته است.

گزارش‌های موجود نشان می‌دهد که دو پدیده همزمان می‌تواند در حذف و یا کاهش موضعی اثر فیلم اکسید سطحی منیزیم نقش داشته باشد. اولین پدیده موضوع قابلیت احیای اکسید آلومینیم توسط مذاب منیزیم بر طبق واکنش (۱) است [۲۲]. البته شرط این موضوع عدم حضور لایه‌ی اکسید بر روی سطح مذاب منیزیم و همچنین پارگی موضعی آن - پدیده دوم - توسط تنش‌های فرآیندی است. در این‌جا تنش ناشی از نیروی گریز از مرکز و ارتعاش دستگاه را می‌توان بر شمرد که چنین شرایطی، یعنی واکنش موضعی راه، امکان پذیر می‌سازد. با شروع واکنش موضعی و تداوم آن و در حضور نیروی گریز از مرکز و بویژه نیروی کوریولیس سطح جامد توسط مذاب تحت تاثیر قرار گرفته و با حذف فیلم اکسیدی مذاب، شروع به حل کردن فلز جامد کرده و انحلال جامد در مذاب منجر به تشکیل فصل مشترک می‌شود.



$$\Delta G_0 = -39\text{kJ mol}^{-1} \text{ of Mg at } 1000\text{K}$$

۲-۲- بررسی نقش نیروی انقباضی در تشکیل فصل مشترک

شکل ۳ تصویر ماکروسکوپی و شکل ۴ (الف)، (ب) و (ج) به ترتیب تصاویر میکروسکوپی نوری از مناطق ۲، ۱ و ۳ مشخص شده بر روی شکل ۳ را نشان

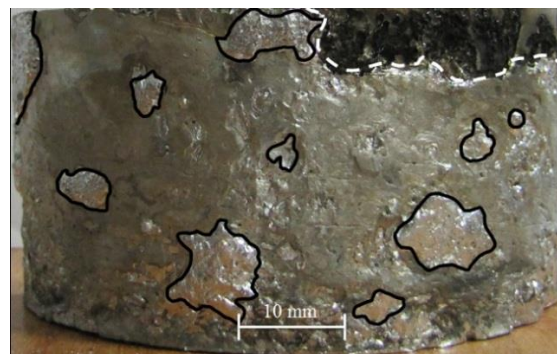
پس از این مرحله نمونه‌های ریخته شده در ابعاد مناسب به‌وسیله‌ی دستگاه سیم-برش و به قطعات کوچک‌تر تقسیم شدند. مقاطع نمونه‌ها تا سناده ۲۵۰۰ پوساب‌زنی و در نهایت با آلومینای ۱ میکرومتری پولیش و از محلول حکاکی شامل ۴ گرم KMnO_4 و ۲ گرم NaOH در ۱۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر به مدت ۲۵ ثانیه، به‌منظور رنگی کردن قسمت آلومینیم، استفاده شد [۱۸].

برای بررسی فصل مشترک از تصاویر ماکروسکوپی و میکروسکوپی استفاده شد. همچنین به‌منظور بررسی ریزساختار فصل مشترک، از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGAII XMU, Tescan، ساخت کشور چک، مجهز به طیف‌سنج پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) و برای آنالیز فازهای تشکیل شده در فصل مشترک از پراش اشعه‌ی ایکس (XRD) مدل JDX-8030 ساخت شرکت JEOL استفاده شد.

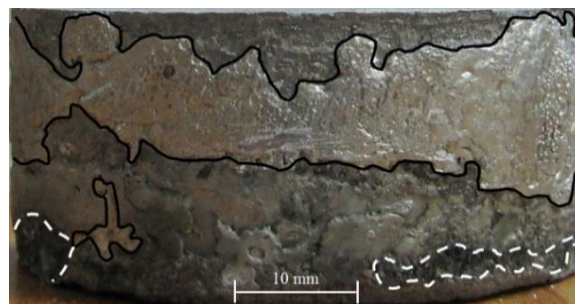
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی تاثیر دمای پیش‌گرم

تصاویر ماکروسکوپی از فصل مشترک جفت فلزی‌های ریخته‌گری شده در دماهای پیش‌گرم ۳۲۰ و ۴۰۰ درجه‌ی سلسیوس، به ترتیب در شکل ۲ (الف) و (ب) نشان داده شده است. مناطق واکنش مذاب با جامد به صورت خطوط سیاه رنگ بر روی تصاویر مشخص شده‌اند. همچنین محل‌هایی که اکسیداسیون منیزیم رخ داده، با خطوط خط چین متمایز شده‌اند. لازمی تشکیل منطقه‌ی متالورژیکی و لایه‌ی واکنشی-انحلالی بین دو فلز، افزایش دمای فصل مشترک بالاتر از دمای لیکوئیدوس است [۱۹]. به طوری که ذوب سطحی در جامد توسط مذاب ایجاد شود و طی فرآیند انحلال جامد در مذاب فصل مشترک متالورژیکی پیوسته‌ای تشکیل گردد. محتوای حرارتی لازم برای تحقق این شرایط، از پیش‌گرم جامد و فراگرمایش مذاب به دست می‌آید [۲۰].



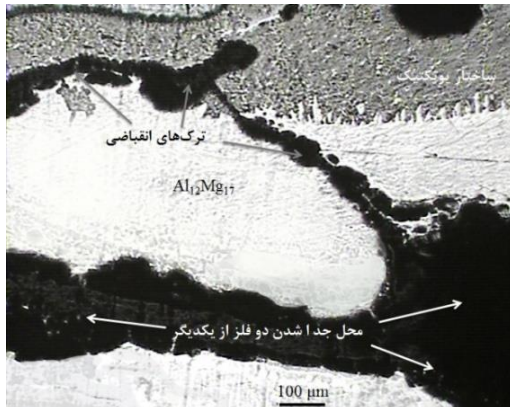
(الف)



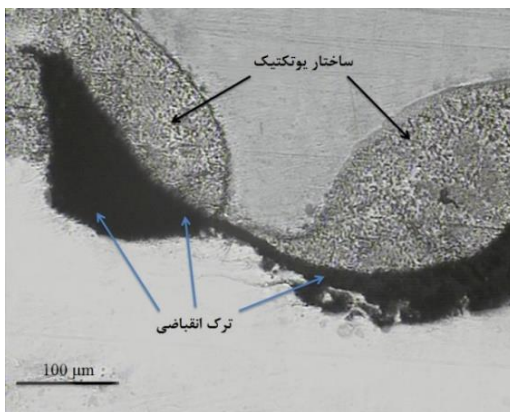
(ب)

شکل ۲ نمونه‌های پیش‌گرم شده تا دمای (الف) ۳۲۰ درجه‌ی سلسیوس، (ب) ۴۰۰ درجه‌ی سلسیوس

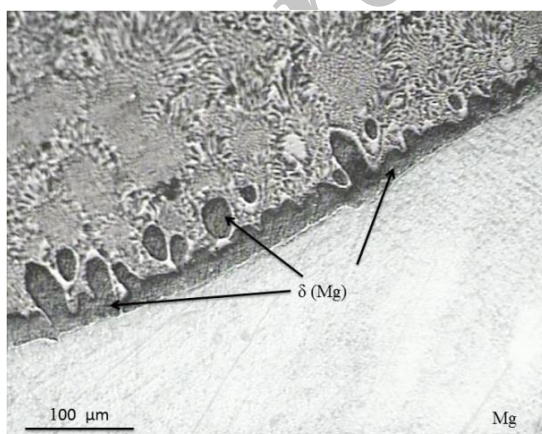
شروع و شکاف در این منطقه ایجاد می‌شود. از سوی دیگر منطقه‌ی محلول جامد منیزیم در آلومینیم $\delta(M)$ که در سمت منیزیم تشکیل می‌شود، دارای کم‌ترین سختی و بیش‌ترین انعطاف‌پذیری نسبت به ترکیبات بین فلزی و ترکیب یوتکتیک بوده [۱۴] و همان‌طور که در شکل ۴ (ج) نشان داده شده است، در منطقه‌ی محلول جامد هیچ ترک انقباضی مشاهده نمی‌شود. آزمایش‌های مبنی بر تشکیل ترکیبات در فصل مشترک در قسمت بررسی ریزساختار فصل مشترک ارائه شده است.



(الف)



(ب)



(ج)

شکل ۴ تصویر میکروسکوپ نوری از مناطق ۱، ۲ و ۳، به ترتیب الف، ب و ج، در فصل مشترک نمونه‌ی ریخته‌گری شده در دمای ۴۰۰ درجه‌ی سلسیوس، نمونه بلافاصله از دستگاه خارج شده است

می‌دهد. این نمونه بلافاصله بعد از اتمام فرآیند ریخته‌گری از دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز خارج و در هوا سرد شده است. بنابراین تنش‌های ناشی از انقباض در آن تابع شرایط سردکنندگی در هوا خواهد بود.

یکی از مسائل مهم در تولید کامپوزیت‌های جفت فلزی، سازگاری دو فلز از لحاظ ضریب انبساط حرارتی است. به عنوان مثال در تولید جفت فلزی آلومینیم-چدن، که دو فلز دارای اختلاف زیادی در ضریب انبساط هستند، ریخته‌گری آلومینیم در اطراف مغزه‌ی چدنی منجر به افزایش استحکام اتصال و ایجاد اتصال مکانیکی یا انقباضی در فصل مشترک می‌شود [۲۳]. که البته دلیل آن انقباض بیشتر آلومینیم نسبت به چدن و حرکت رو به داخل رینگ آلومینیمی است.

در مورد ریخته‌گری جفت فلزی آلومینیم- منیزیم نیز اختلاف ضریب انبساط، یا برعکس انقباض حرارتی دو فلز، نقش مهمی بازی می‌کند. ضریب انبساط حرارتی فلزات آلومینیم و منیزیم به ترتیب برابر با $24 \times 10^{-6} K^{-1}$ و $25/5 \times 10^{-6} K^{-1}$ گزارش شده است [۲۴، ۲۵]، بر همین اساس، میزان انقباض فلزات آلومینیم و منیزیم، از دمای انجماد تا دمای محیط به ترتیب حدود ۱/۴ درصد و ۱/۶ درصد محاسبه می‌شود. بر طبق گزارش‌های موجود [۱۰] ریخته‌گری منیزیم در اطراف مغزه‌ی آلومینیمی، به دلیل بیش‌تر بودن نیروی انقباضی منیزیم نسبت به آلومینیم منجر به ایجاد فصل مشترک متالورژیکی پیوسته می‌شود. دلیل آن نیز حرکت رو به داخل منیزیم در شرایطی است که در اطراف مغزه آلومینیمی ریخته می‌شود.



شکل ۳ تصویر ماکروسکوپی از نمونه‌ی ریخته‌گری شده در دمای پیش‌گرم ۴۰۰ درجه‌ی سلسیوس

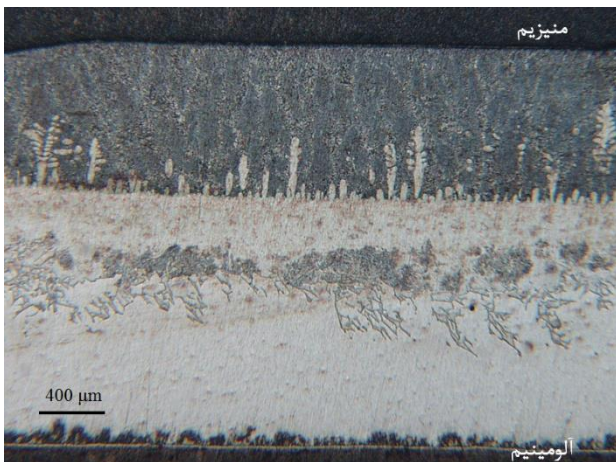
در این تحقیق مذاب منیزیم بر خلاف حالت فوق الذکر، درون جامد آلومینیمی (و نه بیرون آن مانند آنچه در منبع ۱۰ گزارش شده است) ریخته‌گری شد. بر طبق طرحواره‌ی نشان داده شده در شکل ۶، در این حالت بیش‌تر بودن نیروی انقباضی حاصل از انجماد منیزیم، نسبت به نیروی انقباضی حاصل از منطقه‌ی ذوب سطحی جامد آلومینیم، علاوه بر عدم افزایش استحکام اتصال در فصل مشترک، منجر به جدا شدن دو فلز از یکدیگر و ایجاد ترک‌های انقباضی و شکاف در فصل مشترک می‌شود. جدا شدن دو فلز از یکدیگر و همچنین حضور ترک‌های انقباضی-گازی در فصل مشترک در تصویر میکروسکوپی شکل ۴ (الف)، (ب) کاملاً مشهود است.

با توجه به تحقیقات اخیر و همچنین نتایج به دست آمده از آزمون ریزسختی-سنجی، شکل ۵، سختی ترکیب بین فلزی Al_3Mg_2 که در سمت آلومینیم در فصل مشترک تشکیل می‌شود، نسبت به دیگر ترکیب بین فلزی $Al_{12}Mg_{17}$ و ساختار یوتکتیک بیش‌تر است [۹، ۶]. با توجه به تصویر ماکروسکوپی در شکل ۳ و تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه‌ی ۱ در فصل مشترک (شکل ۶) جدا شدن دو فلز از قسمت ترکیب بین فلزی Al_3Mg_2

سرعت سرد کردن و ادامه حرکت دورانی تا دمای پیش گفته باعث جلوگیری از بروز ترک در فصل مشترک و متصل ماندن دو فلز به همدیگر شود. یعنی با تداوم سرد شدن دو فلز و غلبه‌ی استحکام ناشی از انجماد، در حالی که نیروی دورانی به استمرار اثر مولفه در جهت عمود بر سطح استوانه‌ی توخالی ادامه می‌دهد، قطعه هم جامد می‌شود در این شرایط، نیروی انقباضی قادر نیست دو فلز را از هم جدا کند، البته می‌توان تصور کرد که تنش در فصل مشترک وجود خواهد داشت.

نیروی کوریولیس منجر به انحراف جسم در حال حرکت در محیط در حال دروان می‌شود. تاثیرات این نیرو را می‌توان به‌وضوح در تعیین جهت جریان‌ات جبهه‌های آب و هوایی سیارات دید. این اثر توسط گاسپار گوستاو کوریولیس مهندس و ریاضیدان فرانسوی در قرن ۱۹ میلادی کشف شد [۲۶].

شکل ۷ تصویر میکروسکوپ نوری فصل مشترک آلومینیم- منیزیم را نشان می‌دهد. این نمونه بعد از اتمام فرآیند ریخته‌گری، تا کاهش دما و رسیدن به ۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس درون دستگاه نگه داشته شد. با توجه به شکل ۷، در این نمونه فصل مشترک متالورژیکی پیوسته بین دو فلز آلومینیم و منیزیم ایجاد شده است.



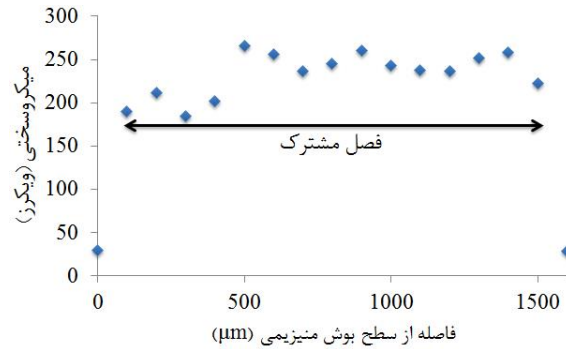
شکل ۷ تصویر میکروسکوپ نوری از فصل مشترک نمونه‌ی ریخته‌گری شده در دمای پیش‌گرم ۴۵۰°C و نگهداری در دستگاه تا رسیدن به دمای ۱۵۰°C

۳-۴- بررسی ریزساختار فصل مشترک

اساس تشکیل فصل مشترک متالورژیکی در این فرآیند، که مذاب با جامد در تماس قرار می‌گیرد، معمولاً ذوب سطحی جامد و انحلال جامد در مذاب است. به‌طوری که ذوب سطحی و انحلال در حالت مذاب صورت گرفته و در مرحله بعد نفوذ آنها در حالت جامد تا اتمام فرآیند انجماد انجام می‌شود [۱۶، ۱۷].

در جفت فلزی منیزیم-آلومینیم دیده شد که ذوب موضعی سطح جامد منجر به تشکیل دو لایه ترکیب بین‌فلزی و یک لایه‌ی ترکیب یوتکتیکی و محلول جامد در نزدیک منیزیم می‌شود. تشکیل مرز ترکیبات بین فلزی به‌صورت دندانه‌ای نیز ناشی از رشد دندردیتی لایه‌های تشکیل شده ناشی از انجماد مذاب است [۲۷].

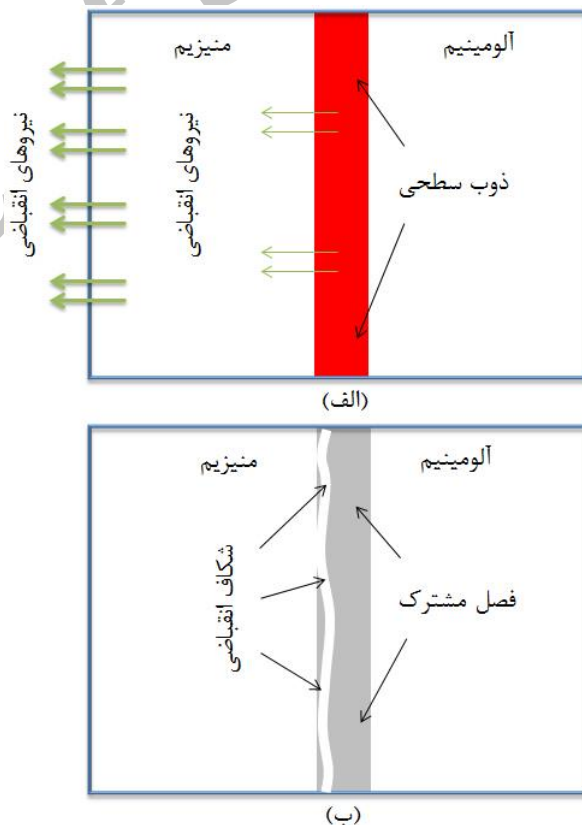
لایه‌های تشکیل شده در سمت فلزات پایه آلومینیم و منیزیم، به ترتیب غنی از عناصر آلومینیم و منیزیم بوده و گرادیان غلظتی از عناصر آلومینیم و



شکل ۵ توزیع ریزسختی در فصل مشترک آلومینیم- منیزیم، منیزیم درون جامد آلومینیم ریخته‌گری شده است

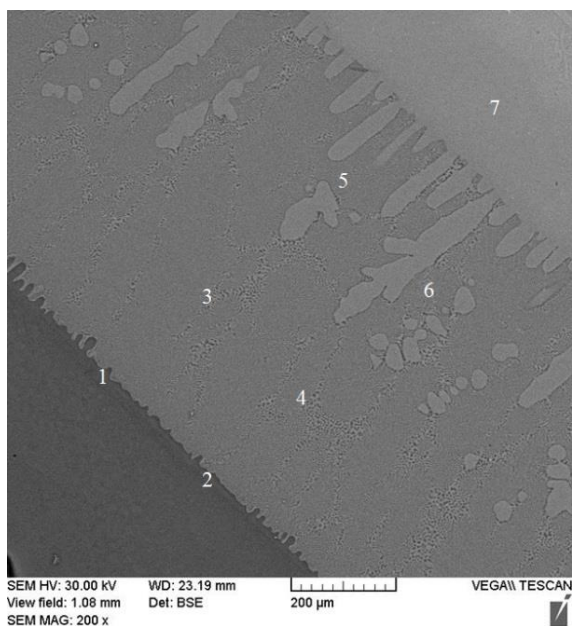
۳-۳- غلبه بر نیروی انقباضی در فصل مشترک

برای غلبه بر نیروی انقباضی حاصل از انجماد مذاب منیزیم و بررسی امکان جلوگیری از ترک‌های انقباضی، نمونه‌ها در دستگاه تحت نیروی گریز از مرکز تا کاهش دما به ۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس نگه داشته شدند. بایستی توجه داشت که در مرحله‌ی ریخته‌گری مذاب درون جامد نیروهای گرانشی، گریز از مرکز و کوریولیس به نمونه‌ی در حال دوران وارد می‌شوند.

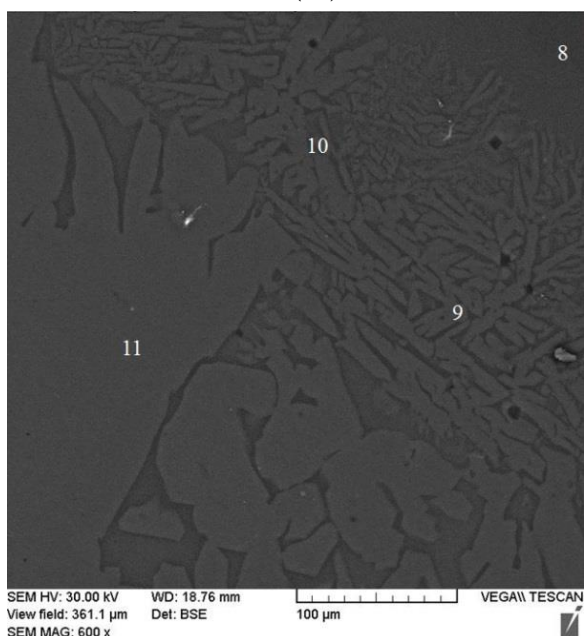


شکل ۶ طرح‌واره‌ی نقش نیروهای انقباضی در فصل مشترک، (الف) نیروی انقباضی حاصل از انجماد مذاب منیزیم بیش‌تر از منطقه‌ی ذوب سطحی آلومینیم است، (ب) ایجاد شکاف انقباضی در فصل مشترک و جدا شدن دو فلز از یکدیگر

مولفه‌ای حاصل از برآیند این نیروها در خلاف جهت نیروی انقباضی بر نمونه وارد شده و با غلبه‌ی این نیرو بر نیروی انقباضی امکان جدا شدن دو فلز از همدیگر بوجود نمی‌آید. این همان عاملی است که می‌تواند در صورت کاهش

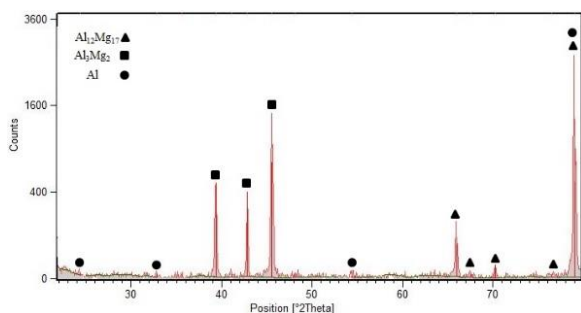


(الف)



(ب)

شکل ۸ تصویر میکروسکوپ الکترونی فصل مشترک از سمت آلومینیم، محل انجام آنالیز نقطه‌ای EDS مشخص شده است



شکل ۹ نتایج آنالیز پراش اشعه ایکس از فصل مشترک (XRD)

منیزیم نیز در فصل مشترک وجود دارد. تشکیل ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک، نشان‌دهنده‌ی حاکم بودن مکانیزم نفوذ عناصر علاوه بر مکانیزم انحلال جامد در مذاب است. به طوری که در مرحله‌ی اول تشکیل ترکیبات بین فلزی طبق فرآیند انحلال جامد در مذاب، و در مرحله‌ی بعد توسعه‌ی ترکیبات بین فلزی، احتمالاً با فرآیند نفوذ اتم‌های آلومینیم و منیزیم در فصل مشترک، قابل تحلیل است [۲۸].

میزان انحلال جامد در مذاب با توجه به نمودار فازی دوتایی آلومینیم-منیزیم تعیین کننده‌ی ترکیبات تشکیل شده در فصل مشترک است. نتایج حاصل از آنالیز نقطه‌ای EDS در جدول ۲ که از نقاط مشخص شده در تصاویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک (شامل نقاط موجود در شکل ۸) تهیه شده است، ترکیبات بین فلزی Al_3Mg_2 ، $Al_{12}Mg_{17}$ ، ساختار یوتکتیک و محلول جامد منیزیم در آلومینیم را نشان می‌دهد. نتایج حاصل از آنالیز پراش اشعه‌ی ایکس (XRD) که در شکل ۹ ارائه شده است، حضور ترکیبات بین فلزی Al_3Mg_2 و $Al_{12}Mg_{17}$ را تایید می‌نماید.

۴- نتیجه‌گیری

افزایش دمای پیش‌گرم از ۳۲۰ درجه‌ی سلسیوس تا ۴۵۰ درجه‌ی سلسیوس منجر به افزایش واکنش مذاب-جامد در فصل مشترک می‌شود. قوی‌تر بودن نیروی انقباضی مذاب منیزیم نسبت به استحکام منطقه‌ی ذوب شده‌ی سطحی، منجر به جدا شدن دو فلز در فصل مشترک می‌شود. اما نگهداشتن نمونه در دستگاه، تا سرد شدن بیشتر و رسیدن به محدوده‌ی دمایی ۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس، از بروز ترک‌های انقباضی و نهایتاً جدا شدن دو فلز جلوگیری می‌کند.

روند تشکیل ترکیبات بین فلزی بر اساس ذوب سطحی جامد، و انحلال جامد در مذاب، و توسعه‌ی ترکیبات تشکیل شده طی فرآیند نفوذ انجام می‌شود.

جدول ۲ نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS از محل‌های نشان داده شده در شکل ۸ (الف) و (ب)

| منطقه | درصد وزنی عناصر | | نسبت عناصر آلومینیم- منیزیم (Al/Mg) | ترکیب تشکیل شده در فصل مشترک |
|-------|-----------------|-------|-------------------------------------|------------------------------|
| | Al | Mg | | |
| ۱ | ۹۸/۲۵ | ۱/۷۵ | ۰/۰۱۷ | δ (Mg) |
| ۲ | ۹۷/۵۱ | ۲/۴۹ | ۰/۰۲۵ | δ (Mg) |
| ۳ | ۶۹/۰۳ | ۳۰/۹۷ | ۰/۴۴ | $\delta + Al_{12}Mg_{17}$ |
| ۴ | ۶۹/۰۱ | ۳۰/۹۹ | ۰/۴۵ | $\delta + Al_{12}Mg_{17}$ |
| ۵ | ۶۱/۶۳ | ۳۸/۳۷ | ۰/۶۲ | $\delta + Al_{12}Mg_{17}$ |
| ۶ | ۶۰/۹۷ | ۳۹/۰۳ | ۰/۷۳ | $\delta + Al_{12}Mg_{17}$ |
| ۷ | ۵۷/۸۶ | ۴۲/۱۴ | ۰/۷۲ | $Al_{12}Mg_{17}$ |
| ۸ | ۵۷/۴۷ | ۴۲/۵۳ | ۰/۷۴ | $Al_{12}Mg_{17}$ |
| ۹ | ۴۲/۷۲ | ۵۷/۲۸ | ۱/۳۴ | Al_3Mg_2 |
| ۱۰ | ۴۰/۰۱ | ۵۹/۹۹ | ۱/۴۹ | Al_3Mg_2 |
| ۱۱ | ۳۷/۷۰ | ۶۲/۳۰ | ۱/۶۵ | Al_3Mg_2 |

۵- تشکر

نویندگان بر خود لازم می دانند از زحمات و همکاری ارزشمند آقای مهندس احسان حیطة، کارشناس ارشد ریخته‌گری، در طراحی و ساخت دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز و همکاری در ریخته‌گری تشکر نمایند.

۶- منابع

- [27] Esmail, H., "The Study of Effective Factors on Bonding of Al/Mg Interface in Compound Casting Process," In persian, PhD Thesis, Iran University of Science and Technology, 2012.
- [28] Wang, J. Yajiang, L. and Wanqun, H., "Interface Microstructure and Diffusion Kinetics in Diffusion Bonded Mg/Al Joint," *Akadémiai Kiadó, Budapest Springer, Dordr.*, Vol. 95, No. 1, pp. 71-79, 2008.
- [1] Sachdeva, D. Tiwari, S. Sundarraj, S. and Luo, A., "Microstructure and Corrosion Characterization of Squeeze Cast AM50 Magnesium Alloys," *Metall. Mater. Trans. B*, Vol. 41, No. 6, pp. 1375-1383, 2010.
- [2] Papis, K. J. M. Löffler, J. F. and Uggowitzner, P. J., "Interface Formation Between Liquid and Solid Mg Alloys—An Approach to Continuously Metallurgical Joining of Magnesium Parts," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 527, No. 9, pp. 2274-2279, 2010.
- [3] 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," *Corros. Sci.*, Vol. 53, No. 9, pp. 2934-2942, 2011.
- [4] Papis, K. J. M. Loeffler, J. F. and Uggowitzner, P. J., "Light Metal Compound Casting," *Sci. China Ser. E Technol. Sci.*, Vol. 52, No. 1, pp. 46-51, 2009.
- [5] Sato, Y. S. C. Park, S. H. Michiuchi, M. and Kokawa, H., "Constitutional Liquefaction During Dissimilar Friction Stir Welding of Al and Mg Alloys," *Scr. Mater.*, Vol. 50, No. 9, pp. 1233-1236, 2004.
- [6] Dietrich, D. Nickel, D. Krause, M. Lampke, T. Coleman, M. P. and Randle, V., "Formation of Intermetallic Phases in Diffusion-Welded Joints of Aluminium and Magnesium alloys," *J. Mater. Sci.*, Vol. 46, No. 2, pp. 357-364, 2010.
- [7] Bhamji, I. Preuss, M. Moat, R. J. Threadgill, P. L. and Addison, C., "Linear Friction Welding of Aluminium to Magnesium," *Sci. Technol. Weld. Join.*, Vol. 17, No. 5, pp. 368-374, 2012.
- [8] Liu, L. Wang, H. and Zhang, Z., "The Analysis of Laser Weld Bonding of Al Alloy to Mg Alloy," *Scr. Mater.*, Vol. 56, pp. 473-476, 2007.
- [9] Liu, P. Li, Y. Geng, H. and Wang, J., "Microstructure Characteristics in TIG Welded Joint of Mg/Al Dissimilar Materials," *Mater. Lett.*, Vol. 61, No. 6, pp. 1288-1291, 2007.
- [10] 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," *J. Mater. Sci.*, Vol. 46, No. 20, pp. 6491-6499, 2011.
- [11] Hoeschl, M. Wagener, W. and Wolf, J., "BMW's Magnesium-Aluminium Composite Crankcase, State-of-the-Art Light Metal Casting and Manufacturing," No. 724, 2006.
- [12] Papis, K. J. M. Hallstedt, B. Löffler, J. F. and Uggowitzner, P. J., "Interface Formation in Aluminium-Aluminium Compound Casting," *Acta Mater.*, Vol. 56, No. 13, pp. 3036-3043, 2008.
- [13] Emami, S. M. Divandari, M. Arabi, H. and Hajjari, E., "Effect of Melt-to-Solid Insert Volume Ratio on Mg/Al Dissimilar Metals Bonding," *J. Mater. Eng. Perform.*, Vol. 22, No. 1, pp. 123-130, 2012.
- [14] 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," *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 43, No. 12, pp. 4667-4677, 2012.
- [15] Xu, G. Luo, A. A. Chen, Y. and Sachdev, A. K., "Interfacial Phenomena in Magnesium/Aluminum Bi-metallic Castings," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 595, pp. 154-158, 2014.
- [16] Sarvari, M. and Divandari, M., "Melt Behavior and Shrinkage Force Effect of Al Melt in Al / Mg Bimetal Cast via Centrifugal Casting," In Persian, *Modares Mech. Eng.*, Vol. 15, No. 7, pp. 131-138, 2015.
- [17] Sarvari, M. and Divandari, M., "Melt-Solid-Gas Behavior in the Interface of Al / Mg Composite Produced by Centrifugal Casting," In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 2, No. 3, pp. 75-82, 2015.
- [18] Firouzdar, V. and Kou, S., "Al-to-Cu Friction Stir Lap Welding," *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 43, No. 1, pp. 303-315, 2011.
- [19] Rübner, M. Gunzl, M. Körner, C. and Singer, R. F., "Aluminium-Aluminium Compound Fabrication by High Pressure Die Casting," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 528, No. 22-23, pp. 7024-7029, 2011.
- [20] Beeley, P., *Foundry Technology*, Second Edi. Butterworth-Heinemann, 2001.
- [21] Divandari, M. and Campbell, J., "Oxide Film Characteristics of Al-7Si-Mg Alloy in Dynamic Conditions in Casting," *Int. J. Cast Met. Res.*, Vol. 17, No. 3, pp. 182-187, 2004.
- [22] "Reaction-Web, Fact-Web Programs." [Online]. Available: <http://www.crct.polymtl.ca/>.
- [23] Bauer, A. F., "Method of Bonding a Bimetallic Casting," 749017, 1958.
- [24] Avedesian, M. M., *Magnesium and Magnesium Alloys (ASM Specialty Handbook)* (ASM Specialty Handbook). ASM International; Illustrated Edition, 1999.
- [25] Davis, J. R., "Aluminum and Aluminum Alloys," *ASM Spec. Handbook*, ASM Int. Mater. Park, 1993.
- [26] Graney, C.M., "Coriolis Effect, Two Centuries Before Coriolis," *Phys. Today*, Vol. 64, No. 8, pp. 8, 2011.