



نشریه علمی پژوهشی

علوم و فناوری کامپوزیت

http://jstc.iust.ac.ir



بررسی فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم-برنج تولید شده به روش گریز از مرکز

مرتضی غلامی^۱، مهدی دیوانداری^{۲*}، محمد تقی صالحی^۲^۱- کارشناس ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران^۲- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

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

چکیده	اطلاعات مقاله
در این تحقیق فصل مشترک دو فلزی آلومینیم-برنج، تولید شده با دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی، مورد بررسی متالورژیکی قرار گرفت. ابتدا بوش‌های برنجی در محدوده دمایی ۱۰۰-۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس پیش‌گرم شده و سپس مذاب آلومینیم با نسبت حجمی ۱/۵ برابر جامد برنجی درون بوش‌های درحال دوران با سرعت ۸۰۰، ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه ریخته‌گری شد. نمونه‌های حاصله به ازای متغیرهای مختلف، با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM)، میکروسکوپ الکترونی (SEM) مجهز به حسگر طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) و نرم افزار Image J بررسی شد. تشکیل اتصال متالورژیکی در این تحقیق، می‌تواند ناشی از شرایط انحلالی ویژه‌ای باشد که توسط نیروهای چندگانه مکانیکی دخیل و همچنین نفوذ در انتهای فرآیند انجماد تامین می‌شود. مطالعه طیف‌سنجی نشان می‌دهد که لایه‌های تشکیل شده در این دوفلزی، به ترتیب از سمت برنج شامل Al_3Cu_5Zn ، $Al_3Cu_5Zn_4$ ، رسوبات Al_3Cu توزیع شده در زمینه‌ی محلول جامد آلومینیم و نهایتاً ساختار یونکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ در مجاورت آلومینیم است.	دریافت: ۹۴/۱۲/۴ پذیرش: ۹۵/۲/۲۲
	کلیدواژگان: فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم-برنج انحلال ریخته‌گری گریز از مرکز

Study of interface of Al-brass composite fabricated by centrifugal casting

Morteza Gholami, Mehdi Divandari*, Mohammad Taghi Salehi

School of Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

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

Keywords

Interface
Composite
Al-brass
Dissolving
Centrifugal casting

Abstract

In this research interface of aluminum-brass bimetal composite, fabricated by a vertical centrifugal casting machine, were investigated. At first, brass bushes were preheated at 100-300 °C temperature range and then aluminum melt with 1.5 melt-to-solid volume ratio was cast into cylindrical bush rotating at 800, 1600, and 2000 (rpm), respectively. Obtained samples were studied using optical microscope (OM), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and Image J software. Results show that metallurgical joint in this work is probably due to particular dissolving condition, provided by multiple mechanical forces involved and also possible solid diffusion at the end of solidification process. Study of the EDS results show that layers formed at the achieved interface consisted of four discrete layers from the brass side, including $Al_3Cu_5Zn_4$, Al_3Cu_3Zn , Al_3Cu precipitates scattering in aluminum matrix and finally $\alpha-Al/Al_3Cu$ anomalous eutectic structure near the aluminum side.

۱- مقدمه

سیستم‌های مکانیکی، مبدل‌های حرارتی و در آب‌های شور دریا دارند [۳]. کامپوزیت‌ها به طور قابل ملاحظه‌ای راندمان تولید اجزاء در شاخه‌های متنوع صنعت را بهبود داده‌اند؛ درحقیقت، هدف از تولید کامپوزیت‌ها و فلزات چندلایه، ایجاد یک پیوند قوی بین لایه‌ها در سرتاسر سطح تماسی با نسبت ویژه‌ای از ضخامت لایه‌ها است. استحکام کششی اتصالات به لایه‌های بین‌فلزی فصل مشترک وابسته بوده و لایه‌های بین‌فلزی نازک خواص مکانیکی را ارتقاء می‌دهند [۴].

تا به امروز روش‌های مختلفی برای ساخت چندفلزی‌ها استفاده شده است که عمدتاً از محدودیت ناتوانی در تولید قطعات با اشکال پیچیده رنج می‌برند.

به منظور برخورداری از عملکرد بهینه، ترکیب مواد ساده‌ترین راه است زیرا غالباً یک ماده جوابگوی کار نیست. به عنوان مثال سازه‌های سبک وزن، در سازه‌های حمل و نقل به کاهش وزن و بدینسان به ذخیره‌ی سوخت کمک می‌کند. آلومینیم و برنج هر دو دارای مقاومت به خوردگی بالا و هدایت حرارتی و الکتریکی مناسبی هستند و از اتصال این دو فلز می‌توان در سیستم‌های انتقال حرارت و کاربردهای الکتریکی و مکانیکی استفاده نمود [۱]. آلومینیم پس از منیزیم دومین فلز مهندسی سبک بوده که به علت بهبود راندمان انرژی در کاربردهای سازه‌ای قابل توجه است [۲]. آلیاژهای برنج علاوه بر کاربردهای الکتریکی، کاربردهای صنعتی گسترده‌ای نیز در

Please cite this article using:

Gholami, M. Divandari, M. and Salehi, M. T. "Study of interface of Al-brass composite fabricated by centrifugal casting", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 4, pp. 369-376, 2017.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

۲- مدل ریاضی جریان فلز در مذاب تحت گریز از مرکز

متغیرهای تاثیرگذار بر ساختار انجمادی حاصله به روش گریز از مرکز عمودی عبارتند از: سرعت چرخش قالب، ابعاد قالب، دمای پیش گرم قالب، دمای بارریزی مذاب و ترکیب آلیاژ [۱۲]. تاثیر گریز از مرکز روی ریختگی‌ها را نیز می‌توان به سه بخش عمده تقسیم‌بندی کرد: فشار نیروی گریز از مرکز، ارتعاش ذاتی فرآیند، و دینامیک سیال [۱۳]. درحقیقت، سیال در حالت چرخش گریز از مرکز، در معرض سرعت زاویه ای ω قرار می‌گیرد، به گونه‌ای که شتاب گریز از مرکز پدیده‌ی غالب بوده و از رابطه (۱) به‌دست می‌آید.

$$g_a = \omega^2 r \quad (1)$$

r فاصله از محور چرخش است. با در نظر گرفتن نیروی گرانش (g_e) و $(9/8) \times g_a$ شتاب کلی g معادل مجموع بردارهای شتاب ناشی از g_a و g_e است. حوزه‌ی گریز از مرکز همچنین شتاب کوریولیس $2\omega \times v$ را وارد معادله‌ی حرکت می‌کند. نیروی کوریولیس موجب انحراف جریان شده و چرخش ثانویه یا گرداب را به‌وجود می‌آورد [۱۴]. شتاب کوریولیس وابسته به جهت و نرخ چرخش است. با افزایش نرخ چرخش قالب، احتمال لمس دیواره‌ی قالب افزایش یافته و ناهمواری‌های میکرومتری قالب راحت تر پر می‌شوند [۱۵].

۳- روش تحقیق

۳-۱- مواد اولیه

مواد اولیه‌ی مورد استفاده در این تحقیق، شامل شمش آلومینیم خالص با ترکیب اسمی-وزنی مطابق جدول ۱ و ورق برنجی CuZn35 با ترکیب شیمیایی جدول ۲، بر اساس آنالیز کوانتومتری و درصد وزنی، انتخاب شد. برای تولید بوش، ابتدا ورق برنجی CuZn35 با استفاده از دستگاه برش به ابعاد $265 \times 40 \times 3$ میلی‌متر برش زده شد و سپس به صورت استوانه‌ی توخالی (بوش) با قطر خارجی ۸۴ و قطر داخلی ۷۸ میلی‌متر تغییر شکل یافت. دو طرف ورق گردشده با استفاده از پنبه‌نسوز و مفتول فولادی به هم منطبق شد. مراحل آماده‌سازی بوش‌ها در شکل ۱ مشخص شده است.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی شمش آلومینیم مورد استفاده در این تحقیق

عناصر آلیاژی	مقدار (درصد وزنی)
سیلیسیم	۰/۰۸
آهن	۰/۰۶۴
منیزیم	۰/۰۲۷
منگنز	۰/۰۰۶
آلومینیم	باقی

جدول ۲ ترکیب شیمیایی ورق CuZn35 مورد استفاده در این تحقیق

عناصر آلیاژی	مقدار (درصد وزنی)
مس	۶۵
نیکل	۰/۳
قلع	۰/۱
آهن	۰/۰۵
سرب	۰/۰۵
آلومینیم	۰/۰۲
روی	باقی

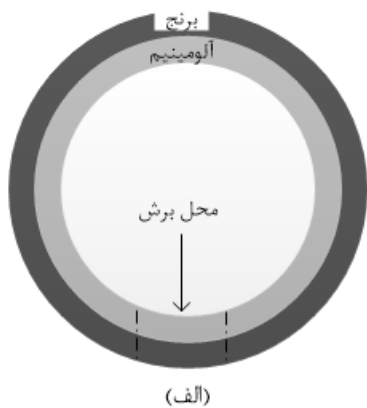
۳-۲- تجهیزات و وسایل مورد استفاده

با استفاده از کوره‌ی المانی، مقدار مشخصی آلومینیم به ازای نسبت حجمی (مذاب به جامد ۱/۵) معین، ذوب شد. دمای کوره روی ۷۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد تنظیم شد.

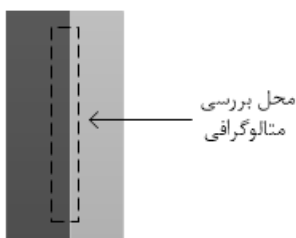
در دهه‌های اخیر ریخته‌گری مرکب با تولید قطعات با هندسه‌ی پیچیده و ابعاد بزرگ مورد توجه قرار گرفته است [۵]. مذاب ورودی به محفظه‌ی قالب در روش ریخته‌گری مرکب حاوی مقادیر زیادی انرژی حرارتی است که قادر به فراهم کردن انرژی فعال‌سازی مراحل بعدی بوده و نیز تغییراتی در ریزساختار مغزه‌ی جامد بوجود می‌آورد. فرآیند انجماد در این روش با ورود مذاب به قالب شروع شده و لایه‌ی نفوذی در فصل مشترک دو فلز شکل می‌گیرد. واکنش بین دو فلز در حضور انرژی حرارتی موجب شکل‌گیری ترکیبات بین فلزی می‌شود. این ترکیبات دارای سختی بسیار بالایی بوده و از مواد تردی تشکیل شده‌اند که می‌توانند روی خواص مکانیکی فصل مشترک تاثیرگذار باشند [۶]. تشکیل پیوند مستلزم این است که فصل مشترکی حالت ذوبی را تجربه نماید. در صورتی که محتوای حرارتی مذاب کافی باشد، ذوب لایه‌های سطحی مغزه و تشکیل محلول جامد قابل انتظار خواهد بود. به طور کلی، تشکیل محلول جامد از طریق انحلال نفوذی اتم‌ها در یکدیگر و/یا از طریق اختلاط مکانیکی ناشی از جابجایی داخل مذاب است [۷] که در تحقیق حاضر نیروهای مکانیکی (گریز از مرکز، مایل به مرکز و کوریولیس) با حل کردن سطح بوش جامد عامل شکل‌گیری محلول جامد در لایه‌ی آلیاژی فصل مشترک تلقی می‌شوند. درحقیقت، هر آلیاژی که در حالت جامد است و مستقیماً در معرض حمام فلز مایعی قرار می‌گیرد، به علت ذوب سطحی و در مرحله بعد جابجایی عناصر درون مذاب، موجبات تلفیق دو ماده در یکدیگر و تشکیل آلیاژ جدید فراهم می‌آید [۸].

روش ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی برای تولید قطعات (بزرگ) منفرد یا متعدد در یک قالب استفاده می‌شود. در ریخته‌گری گریز از مرکز، فلز مذاب به درون قالبی که با سرعت بالا در حال چرخش است وارد می‌شود. نیروی گریز از مرکز به پر کردن مقاطع نازک کمک کرده اما از طرف دیگر، تلاطم جریان بوجود آمده، روی کیفیت ریختگی تاثیرگذار است [۹]. به علت نرخ تبرید سریع تر این فرآیند، انجماد فوراً پس از بارریزی شروع شده و از جدایش فازهای مختلف ممانعت می‌شود؛ این در حالی است که در نرخ‌های تبرید آهسته، انجماد پس از جدایش فازهای مختلف اتفاق می‌افتد [۱۰]. پیشروی جبهه‌ی انجمادی می‌تواند عیوب باقی مانده را (خصوصاً فیلم‌های اکسیدی که احتمالاً به دلیل نیروی دراگ بالای‌شان و در نتیجه سرعت استوکس پایین) به سمت مرکز هل دهد که اغلب با ماشین‌کاری حذف می‌شوند. عیب عمده‌ی قطعات ریخته‌گری شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز، تلاطم سطحی تولید شده حین ریختن بوده که عموماً از آن صرف نظر شده است [۱۱]. هیچ‌گونه مادون انجماد ترکیبی برای تشکیل ساختار انجمادی در این روش وجود نداشته و نیروی گریز از مرکز موجبات هم محور شدن دانه‌ها را فراهم می‌آورد. نیروی گریز از مرکز همچنین باعث جدا شدن بلورهای بیش‌تری از دیواره‌ی قالب شده و نیز حین شناوری این ذرات، موجب شکستن آن‌ها به ذرات کوچک‌تری می‌شود به طوری که این ذرات به عنوان جوانه‌های جدید درون مذاب عمل می‌نمایند. بنابراین افزایش سرعت چرخش قالب موجب افزایش جوانه‌زنی و بدین ترتیب ریز شدن دانه‌های هم‌محور می‌شود [۱۲].

در این تحقیق، مذاب آلومینیم با نسبت حجمی (مذاب به جامد) مشخص درون بوش برنجی پیش‌گرم شده در محدوده دمای ۱۰۰ تا ۳۰۰ درجه سانتیگراد و در حال چرخش با سرعت‌های دوران متفاوت ریخته‌گری و شرایط فصل مشترک از نظر ساختارهای فازی و نحوه تغییرات آن، ضخامت فصل مشترک و همچنین عیوب محتمل بررسی می‌گردد.



(الف)



(ب)

شکل ۳ مراحل برش نمونه‌های ریخته‌گری شده؛ الف) شماتیک کامپوزیت آلومینیم-برنج ریخته‌گری شده، ب) برش به ابعاد کوچکتر جهت انجام بررسی ریزساختار

کلیدی قطعات برش‌زده شده با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51M و میکروسکوپ الکترونی روبشی ساخت چک مجهز به دکتور طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس مورد ارزیابی قرار گرفتند. همچنین به منظور بررسی‌های کمی تصاویر حاصله، از نرم افزار Image J استفاده شد.

۴- نتایج و بحث

۴-۱- نحوه جریان یافتن مذاب درون بوش

اکسید ذاتی سطح مذاب آلومینیم با ورود مذاب به قالب تشکیل شده و تلاطم سطحی ایجاد شده احتمالاً منجر به پدیده‌ی حبس هوا درون مذاب می‌شود که عموماً سریع بوده و طی چند میلی‌ثانیه اتفاق می‌افتد [۱۶]. در شکل ۴ طرحواره‌ی تلاطم سطحی نشان داده شده است. همچنین در شکل ۵ مراحل آلیاژسازی فصل مشترک؛ الف) جریان یافتن مذاب آلومینیم درون بوش برنجی پیش‌گرم شده، ب) انحلال سطحی بوش و تشکیل فصل مشترک نشان داده شده است. از سوی دیگر با ورود مذاب به حوزه‌ی گریز از مرکز و در اثر ارتعاش ناشی از دستگاه، اکسیدهای سطحی می‌توانند به صورت موضعی دچار پارگی شده و منجر به تماس مستقیمی بین مذاب و زیرلایه‌ی برنجی می‌شود، به گونه‌ای که یک منطقه انحلالی در این ناحیه وجود می‌آید. مذاب آلومینیم که دارای انرژی حرارتی زیادی است به محض لمس دیواره‌ی بوش، اتم‌های مس و روی را حل می‌کند. به این ترتیب، شرایط برای تشکیل محلول با نقطه‌ی ذوب پایین فراهم شده و این محلول آلیاژی که حاوی عناصر سه‌گانه‌ی آلومینیم، مس و روی است با جریان یافتن بواسطه‌ی اعمال نیروهای گریز از مرکز و کوریولیس روی سطح جامد حرکت چرخشی انجام می‌دهد.



(الف)

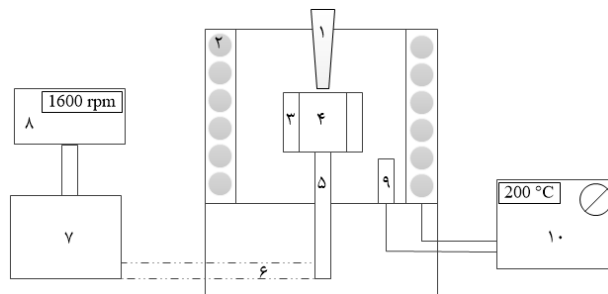


(ب)

شکل ۱ نحوه آماده‌سازی بوش‌های برنجی؛ الف) ورق برنجی برش‌زده شده به ابعاد ۳×۴×۲۶۵ میلی‌متر، ب) بوش برنجی که با استفاده از پنبه‌نسوز و مفتول فولادی دو سر آن به هم منطبق شده است.

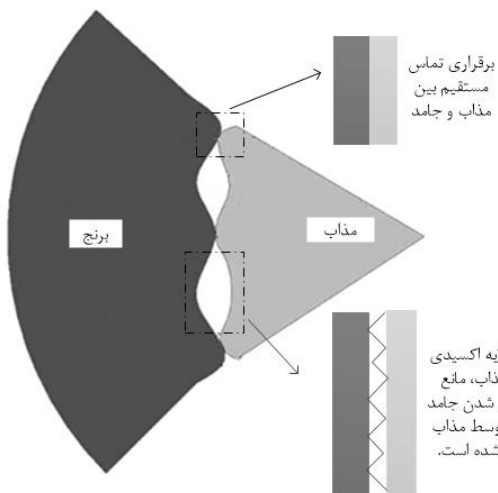
پیش از فرآیند بارریزی مذاب، سطح بوش‌های برنجی تا شماره‌ی ۲۰۰۰ سنباده‌زنی و با استون شستشو داده شد. دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی مجهز به سیستم گرمایشی (ژنراتور با فرکانس بالا) بوده و هر کدام از بوش‌ها پیش از بارریزی در دمای معینی پیش‌گرم شده و با آماده شدن مذاب، فرآیند مذاب‌ریزی انجام می‌شد.

جهت انجام بررسی‌های متالوگرافی، قطعات برش‌زده شده از نمونه‌ها تا کاغذ سنباده‌ی شماره‌ی ۲۵۰۰ سنباده‌زنی شده و با پودر آلومینای ۰/۳ میکرومتر پولیش شدند. در شکل‌های ۲ و ۳ به ترتیب شماتیک دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی و مراحل برش نمونه‌های ریخته‌گری شده نشان داده شده است.



شکل ۲ شماتیک دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی؛ ۱- راهگاه بارریزی ۲- المنت (سیم کنتال) ۳- بوش برنجی ۴- محفظه‌ی قالب ۵- شفت ۶- تسمه‌ی انتقال نیرو ۷- الکتروموتور ۸- اینورتر (دستگاه تنظیم سرعت چرخش) ۹- دماسنج متصل به ژنراتور سیستم گرمایشی ۱۰- ژنراتور گرمایشی و کنترل‌کننده‌ی دما

طرحواره‌ی برقراری تماس در فصل مشترک در قطاعی از کامپوزیت نشان داده شده است.



شکل ۶ طرحواره‌ی برقراری تماس در فصل مشترک در قطاعی از کامپوزیت؛ در حالتی که لایه‌ی اکسیدی مذاب گسسته نشده پیوندی حاصل نشده و فضای بین مذاب و جامد محل حبس گاز است.

تحلیل انجمادی ریخته‌گری لوله را می‌توان به صورت معادله‌ی هدایت حرارت ناپایدار در دو بعد در نظر گرفت به طوری که شار حرارتی خروجی از رابطه (۲) به دست می‌آید.

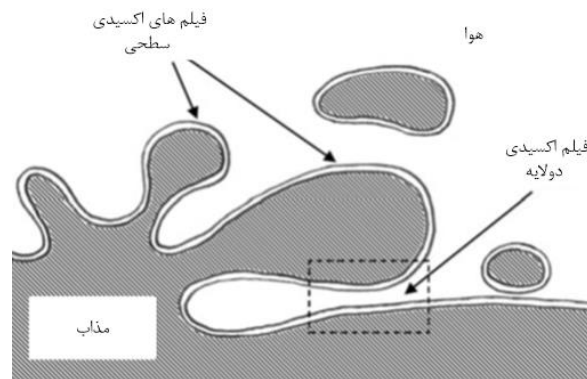
$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = K \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right] \quad (2)$$

T دما، t زمان، ρ چگالی، c_p گرمای ویژه و K نشان‌دهنده‌ی هدایت حرارتی است [۲۰].

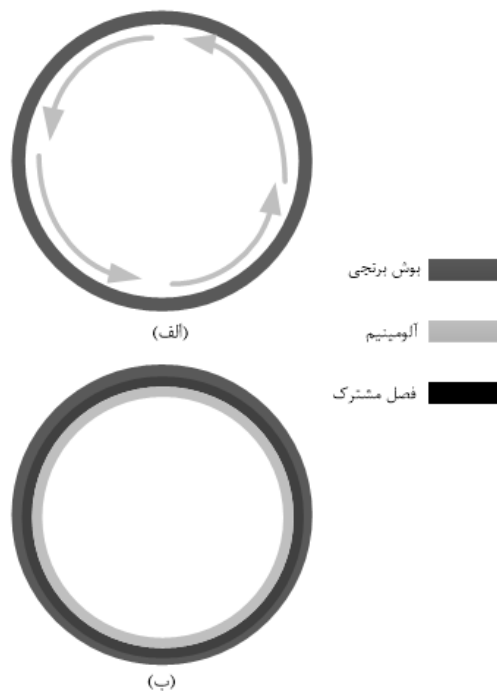
مشخصات نمونه‌های ریخته‌گری شده در جدول ۳ آورده شده است. به طوری که از شکل ۷ برمی‌آید، با افزایش محتوای حرارتی در دسترس که ناشی از دمای پیش‌گرم بوش است، پهنای لایه‌ی آلایزی فصل مشترک افزایش یافته و این در حالی است که افزایش سرعت چرخش، پهنای لایه را کاهش داده است.

شکل ۸ نشان دهنده‌ی فصل مشترک تشکیل شده در نمونه‌ی ۱ است. همان‌طور که در شکل مشخص است، می‌توان دید که فصل مشترک (از سمت برنج) متشکل از یک لایه‌ی تبریدی، رسوبات صفحه‌ای شکل و نهایتاً یوتکتیک غیرعادی در مجاورت آلومینیم است (شکل ۹). بزرگنمایی بالاتر لایه‌ی تبریدی موجود در مجاورت برنج نشان می‌دهد که این لایه متشکل از دو لایه‌ی مجزا یکی روشنتر (لایه‌ی اول) و دیگری تیره تر (لایه‌ی دوم) است (شکل ۱۰). آنالیز EDS این نواحی (جدول ۴) نشان می‌دهد که لایه‌ی اول ترکیبی معادل $Al_3Cu_5Zn_4$ داشته و لایه‌ی دوم نیز متشکل از ترکیب Al_3Cu_3Zn است.

با توجه به اینکه میزان Zn در لایه‌ی دوم ۱۴ درصد اتمی بوده و این مقدار در لایه‌ی اول به حدود ۳۷ درصد اتمی رسیده است (جدول ۴)، می‌توان گفت که پدیده‌ی نفوذ رو به بالا (uphill) در این لایه نسبت به لایه‌ی دوم اتفاق افتاده است که محققان نیز به این موضوع اشاره کرده‌اند [۲۱]. شایان ذکر است که میزان Zn موجود در برنج ۳۶/۷۲ درصد اتمی ثبت شده است.



شکل ۴ طرحواره‌ی تلاطم سطحی که منجر به حبس فیلیم‌های اکسیدی درون توده‌ی مذاب می‌شوند [۱۷]



شکل ۵ مراحل آلایزسازی فصل مشترک؛ (الف) جریان یافتن مذاب آلومینیم درون بوش برنجی پیش‌گرم شده، (ب) انحلال سطحی بوش و تشکیل فصل مشترک

۴-۲- تماس بین مذاب و جامد در فصل مشترک

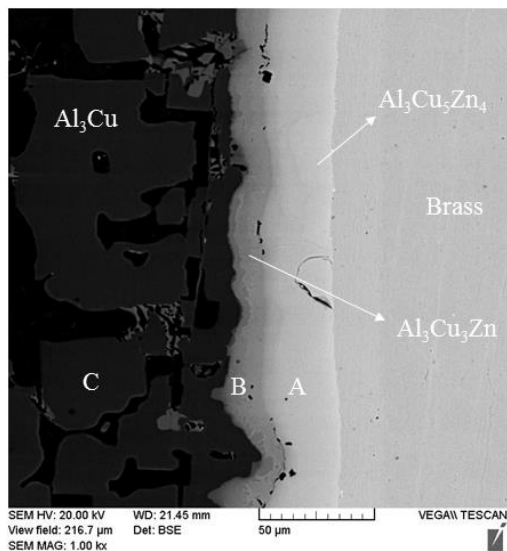
در صورتی که لایه‌های اکسیدی بین دو سطح مذاب و جامد گسیخته نشوند، بین برجستگی‌ها سطح جامد و سطح مذاب ارتباط برقرار شده و در واقع پس از برقراری تماس بین فلز مذاب و جامد، به علت نفوذ حرارتی محدود در جامد، دمای سطح جامد افزایش یافته و به این روش، شار حرارتی موضعی افزایش می‌یابد [۱۸]. پس از برقراری تماس اولیه‌ی فلز مایع با قله‌های پروفیل سطح جامد مناطق اولیه‌ی مذاب تشکیل می‌شود. این اتفاق منجر به تبرید فلز مایع باقی‌مانده‌ی مجاور شده و با افت دمای فلز مایع، سیالیت کاهش می‌یابد. همزمانی این رخداد با انقباض کسر انجماد یافته‌ی فلز مایع، توانایی نفوذ جبهه‌ی مایع به پستی/دره‌های سطح را با کاهش مواجه کرده و در نتیجه تماس بین آن دو کم می‌شود. به عبارت دیگر، به صورت طبیعی ضریب انتقال حرارت فصل مشترک کم می‌شود [۱۹]. در این حال به تشکیل فاصله‌ی هوایی هم می‌توان توجه کرد که البته تحت تاثیر نیروی گریز از مرکز، نسبت به حالت معمولی ریخته‌گری، نقش کمتری خواهد داشت. در شکل ۶



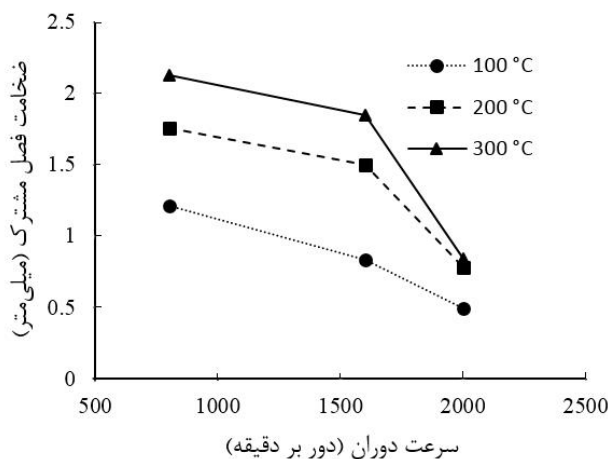
شکل ۹ ریزساختار فصل مشترک سمت آلومینیم دارای ریزساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha\text{-Al-Al}_3\text{Cu}$ ثبت شده با میکروسکوپ نوری (نمونه ۷)

جدول ۳ نمونه‌های ریخته‌گری شده به ازای نسبت حجمی (مذاب/جامد) ۱/۵ و دمای بارریزی ۷۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد

شماره نمونه	سرعت دوران (دور بر دقیقه)	پهنای فصل مشترک (میلی‌متر)	دمای پیش گرم (درجه‌ی سلسیوس)
۱	۸۰۰	۱/۲۱	۱۰۰
۲	۱۶۰۰	۰/۸۲	۱۰۰
۳	۲۰۰۰	۰/۴۸۹	۱۰۰
۴	۸۰۰	۱/۷۶	۲۰۰
۵	۱۶۰۰	۱/۵	۲۰۰
۶	۲۰۰۰	۰/۷۸	۲۰۰
۷	۸۰۰	۲/۱۳	۳۰۰
۸	۱۶۰۰	۱/۸۵	۳۰۰
۹	۲۰۰۰	۰/۸۴	۳۰۰



شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فصل مشترک سمت برنج (نمونه ۴) دارای لایه‌ی تیریدی $\text{Al}_3\text{Cu}_3\text{Zn}$ و لایه‌ی نفوذی $\text{Al}_3\text{Cu}_5\text{Zn}_4$ که پس از پایان یافتن انجماد شکل گرفته است.

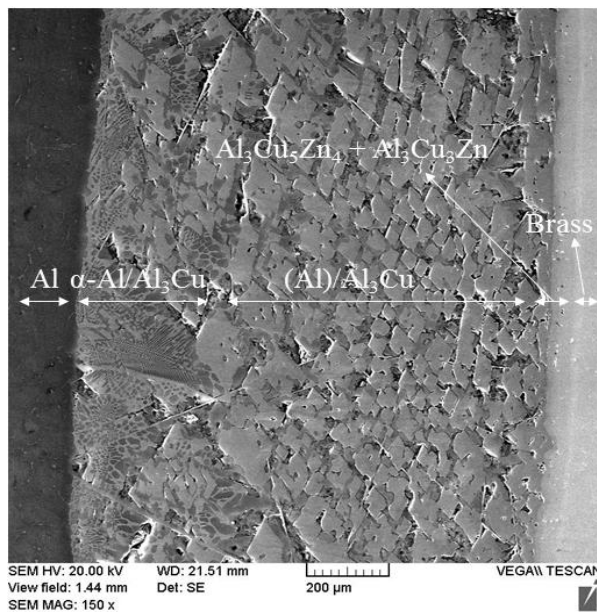


شکل ۷ تغییرات ضخامت فصل مشترک به ازای سرعت چرخش

فاز غالب فصل مشترک شکل گرفته بین آلومینیم و برنج شامل رسوبات Al_3Cu صفحه‌ای شکل در زمینه‌ی $\alpha\text{-Al}$ است که محققان پیشین، آن را فاز θ' معرفی کرده و تشریح کرده‌اند که این فاز، حالت غیرتعادلی فاز θ با ترکیب استوکیومتری Al_2Cu است [۲۳،۲۲]. یوتکتیک لایه‌ای منظم به علت سرعت انجمادی بالا، توانایی رشد نداشته و آخرین لایه‌ی فصل مشترک که در مجاورت آلومینیم واقع شده (شکل ۱۱) شامل توزیع دانه‌های یوتکتیک غیرعادی $\alpha\text{-Al-Al}_3\text{Cu}$ است. برخلاف یوتکتیک لایه‌ای که ناشی از انجماد تعادلی است، یوتکتیک غیرعادی در شرایط انجماد غیرتعادلی و در نتیجه‌ی جوانه‌زایی و رشد مستقل دو فاز یوتکتیکی تشکیل می‌شود [۲۴]. به طور کلی، یوتکتیک غیرعادی محصول انجماد سریع است درحالی که یوتکتیک لایه‌ای ناشی از انجماد آهسته پس از آزاد شدن حرارت فلز بعد از سرد شدن است [۲۵].

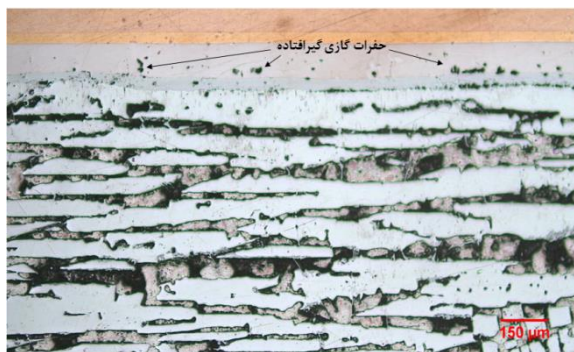
۳-۴- تاثیر نیروی گریز از مرکز روی انجماد

بهره‌گیری از نیروی گریز از مرکز، موجب تسهیل شکل‌گیری یک تماس نسبتاً کامل بین جامد و مذاب می‌شود؛ به عبارت دیگر، مقدار حرارت عبوری از فصل مشترک را به نسبت حالتی که از این نیرو استفاده نشده تشدید می‌کند.

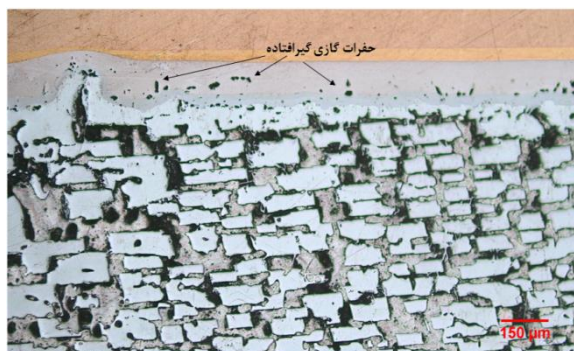


شکل ۸ چهار لایه‌ی مجزای فصل مشترک نمونه‌ی ۱ ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی

نیروی گریز از مرکز با افزایش تحت تبرید، دمای جوانه زنی و رشد فازهای بین‌فلزی را کاهش می‌دهد به طوری که زمان کافی برای نفوذ عناصر و تشکیل ترکیبات بین‌فلزی فراهم نخواهد بود [۲۹].

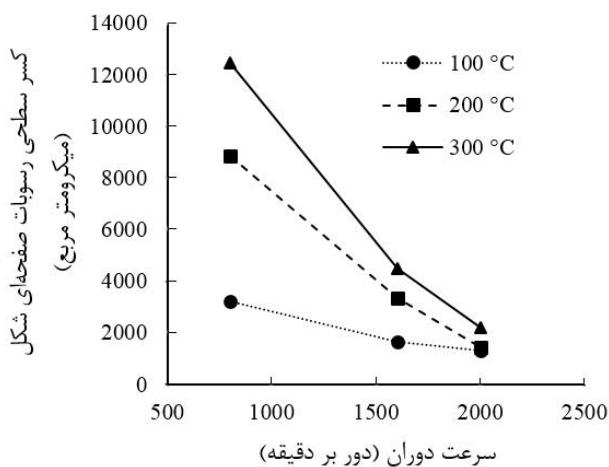


(الف)



(ب)

شکل ۱۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از فصل مشترک سمت برنج در نمونه‌های با سرعت دوران مختلف که نشان‌دهنده‌ی ظریف‌تر شدن رسوبات به ازای افزایش سرعت چرخش و نیز حضور تخلخل‌های خارج از مرکز در دمای پیش‌گرم ثابت ۳۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد است. (الف) نمونه ۸، (ب) نمونه ۹ بر اساس جدول ۳



شکل ۱۳ تغییرات میزان کسر سطحی رسوبات صفحه‌ای شکل به ازای سرعت چرخش

افزون بر این، افزایش آهنگ تبرید موجب اصلاح و ظریف شدن لایه‌ی مجاور آلومینیم نیز می‌شود. همانطور که پیش از این گفته شد، ساختار یوتکتیک غیرعادی در اثر جوانه‌زنی و رشد شاخه‌ای مستقل دو فاز یوتکتیکی تشکیل می‌شود. از همین رو، افزایش آهنگ تبرید با افزایش شمار جوانه‌های

جدول ۴ نتایج آنالیز نقطه‌ای طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از محل‌های مشخص شده در تصاویر ۱۰ و ۱۱

منطقه	درصد اتمی عناصر (%)			ترکیب تشکیل شده
	Zn	Cu	Al	
A	۳۶/۹۴	۴۵/۰۸	۱۷/۹۹	Al ₃ Cu ₅ Zn ₄
B	۱۴/۲۳	۴۱/۸۰	۴۳/۹۸	Al ₃ Cu ₃ Zn
C	۱/۴۷	۲۵/۳۵	۷۳/۱۸	Al ₃ Cu
D	-	۲۵/۳۸	۷۴/۶۲	Al ₃ Cu
E	۸/۰۷	۲/۳۹	۸۹/۵۴	Al ₁₁ Zn



شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فصل مشترک سمت آلومینیم (نمونه ۱) که نمایانگر ریزساختار یوتکتیک غیرعادی است.

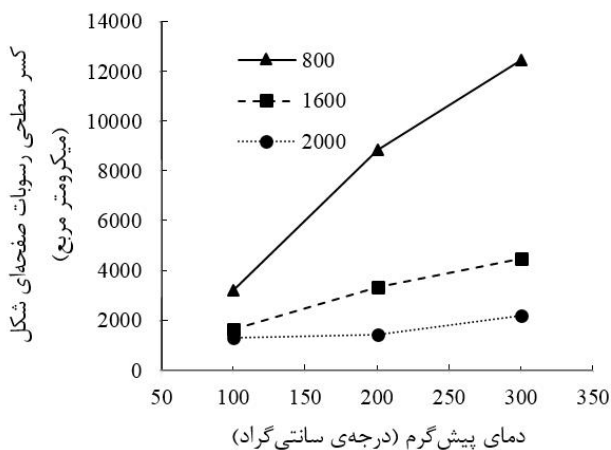
اثر دیگر استفاده از نیروی گریز از مرکز، افزایش آهنگ تبرید در کل ریختگی است، به گونه‌ای که موجب کاهش زمان انجماد نیز می‌شود. نتایج تحقیقات قبلی نشان داده که افزایش نیروی خارجی، تاثیر مثبتی روی انتقال حرارت فصل مشترک می‌گذارد [۲۶].

نیروی گریز از مرکز که وابسته به سرعت چرخش قالب بوده و از رابطه (۳) به‌دست می‌آید.

$$f = mr\omega^2 \quad (3)$$

به طوری که f نیروی گریز از مرکز، m جرم هسته‌ی انجمادی، r فاصله‌ی هسته‌ی انجمادی از مرکز و ω سرعت چرخش است [۱۲].

بر اساس یک پژوهش منتشر شده [۲۷] انحلال‌پذیری Zn در زمینه‌ی Al به طور قابل ملاحظه‌ای فراتر از انحلال‌پذیری Al در زمینه‌ی Zn است و از آنجایی که عنصر Zn نقطه‌ی ذوب پایین‌تری نسبت به عنصر Cu دارد، آلومینیم مذاب سریعاً با اتم‌های Zn واکنش انجام می‌دهد. بنابراین، فاز زمینه شامل محلول جامدی از عناصر Al و Zn است (ناحیه E در شکل ۱۱) که رسوبات Al₃Cu در آن توزیع شده‌اند. در این شرایط، افزایش نرخ تبرید که بواسطه‌ی افزایش نیروی گریز از مرکز ممکن شده، موجب کاهش اندازه‌ی رسوبات Al₃Cu می‌شود (شکل‌های ۱۲ و ۱۳). درحقیقت، در حالی که تحرک‌پذیری - یعنی انتقال جرم - اتم‌ها در فصل مشترک جامد/مایع افزایش یافته ولی بازه‌ی زمانی فرآیند نفوذ کاهش می‌یابد [۲۸]. به عبارت دیگر،



شکل ۱۵ تغییرات میزان کسر سطحی رسوبات صفحه‌ای شکل به ازای دمای پیش گرم بوش برنجی

۵- نتیجه‌گیری

با انجام این پژوهش موارد زیر قابل توجه و نتیجه گیری است.

- ۱- تشکیل فصل مشترک متالورژیکی در کامپوزیت آلومینیم-برنج تهیه شده به روش گریز از مرکز عمودی، امکان پذیر است.
- ۲- انحلال سطحی اتفاق افتاده، شرایط را برای تشکیل فصل مشترک فراهم می‌کند. نیروهای مکانیکی (گریز از مرکز، مایل به مرکز و کوریولیس) با حل کردن سطح بوش جامد عامل شکل‌گیری محلول جامد در لایه‌ی آلیاژی فصل مشترک تلقی می‌شوند.
- ۳- فصل مشترک (از سمت برنج) متشکل از یک لایه‌ی تبریدی، رسوبات صفحه‌ای شکل Al_3Cu و نهایتاً یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al-Al_3Cu$ در مجاورت آلومینیم است. لایه‌ی تبریدی شکل‌گرفته حین انجماد، پس از پایان یافتن انجماد و رخداد پدیده‌ی نفوذ به دو لایه‌ی مجزا تغییر یافته است.
- ۴- افزایش سرعت چرخش با افزایش نیروی گریز از مرکز موجب کاهش اندازه‌ی رسوبات Al_3Cu می‌شود.

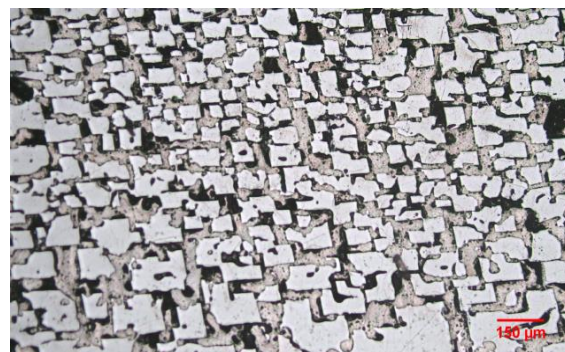
۶- مراجع

- [1] Esmaili, A. Besharati Givi, M. K. and Zareie Rajani, H. R., "A metallurgical and mechanical study on dissimilar Friction Stir Welding of aluminum 1050 to brass (CuZn30)" Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 7093-7102, 2011.
- [2] Tayal, R. K. Singh, V. Kumar, S. and Garg, R., "Compound casting - A literature review" Proceedings of the National Conference on Trends and Advances in Mechanical Engineering, YMCA University of Science & Technology, Faridabad, Haryana, pp. 501-510, 2012.
- [3] Akbari, M. and Behnagh, R.A., "Dissimilar Friction-Stir Lap Joining of 5083 Aluminum Alloy to CuZn34 Brass" Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 43, 2012.
- [4] Esmaili, A. Zareie Rajani, H. R. Sharbati, M. Besharati Givi, M. K. and Shamanian, M., "The role of rotation speed on intermetallic compounds formation and mechanical behavior of friction stir welded brass/aluminum 1050 couple" Intermetallics, Vol. 19, pp. 1711-1719, 2011.
- [5] Akbarifar, M. and Divandari, M., "Interface characterization of Aluminum/Brass bimetal produced by compound casting" In Persian, The second International and The seventh Joint Conference of Iranian Metallurgical engineering and Iranian Foundrymen Scientific Societies, 2013.
- [6] Akbarifar, M. and Divandari, M., "Effect of Melt/Insert volume ratio and pouring temperature on Al/Al alloy interface in compound casting process" Proceedings of Iran International Aluminum Conference, 2014.
- [7] Zare, G. R. Divandari, M. and Arabi, H., "Investigation on interface of Al/Cu couples in compound casting" Materials Science and Technology, Vol. 29, No. 2, pp. 190-196, 2013.
- [8] ASM Metals Handbook, Volume 15 "Casting" ASM Handbook Committee, 1992.

اولیه موجب افزایش نسبت سطح به حجم دندریت‌ها شده و ساختار ظریفی را بوجود می‌آورد [۲۸]. وجود حفرات گازی بسیار کوچک در لایه‌ی تبریدی نمونه‌های ۸ و ۹ (شکل ۱۲) را می‌توان به تلاطم و آشفتگی بالای مذاب در سرعت‌های چرخش بالا (۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه) در دمای بالا (پیش گرم ۳۰۰) نسبت داد. گزارش شده است که ریختگی‌های تهیه شده به ازای سرعت‌های چرخش بالای قالب، به علت حبس سریع ناخالصی‌ها و حفرات گازی درون مذاب ممکن است هنوز در معرض عیوب باشند [۳۰].

۴-۴- تاثیر دمای پیش گرم روی انجماد

به طور کلی دو متغیر روی شکل‌گیری دانه‌ها تاثیرگذار بوده و کنترل‌کننده هستند. ابتدا زیرلایه‌ی موجود- یا در واقع سطح استوانه توخالی است- که به عنوان مکان جوانه‌زنی عمل می‌نماید. عامل دیگر، مادون انجماد ناشی از انتقال حرارت سریع در سمت داخلی رینگ مذاب آلومینیم است که شرایط مناسبی برای تسهیل بقاء و رشد هسته‌ی انجمادی دارد [۱۲]. افزایش محتوای حرارتی علاوه بر اعوجاج و موج‌دار کردن سطح برنج، موجب افزایش اندازه‌ی رسوبات و کشیدگی آن‌ها نیز می‌شود (شکل ۱۴). درحقیقت، افزایش دما با ذوب خوشه‌های اتمی تازه شکل گرفته، حالت بی‌نظمی بوجود می‌آورد. گفتنی است که این خوشه‌های اتمی و فازهای از قبل رسوب کرده در معرض حوزه‌ی گریز از مرکز و پیش از رخداد واکنش یوتکتیک پراکنده می‌شوند [۳۱]. واضح است که کاهش دمای پیش گرم بوش، به علت پایین آوردن محتوای حرارتی در دسترس برای تشکیل فصل مشترک، موجب افزایش آهنگ تبرید ریختگی می‌شود. شایان ذکر است که افزایش آهنگ تبرید با افزایش مادون انجماد موضعی، هسته‌های انجمادی بیش‌تری را در مذاب فعال کرده و ساختار ظریفی شکل می‌گیرد (شکل ۱۵).



(الف)



(ب)

شکل ۱۴ تصاویر میکروسکوپ نوری از رسوبات Al_3Cu نشان‌دهنده‌ی افزایش اندازه‌ی رسوبات و کشیدگی آن‌ها به ازای افزایش دمای پیش گرم بوش در سرعت چرخش ثابت (۸۰۰ دور بر دقیقه). الف) نمونه‌ی ۴ با پیش گرم ۲۰۰، ب) نمونه‌ی ۷ با پیش گرم ۳۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد (مطابق جدول ۳)

- [9] Trejo, E., "Centrifugal Casting of an Aluminium Alloy" Doctor of Philosophy Thesis, University of Birmingham, 2011.
- [10] Diouf, P. and Jones, A., "Investigation of Bond Strength in Centrifugal Lining of Babbitt on Cast Iron" Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 41, 2010.
- [11] Campbell, J. "Complete Casting Handbook" pp. 979-985, University of Birmingham, UK, 2011.
- [12] Chang, S. R. Kim, J. M. and Hong, C. P., "Numerical Simulation of Microstructure Evolution of Al Alloys in Centrifugal Casting" ISIJ International, Vol. 41, pp. 738-747, 2001.
- [13] Chirita, G. Soares, D. and Silva, F. S., "Advantages of the centrifugal casting technique for the production of structural components with Al-Si alloys" Materials and Design, Vol. 29, pp. 20-27, 2008.
- [14] Regel, L. L. and Wilcox, W. R., "Centrifugal materials processing" International Center for Gravity Materials Science and Applications, 1997.
- [15] Daming, X. Limin, J. and Hengzhi, F., "Effects of centrifugal and coriolis forces on the mold-filling behavior of titanium melts in vertically rotating molds" Research & Development, 2008.
- [16] Campbell, J. "Entrainment defects" Materials Science and Technology, Vol. 22, No. 2, pp. 127-145, 2006.
- [17] 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, 2012.
- [18] Liu, W. Wang, G. X. and Matthys, E. F., "Thermal analysis and measurements for a molten metal drop impacting on a substrate : cooling, solidification and heat transfer coefficient" International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 38, pp. 1387-1395, 1995.
- [19] Coates, B. and Argyropoulos, S. A., "The Effects of Surface Roughness and Metal Temperature on the Heat-Transfer Coefficient at the Metal Mold Interface" Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 38, No. 2, pp. 243-255, 2007.
- [20] Kim, S. J. Umeda, T. Murata, K. Sakurai, D. and Minami, M., "Development of New Container Manufacturing Process by Vertical Type Centrifugal Casting Method and its Solidification Analysis" Advanced Materials Research, Vol. 4-5, pp. 307-312, 1997.
- [21] Fujikawa, S. I., "Interdiffusion between Aluminium and α -Brass" Diffusion in Materials, Vol. 95-98, pp. 611-616, 1993.
- [22] Biswas, A. Siegel, D. J. Wolverton, C. and Seidman, D. N., "Precipitates in Al-Cu alloys revisited: Atom-probe tomographic experiments and first-principles calculations of compositional evolution and interfacial segregation" Acta Materialia, Vol. 59, pp. 6187-6204, 2011.
- [23] Shoilock, B. A. M. Grovenor, C. R. and Knowlcs, K. M., "Compositional studies of Ω and Θ' precipitates in an Al-Cu-Mg-Ag alloy" Scripta Metallurgica, Vol. 24, pp. 1239-1244, 1990.
- [24] Liu, X. R. Cao, C. D. and Weisheng, B., "Microstructure evolution and solidification kinetics of undercooled Co-Ge eutectic alloys" Scripta Materialia, Vol. 46, pp. 13-18, 2002.
- [25] Wei, B. and Herlach, D. M., "Rapid solidification of undercooled eutectic and monotectic alloys" Materials Science and Engineering A, Vol. 173, pp. 357-361, 1993.
- [26] Fardi Ilkhchy, M. J. A. and Davami, P., "Effect of pressure on heat transfer coefficient at the metal/mold interface of A356 aluminum alloy" International Communications in Heat and Mass Transfer, Vol. 39.5, pp. 705-712, 2012.
- [27] Marukovich, E. I. Branovitsky, A. M. Na, Y. S. Lee, J. and Choi, K. Y., "Study on the possibility of continuous-casting of bimetallic components in condition of direct connection of metals in a liquid state" Materials and Design, Vol. 27, pp. 1016-1026, 2006.
- [28] Ghoncheh, M. H. Shabestari, S. G. and Abbasi, M. H., "Effect of cooling rate on the microstructure and solidification characteristics of Al2024 alloy using computer-aided thermal analysis technique" Journal of Therm Analysis and Calorimetry, Vol. 117.3, pp. 1253-1261, 2014.
- [29] Ghoncheh, M. H. and Shabestari, S. G., "Effect of Cooling Rate on the Dendrite Coherency Point During Solidification of Al2024 Alloy" Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 46.3, pp. 1287-1299, 2014.
- [30] Limin, J. Daming, X. Min, L. and Fu, H., "Casting Defects of Ti-6Al-4V Alloy in Vertical Centrifugal Casting Processes with Graphite Molds" Met. Mater. Int, Vol. 18, No. 1, pp. 55-61, 2012.
- [31] Fu, H. Xiao, Q. and Xing, J., "A study of segregation mechanism in centrifugal cast high speed steel rolls" Materials Science and Engineering A, Vol. 479, pp. 253-260, 2008.