



تأثیر دمای پیشگرم روی ضخامت و ساختار لایه فصل مشترک کامپوزیت دوفلزی آلومینیم- مس در روش گریز از مرکز عمودی

احسان حیطة¹، مهدی دیوانداری^{2*}، مرتضی غلامی³

1- کارشناس ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج

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

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

* تهران، صندوق پستی 16846-13114، divandari@iust.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

دریافت: 95/07/24

پذیرش: 95/08/12

کلیدواژگان:

فصل مشترک

آلومینیوم

مس

ریخته‌گری گریز از مرکز

انحلال

دمای پیشگرم

مصرف کامپوزیت‌های شامل دو یا چند فلز، با هدف بهبود بهره‌وری در صنایع مختلف، در سال‌های اخیر افزایش یافته است. در این تحقیق، ریخته‌گری کامپوزیت دوفلزی آلومینیم- مس در حالت ذوب‌ریزی مذاب آلومینیم درون بوش جامد مسی به ابعاد، ارتفاع 40 میلی‌متر و قطر داخلی و خارجی 79 و 84 میلی‌متر، در سرعت دوران 1480 دور بر دقیقه و دماهای پیش‌گرم 100، 150، 200، 300 و 400 درجه‌ی سانتی‌گراد به وسیله‌ی دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی انجام شد و فصل مشترک تشکیل شده مورد مطالعه قرار گرفت. کاهش دمای پیش‌گرم با تشدید آهنگ تبرید موجب کاهش ضخامت فصل مشترک و نیز ظریف‌تر شدن ساختار یوتکتیک غیرعادی α -Al/Al₃Cu می‌شود. بررسی‌های آنالیز میکروسکوپ الکترونی مجهز به طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) نشان داد فازهای (به ترتیب از سمت مس) AlCu، AlCu₂ و Al₂Cu، رسوبات Al₂Cu جدا شده از لایه‌ی سوم و پراکنده در زمینه‌ی از ساختار یوتکتیک غیرعادی α -Al/Al₃Cu و نهایتاً ساختار یوتکتیک غیرعادی α -Al/Al₃Cu در مجاورت آلومینیم تشکیل شده است. سختی فصل مشترک تابع یک روند نزولی است به گونه‌ای که سختی فازهای تشکیل شده از سمت دیواره‌ی خارجی به طرف داخل قطعه ریختگی کاهش می‌یابد.

Effect of preheating temperature on thickness and interfacial microstructure of Aluminum-Copper bimetal composite produced by vertical centrifugal casting

Ehsan Hiteh¹, Mehdi Divandari^{2*}, Morteza Gholami²

1- Department of Materials Engineering, Islamic Azad University of Karaj, Karaj, Iran

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

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

Keywords

Interface
 Aluminum
 Copper
 Centrifugal casting
 Dissolution
 Preheating temperature

Abstract

Application of composites of two or more metals has been increased, aiming to increase productivity, in various sectors of industry in recent years. In this work an Al/Cu bimetal composite was prepared by casting Al melt into a Cu bush with 40 mm height and 79 and 84 inner and outer diameters, rotating at 1480 revolutions per minute (rpm), and 100, 150, 200, 300, and 400°C preheating temperature, respectively in a vertical centrifugal casting machine. Cooling rate increment, due to lower preheating temperature, not only lead to interface thinning but also it can modify microstructure. The results of scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) analysis showed that four discrete layers have been formed from the Cu side, including AlCu₂, AlCu, Al₂Cu continuous layers, Al₂Cu precipitates scattering in anomalous eutectic structures and finally α -Al/Al₃Cu anomalous eutectic structure near the Al side. Micro hardness measurements showed that hardness of various presented phases decreases from outward to the inward.

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

Hiteh, E. Divandari, M. and Gholami, M., "Effect of preheating temperature on thickness and interfacial microstructure of Aluminum-Copper bimetal composite produced by vertical centrifugal casting", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 4, No. 4, pp. 391-398, 2018.

1- مقدمه

آلیاژ مقاوم به سایش یا مقاوم به خوردگی بوده در حالی که آلیاژ داخلی ارزان-تر نظیر چدن یا فولاد است [19]. دو فلزی آلومینیم-مس نیز ترکیبی کامپوزیتی محسوب می شود که میتواند برخی مصارف صنعتی را در نظر داشته باشد. در تحقیق حاضر، فصل مشترک کامپوزیت دوفلزی آلومینیم-مسدر فرآیند ریخته‌گری مرکب با استفاده از سیستم ریخته‌گری گریز از مرکز مورد بررسی و تأثیر دمای پیش‌گرم بوش مسی بر فصل مشترک مورد بحث قرار گرفته است.

1-1- حوزه‌ی گریز از مرکز

نیروی گریز از مرکز، شتاب $\frac{v^2}{r}$ را روی فلز در حال انجماد اعمال می‌کند به طوری که v سرعت خطی فلز و r فاصله‌ی شعاعی از محور چرخش است. این شتاب می‌تواند 100 برابر شتاب ثقل g باشد [19]. همچنین در یک سیستم چرخان، جرم در حال حرکت به‌صورت شعاعی در اطراف محور چرخش، نیروی اضافه‌ای را تحت عنوان نیروی کوریولیس دریافت خواهد کرد. این نیرو موجب رفتار پیر شدن متفاوت قالب در فرآیند ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی می‌شود [18]. علاوه بر نیروهای گریز از مرکز و کوریولیس، نیروی گرانش نیز در این فرآیند تأثیرگذار است. ضریب گرانش به صورت رابطه‌ی (1) تعریف می‌شود:

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

به‌طوری که ω سرعت چرخش زاویه‌ای قالب، r شعاع چرخش و g شتاب ناشی از ثقل است. تحت حوزه‌ی گریز از مرکز، فشار تغذیه‌ی آلیاژ P_f معادل رابطه‌ی (2) می‌باشد:

$$P_f = \frac{\omega^2 \rho}{2g} (r^2 - r_0^2) \quad (2)$$

افزایش سرعت چرخش به علت بهبود توانایی انجام تغذیه با افزایش P_f میزان حفرات ماکرو در ریختگی‌ها را کاهش می‌دهد [21]. تحقیقات دونوو [20] نشان داد مایع در حال جریان در حوزه‌ی گریز از مرکز عمودی، شکل سهمی‌واری به خود می‌گیرد (شکل 1). معادله‌ی منحنی ارائه شده توسط دونوو معادل رابطه‌ی (3) می‌باشد:

$$h = 0.0000142N^2r^2 \quad (3)$$

به طوری که N چرخش در دقیقه (rpm) و r به اینچ است. این معادله به صورت رابطه‌ی (4) به واحدهای SI تبدیل شده است:

$$h = 2N^2r^2 \quad (4)$$

h فاصله‌ی طی شده در محور عمودی به متر است و N آهنگ چرخش در هر ثانیه است [19].

2- روش تحقیق

2-1- مواد مورد استفاده

ترکیب شیمیایی شمش آلومینیمی و بوش مسی مورد استفاده در این تحقیق در جداول 1 و 2 ارائه شده است.

بوش‌های مورد استفاده در این تحقیق از شرکت Nibco تهیه شد و با استفاده از دستگاه برش به ابعاد مورد نظر بریده شد (شکل 2). عملیات آماده سازی سطحی بوش‌ها با بهره‌گیری از کاغذ سنباده‌ی شماره 400 انجام شده و سپس برای عملیات پیش‌گرم و متعاقب آن ریخته‌گری، درون دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی تعبیه شد.

از سال‌ها پیش تاکنون روش‌های مختلفی برای اتصال فلزات غیرهم‌جنس به یکدیگر مورد استفاده قرار گرفته است. به طور کلی هدف از تولید کامپوزیت‌های دوفلزی، دست یافتن به ساختاری یکپارچه شامل دو جز فلزی است به طوری که هر جز خواص منحصر به فرد خود را داشته و از لحاظ خواص مکانیکی، فیزیکی، شیمیایی و یا اقتصادی مکمل یکدیگر باشند [1]. معمولاً بسته به نوع کاربرد، اجزا درونی و بیرونی در کامپوزیت مشخص می‌شوند. خواص ساختاری، مقاومت به خوردگی، مقاومت به سایش و هدایت حرارتی و الکتریکی از جمله مواردی هستند که در انتخاب دو جزء، مد نظر قرار می‌گیرند [2]. در سال‌های اخیر محققین متعددی فرآیندهایی نظیر جوش کاری اصطکاکی اغشاشی [3، 4]، پیوند نفوذی [5، 6] و جوش کاری انفجاری [7] را برای تولید کامپوزیت‌های دوفلزی آلومینیم-مس به روش جامد-جامد مورد بررسی قرار داده‌اند. مزایا و معایب این روش‌ها به تفصیل در هریک از این تحقیقات بیان شده است اما بطور خلاصه طولانی بودن فرآیند تولید، نیاز به تجهیزات ویژه، محدودیت شکل هندسی و هزینه‌های تولید بالا از جمله مهمترین محدودیت‌های روش‌های جامد عنوان شده‌اند. ریخته‌گری مرکب به عنوان یک فرآیند اقتصادی، با محدودیت‌های کمتر در مقایسه با دیگر روش‌ها، مورد توجه قرار گرفته است. ریخته‌گری مرکب فرآیندی است که در خلال آن، دو فلز، یکی در حالت جامد و دیگری در حالت مذاب در تماس با یکدیگر قرار می‌گیرند به گونه‌ای که باعث ایجاد یک منطقه‌ی واکنشی در فصل مشترک شده و یک اتصال فلزی پیوسته ایجاد می‌شود [8، 9]. فرآیند ریخته‌گری مرکب می‌تواند روشی مناسب در اتصال‌دهی فلزات سبک به یکدیگر باشد، با این پیش‌فرض که پیوند متالورژیکی مناسبی چه از نوع محلول جامد و چه از نوع تشکیل ترکیبات بین‌فلزی بین دو فلز برقرار شود [10]. گزارش‌های متعددی در مورد ریخته‌گری مرکب کامپوزیت‌های دوفلزی آلومینیم-آلومینیم [8، 11]، آلومینیم-منیزیم [12، 13]، آلومینیم-آهن [14] و فولاد-چدن [15] ارائه شده است، اما فلزات آلومینیم و مس به نسبت کمتر مورد توجه قرار گرفته است. دیواندری و گلپایگانی [16] حضور فازهای بین-فلزی Al_2Cu ، $AlCu$ و ترکیبات حاوی سیلیسیم و آهن را در فصل مشترک کامپوزیت دوفلزی آلومینیم-مس گزارش کردند. همچنین زارع و همکاران [1] با بررسی فصل مشترک دو فلزیدر فرآیند ریخته‌گری مرکب، گزارش کردند که 5 لایه مجزا شامل ترکیبات بینفلزی Al_2Cu ، $CuAl$ ، Cu_3Al_4 ، یک لایه یوتکتیک و یک لایه دندردیتی + یوتکتیک در فصل مشترک تشکیل می‌شود.

ریخته‌گری گریز از مرکز روشی برای تولید لوله‌های چدنی و غلطک‌های استوانه‌ای به حساب آمده و از این فرآیند برای تولید اجزای تیوبی و استوانه‌ای در اکثر آلیاژهای تجاری ریختگی شامل فولادهای آلیاژی با کربن بالا و پایین، و آلیاژهای پایه مس و پایه نیکل استفاده شده است. مدل عمومی تولید لوله‌های کامپوزیتی دوفلزی انجماد اولیه‌ی لایه‌ی ثانویه پس از ذوب مجدد است [18]. رفتار پیچیده‌تر آلیاژهای مذاب، در هنگام پر کردن قالب به صورت گریز از مرکز، در مقایسه با فرآیند ریخته‌گری ثقلی، ناشی از نیروهای محرکه‌ی پیچیده‌ای است که در فرآیند ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی به وجود می‌آید. به علت چرخش قالب و عایق بودن مذاب و مواد قالب و نیز رفتار پیچیده‌ی پر شدن قالب و آمیخته شدن انتقال حرارت و انجماد، تعیین تجربی کلیه متغیرها به صورت همزمان دشوار است [18]. غلطک‌ها اغلب با دو بار ریختن تهیه می‌شوند، به‌طوری که سطح خارجی غلطک متشکل از

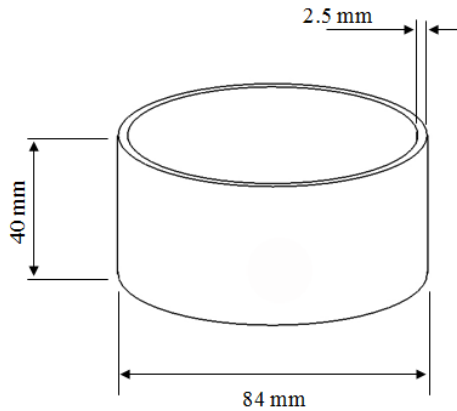


Fig. 2 Schematic of copper bush used in this work

شکل 2 طرح‌واره‌ی بوش مسی مورد استفاده در این تحقیق

گراد تنظیم شده و پس از آماده شدن ذوب، عملیات بارریزی درون دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی (شکل 3) انجام شد. عملیات برش زدن کامپوزیت‌های دوفلزی ریخته‌گری شده در شکل 4 به تصویر کشیده شده است. نمونه‌های برش زده شده به منظور مشاهدات میکروسکوپی تحت عملیات آماده سازی سطح قرار می‌گیرد. بدین منظور با بهره‌گیری از سنباده طی 8 مرحله از شماره 220 تا 2500 پوساب‌زنی انجام شده و سپس نمونه‌ها پولیش شدند. گفتنی است که برای پولیش از پودر آلومینا استفاده گردید. برای مشاهده‌ی ریزساختار فصل مشترک، سطح کلیه-ی نمونه‌ها توسط محلول هیدروکلریدریک اسید رقیق حکاکی شد. میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51M و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA II TESCAN مجهز به دکتور طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس برای مشاهده و ثبت ریزساختار نمونه‌ها مورد استفاده قرار گرفت. بررسی‌های کمی تصاویر ثبت شده نیز با استفاده از نرم افزار Image J انجام شد. دستگاه MX9660a برای اندازه‌گیری میزان سختی فازهای تشکیل شده مورد استفاده قرار گرفت، به‌گونه‌ای که بار 150 گرم به مدت 15 ثانیه روی فازها اعمال شده و عمق اثر اندازه‌گیری شد.

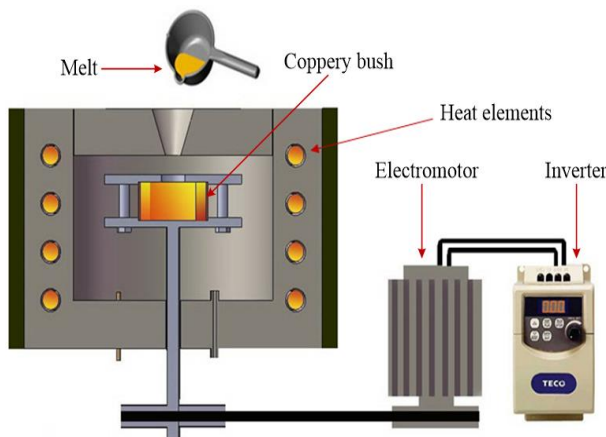


Fig. 3 Schematic representation of vertical centrifugal casting (VCC) machine

شکل 3 شمای کلی از دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی

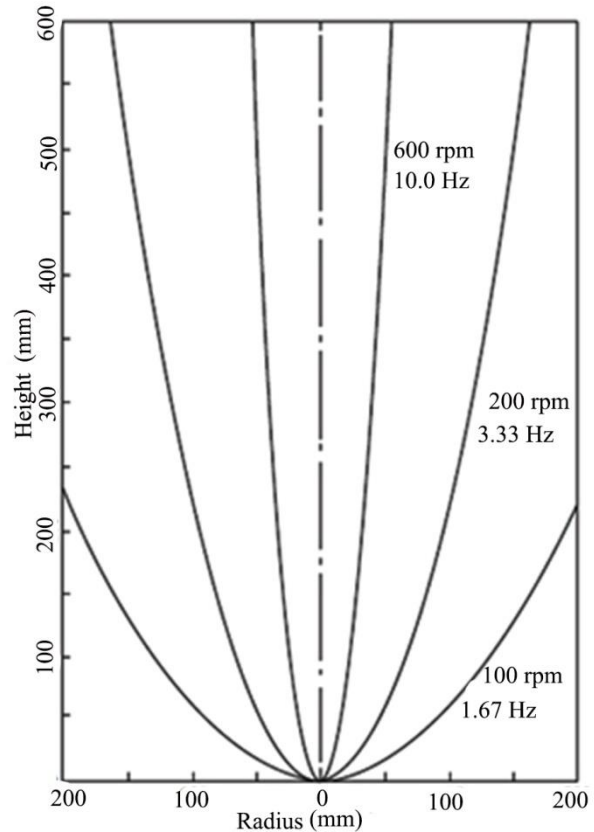


Fig. 1 Experimental profile of melt rotation [20]

شکل 1 پروفیل تجربی چرخش مذاب [20]

جدول 1 ترکیب شیمیایی شمش آلومینیم به کار گرفته شده در این تحقیق

Table 1 Chemical composition (wt.%) of Aluminum ingot used in this work.

عنصر	درصد وزنی
آلومینیم	مابقی
سیلیسیم	0.21
مس	0.123
آهن	0.12
منیزیم	0.015
روی	0.011

جدول 2 ترکیب شیمیایی بوش مسی به کار گرفته شده در این تحقیق

Table 2 Chemical composition (wt.%) of copper bushes used in this work.

عنصر	درصد وزنی
مس	مابقی
فسفر	0.02
روی	0.01
سیلیسیم	0.005
آهن	0.005

2-2- دستگاه‌ها و ابزار اندازه‌گیری

میزان 100 گرم آلومینیم با استفاده از ترازو وزن شده و پس از شارژ در بوت-ی گرافیتی، توسط کوره المانی ذوب شد. دمای کوره روی 730 درجه سانتی

جدول 3 نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای بارریزی 730 درجه‌ی سانتی‌گراد

شماره نمونه	دمای پیش‌گرم (درجه‌ی سانتی‌گراد)	فصل مشترک (میکرومتر)	پهنای فصل مشترک (میکرومتر)	سرعت دوران (دور بر دقیقه)
1	100	-	-	-
2	150	-	300	-
3	200	-	400	1480
4	300	-	540	-
5	400	-	720	-

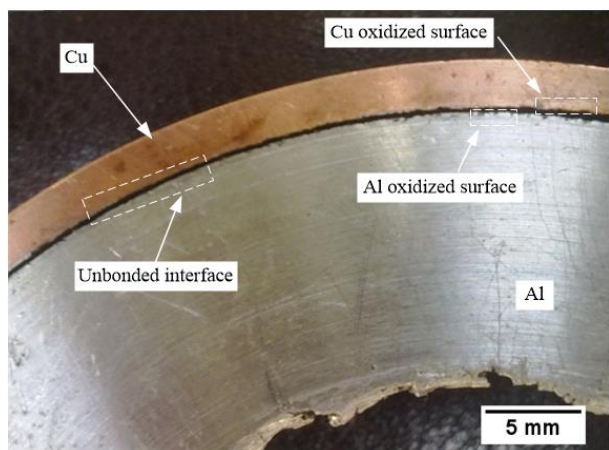


Fig. 5 Macroscopic representation of sample 1 shows unbonded interface

شکل 5 تصویر ماکروسکوپی نمونه‌ی 1 نشان‌دهنده‌ی فقدان پیوند در این نمونه

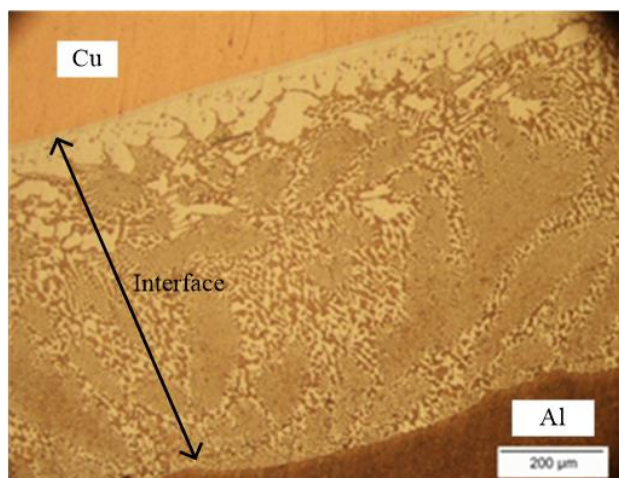


Fig. 6 Representative optical micrograph showing the interface of sample 5

شکل 6 فصل مشترک نمونه‌ی 5 گرفته شده با میکروسکوپ نوری

که در مجاورت سطح مغزه است، تحت تأثیر ترمودینامیک (کاهش انحلال-پذیری حداکثری با دما) کاهش می‌یابد [23]. به طوری که در شکل 7 مشهود است، افزایش دمای پیش‌گرم بوش مسی شرایط را برای عریض‌تر شدن فصل مشترک فراهم آورده است.

افزایش محتوای حرارتی در دسترس، تشکیل پیوند مطلوب در فصل مشترک را ارتقاء می‌دهد زیرا انرژی حرارتی ورودی برای حصول پیوند متالورژیکی در فصل مشترک کافی است. بنابر مطالعات قبلی، نفوذ عنصری مطابق پتانسیل شیمیایی در ناحیه‌ی انتقالی رخ می‌دهد و افزایش محتوای

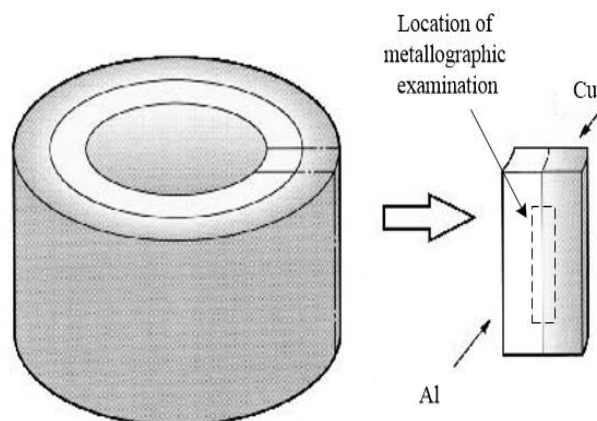


Fig. 4 Cutting process of the cast samples to smaller dimension for metallographic observations

شکل 4 عملیات برش‌زنی کامپوزیت‌های ریخته‌گری شده و تهیه‌ی نمونه برای مشاهدات میکروسکوپی

3- نتایج و بحث

3-1- تشکیل فصل مشترک

انحلال سطحی مس جامد عامل شکل‌گیری فصل مشترک در این تحقیق است. به‌گونه‌ای که مذاب وارد شده به درون قالب بوش مانند در حال دوران، در اثر وجود داشتن محتوای حرارتی و همچنین نیروهای مکانیکی دخیل، سطح مس را حل کرده و با تشکیل محلولی ناپایدار شرایط را برای شکل-گیری پیوند فراهم می‌آورد. جدول 3 مشخصات نمونه‌های ریخته‌گری شده را نشان می‌دهد.

می‌توان دید که در نمونه‌ی 1 با پیش‌گرم 100 هیچ‌گونه فصل مشترکی تشکیل نشده است (شکل 5). درحقیقت کافی نبودن محتوای حرارتی در این نمونه قادر به غلبه بر اکسیدهای ذاتی سطح مذاب و جامد و متعاقب آن انحلال سطح مس نبوده و بنابراین پیوند متالورژیکی در این نمونه تشکیل نشده است.

نکته‌ی قابل توجه در اینجا فائق آمدن بر اکسید ذاتی سطح مذاب و جامد است. طبق گزارش ججاری و همکاران [12] مهم‌ترین مشکل پیوند فلزات در ریخته‌گری مرکب فلزات سبک (در اینجا آلومینیم)، حضور فیلم‌های اکسیدی سطح مذاب و جامد عنوان شده است. غلبه بر این اکسیدها و تشکیل فصل مشترک در دماهای پیش‌گرم بالاتر ممکن شده است. طبق گزارش این محققینشکاف نسبتاً بزرگ شکل گرفته در فصل مشترک به علت تعاملات موضعی و محدود مذاب با جامد در بخش‌هایی از فصل مشترک است. در همین زمینه، غلامی و همکاران [22] اعلام کردند تلاطم سطحی ایجاد شده، موجبات تا خوردن و گیرافتادگی فیلم‌های اکسیدی در توده‌ی مذاب را فراهم می‌آورد به طوری که این فیلم‌ها پس از تشکیل، درون توده‌ی مذاب شناور شده و ممکن است در هر نقطه‌ای از قطعه قرار گیرند و موجبات تشکیل ترک در آن ناحیه را فراهم آورند. شکل 6 فصل مشترک ثبت شده برای نمونه‌ی 5 را نشان می‌دهد.

در حقیقت، به‌محض پر شدن کامل بوش، دمای فصل مشترک شروع به کم شدن می‌کند و از این‌رو، رشد و انحلال لایه‌ی واکنشی (که فرآیند فعال‌شونده با گرما است) با سرعت کم‌تری ادامه یافته و مقدار مس محلول مذاب

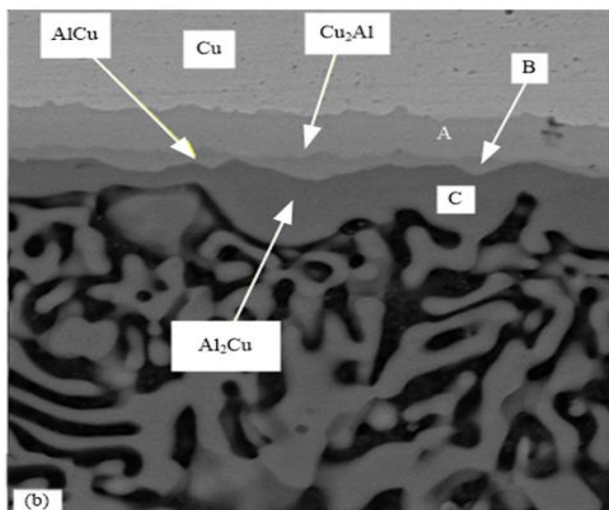


Fig. 8 SEM images of (a) the interface of sample 2 and (b) higher magnification of marked zone at image (a)

شکل 8 (الف) فصل مشترک نمونه‌ی 2 ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی - الکترون برگشتی (ب) بزرگ‌نمایی بالاتر ناحیه نشان داده شده در بخش الف

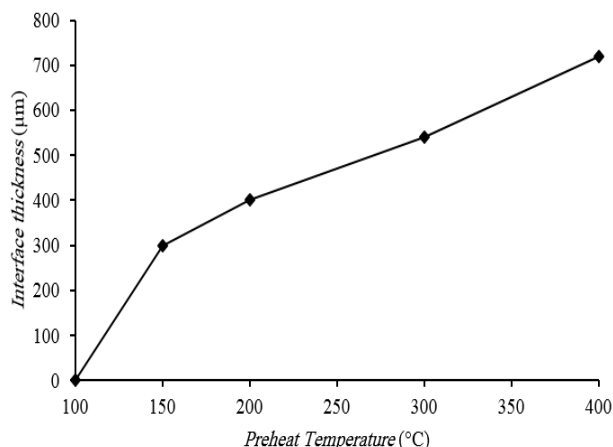


Fig. 7 Variation of interface thickness versus increasing the preheating temperature

شکل 7 تغییرات ضخامت فصل مشترک به ازای افزایش دمای پیش گرم

حرارتی که در اینجا بواسطه‌ی افزایش دمای پیش گرم بوش مسی حاصل شده است منجر به بهبود فعالیت انحلالی عناصر می‌شود [24].

2-3- شناسایی فازها

همان‌طور که در بخش‌های قبل گفته شد، تشکیل فصل مشترک در تحقیق حاضر ناشی از شرایط انحلالی ویژه‌ای است که به‌واسطه‌ی دمای موجود و نیروهای دخیل ممکن شده است. شکل 8 تصویر الکترون برگشتی از فصل مشترک نمونه‌ی 2 را نشان می‌دهد. فصل مشترک متشکل از سه لایه‌ی پیوسته و به هم چسبیده در مجاورت مس است.

آنالیز نقطه‌ای (جدول 4) این لایه‌ها حاکی از تشکیل فازهای $AlCu_2$ ، $AlCu$ و Al_2Cu (به ترتیب از سمت مس) است. اختلاف غلظت مس در این لایه‌ها گویای حاکم بودن شرایط نفوذی پس از تکمیل انجماد است.

پس از این لایه‌های پیوسته فصل مشترک شامل رسوبات Al_2Cu جدا شده از لایه‌ی سوم و پراکنده در زمینه‌ی از ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ است (شکل 9). در حقیقت، نقش نیروهای مکانیکی در پراکندگی رسوبات Al_2Cu در زمینه بسیار قابل توجه‌تر از نیروهای انجمادی است به گونه‌ای که شرایط را برای جدا شدن رسوبات از لایه‌ی پیوسته‌ی منجمد شده Al_2Cu فراهم می‌آورد. امامی و همکاران [25] اعلام کردند که ترکیبات بین فلزی به علت نقطه‌ی ذوب پایین در آخرین مراحل انجماد شکل گرفته و تشکیل این ترکیبات با انقباض فصل مشترک همراه است.

جدول 4 نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS مکان‌های نشان‌دار در شکل‌های 8-10
Table 4 EDS results (Atomic %) of marked areas shown in Figures 8-10

ترکیب تشکیل شده	درصد اتمی عناصر (at.%)		منطقه
	Cu	Al	
Cu_2Al	67.16	32.84	A
$AlCu$	50.47	49.53	B
Al_2Cu	35.31	64.69	C
Al_2Cu	35.97	64.03	D
$\alpha-Al$	3.68	96.32	E
Al_3Cu	25.61	74.39	F

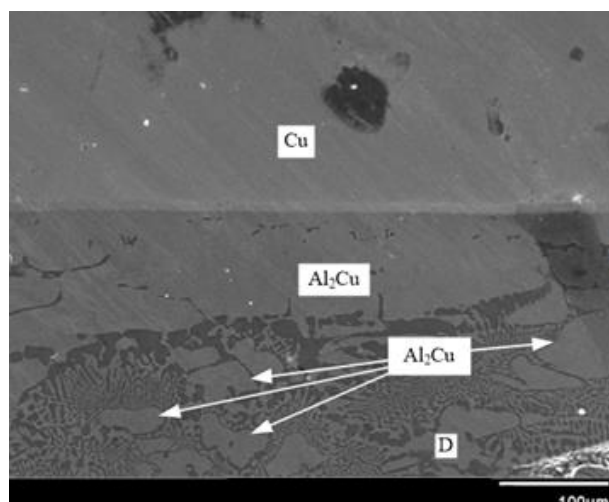
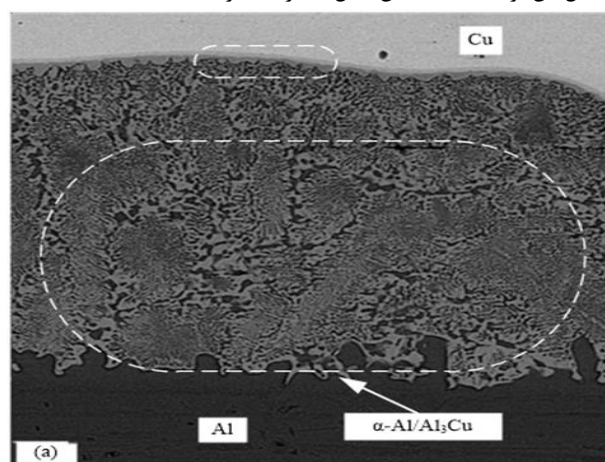


Fig. 9 SEM image of the interface of sample 4 at the interface near the copper side

شکل 9 فصل مشترک مجاور برنج نمونه‌ی 4 ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی به‌رحال بخش غالب فصل مشترک متشکل از ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ است. به طوری که در شکل 10 می‌توان دید، تشکیل



در حال انجماد می‌شود. کاهش اندازه‌ی دانه‌ها، توزیع ذرات در زمینه را بهبود می‌بخشد. جریان سیال اجباری از میان دانه‌ها موجب ارتقای همگنی فازهای

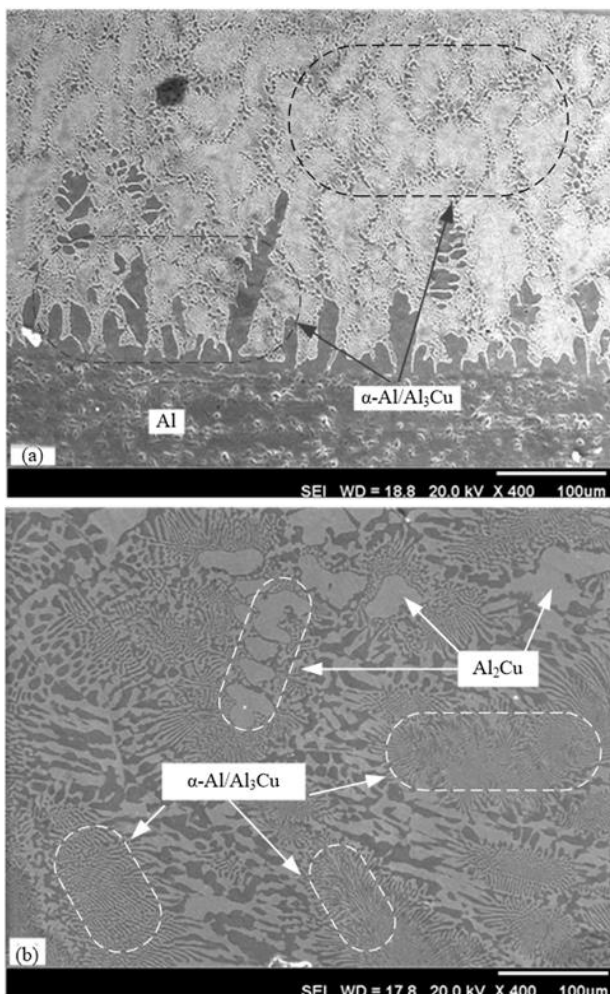


Fig. 11 SEM image of samples (a) 2 and (b) 5 showing the interface near the aluminum side

شکل 11 ریزساختار فصل مشترک مجاور آلومینیم در نمونه‌های (الف) 2 و (ب) 5 ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی

ترسیبی شده و دانه‌ها را اصلاح می‌کند [15]. طرحواره‌ی شکل 12 گویای وضعیت حاکم در حوزه‌ی گریز از مرکز است. در شرایطی که زمان انجماد طولانی می‌شود (دماهای پیش‌گرم بالا)، این پدیده قابل رؤیت است.

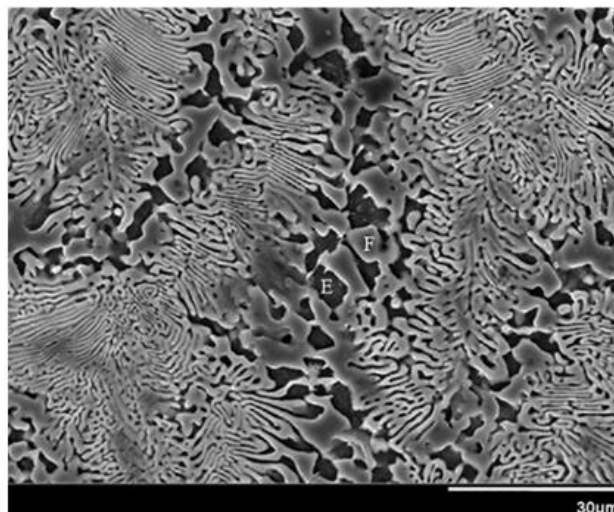
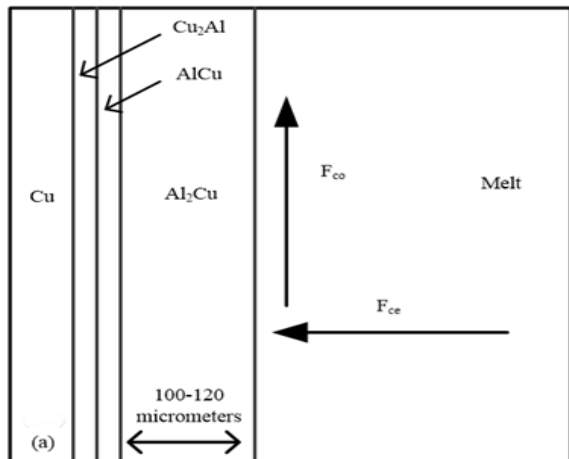


Fig. 10 SEM image of sample 3 showing α -Al/Al₃Cu anomalous eutectic microstructure near the Aluminum side

شکل 10 ساختار یوتکتیک غیرعادی α -Al/Al₃Cu مجاور آلومینیم نمونه‌ی 3 ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی

ساختار یوتکتیک غیرعادی ناشی از شرایط انجماد غیرتعادلی و در نتیجه‌ی جوانه‌زایی و رشد مستقل دو فاز یوتکتیکی تشکیل می‌شود [26]. در حقیقت، آهنگ تبرید بالا شرایط را برای تشکیل چنین ساختاری فراهم می‌کند [27].

3-3- تأثیر محتوای حرارتی روی ریزساختار

به طوری که در شکل 11 می‌توان دید، کاهش دمای پیش‌گرم جامد مسی از 400 به 150 درجه‌ی سانتی‌گراد، علاوه بر کاهش ضخامت فصل مشترک از 720 به 300 میکرومتر، شرایط را برای ظریف‌تر شدن ساختار یوتکتیک غیرعادی α -Al/Al₃Cu فراهم آورده است و شاهد ساختار ظریف‌تری در فصل مشترک هستیم. همچنین حضور رسوبات Al₂Cu در مجاورت آلومینیم در نمونه‌ی 5 نشان‌دهنده‌ی زمان طولانی انجماد در این نمونه نسبت به نمونه‌ی 2 است که به علت دمای پیش‌گرم پایین بوش مسی در این نمونه آهنگ سردکنندگی در این نمونه تشدید شده و زمان برای جریان یافتن رسوبات Al₂Cu جدا شده در جهت شعاعی فراهم نبوده است.

به طور کلی دو عامل روی شکل‌گیری ریزساختار تأثیرگذار بوده و کنترل کننده هستند. ابتدا زیرلایه‌ی موجود در مذاب است، در اینجا بوش مسی، که به‌عنوان مکان جوانه زنی عمل می‌نماید. عامل دیگر، مادون انجماد کافی برای تسهیل ایجاد، بقاء و رشد هسته‌ی انجمادی است. شکل‌گیری ریزساختار در ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی را به دمای پیش‌گرم قالب و فوق‌گرمایش مذاب نسبت داده‌اند. افزایش دمای قالب، موجب درشت‌تر شدن ریزساختار حاصله می‌شود. کاهش دمای پیش‌گرم قالب موجب افزایش آهنگ تبرید ریخته‌گری خواهد شد. از جهت دیگر؛ افزایش آهنگ تبرید موجب افزایش مادون انجماد موضعی در مذاب شده و بدینسان شرایط را برای فعالیت هسته‌های انجمادی بیش‌تری فراهم آورده و ساختار ظریفی شکل می‌گیرد [28]. تلاطم مذاب در زمان انجماد، فلز مذاب را به جریان درآورده و موجب گسیختگی و جلوگیری از رشد دانه می‌شود. به هم‌خوردن مذاب موجب تسریع جابجایی حرارتی و نفوذ عنصر حل‌شونده شده و از این رو باعث افزایش گرادیان غلظتی و مادون انجماد ساختاری در جبهه‌ی فصل مشترک

موجب افزایش میزان ترکیب یوتکتیکی می‌شود. بنابر گزارش فوق مادون انجماد حرارتی (اثر سردکنندگی) و نیز مادون انجماد غلظتی (تولید هسته-های انجمادی بیشتر) در اثر افزایش سرعت جرخش تشدید شده و شرایط را برای تشکیل ساختار یوتکتیک تسهیل می‌کند.

3-4- سنجش سختی فازهای تشکیل شده

اثر سردکنندگی سطح خارجی در حوزه‌ی گریز از مرکز [32,31] موجب سختی هر چه بیش‌تر فازهای تشکیل شده در این منطقه می‌شود. بنابر نتایج بدست آمده، بالاترین عدد سختی مربوط به بیرونی‌ترین فاز تشکیل شده یعنی فاز پیوسته‌ی $AlCu_2$ (اولین لایه) با میانگین سختی حدود 547 ویکرز است. محتوای بالای مس در این فاز را نیز می‌توان از دلایل سختی بالای آن عنوان کرد. ساختار غالب فصل مشترک شامل ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ با عدد سختی حدود 132 ویکرز اندازه‌گیری شد. در حقیقت، سختی فصل مشترک تابع یک روند نزولی است به گونه‌ای که سختی فازهای تشکیل شده از سمت دیواره‌ی خارجی به طرف داخلی ریختگی کاهش می‌یابد [33]. راندن ذرات و فازهای با چگالی بالا به محیط خارجی [34] تحت حوزه‌ی گریز از مرکز را نیز می‌توان یکی دیگر از دلایل سختی بالای محیط خارجی در مقایسه با محیط داخلی عنوان کرد.

4- نتیجه‌گیری

بر اساس تحقیق انجام شده نتایج زیر قابل استخراج و استنتاج است:

- * تشکیل اتصال متالورژیکی در کامپوزیت دوفلزی آلومینیم-مس بواسطه‌ی انحلال سطح مس در معرض حوزه‌ی گریز از مرکز امکان‌پذیر است.
- * حداقل دمای پیش‌گرم لازم جهت غلبه بر اکسیدهای ذاتی سطح مذاب و جامد و تشکیل پیوند 150 درجه‌ی سانتی‌گراد است.
- * افزایش دمای پیش‌گرم بوش مسی شرایط را برای انحلال میزان مس بیش‌تری فراهم کرده و فصل مشترک ضخیم‌تر تشکیل می‌شود.
- * آنالیز نقطه‌ای EDS فازهای موجود حاکی از تشکیل فازهای (به ترتیب از سمت مس) $AlCu_2$ ، $AlCu$ ، Al_2Cu است. پس از این لایه‌های پیوسته رسوبات Al_2Cu جدا شده از لایه‌ی سوم و پراکنده در زمینه‌ی از ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ بوده (نمونه‌های با پیش‌گرم بالا) و نهایتاً ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ در مجاورت آلومینیم ظاهر می‌شود.

- * کاهش دمای پیش‌گرم موجب ظریف‌تر شدن ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ شده و به علت تشدید شدن آهنگ تبرید از حضور رسوبات Al_2Cu در زمینه‌ی $\alpha-Al/Al_3Cu$ جلوگیری می‌شود.
- * نقش نیروهای مکانیکی (گریز از مرکز F_{ce} و کوریولیس F_{co}) در جدا کردن و توزیع رسوبات Al_2Cu در زمینه‌ی $\alpha-Al/Al_3Cu$ برجسته بوده به طوری که می‌توان نقش نیروهای انجمادی در این تحولات را کم اهمیت تر تلقی کرد.
- * سختی فصل مشترک تابع یک روند نزولی است به گونه‌ای که سختی فازهای تشکیل شده از سمت دیواره‌ی خارجی به طرف داخلی ریختگی کاهش می‌یابد.

5- مراجع

- [1] Zare G. R., Divandari M., Arabi H. "Investigation on Interface of Al/Cu Couples in Compound Casting", Materials Science and Technology, Vol. 29, No. 2, pp. 190-196, 2013.

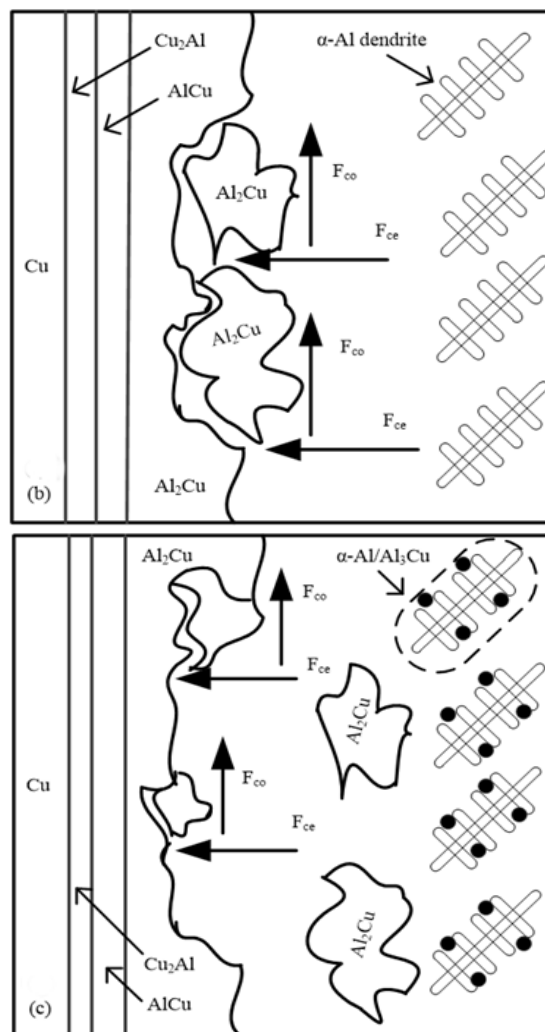


Fig. 12 Schematic representation of possible phenomenon at centrifugal field; (a) bush surface dissolution creates a solid layer, (b) rupturing some parts of the created solid layer caused by F_{ce} and F_{co} forces, (c) floating ruptured parts into the melt by F_{co} force

شکل 12 طرحواره‌ی پدیده‌های محتمل در حوزه‌ی گریز از مرکز؛ (الف) پوسته‌ی جامد تشکیل شده در اثر انحلال سطحی بوش مسی، (ب) جدا شدن رسوباتی از لایه-ی انجماد یافته تحت تاثیر نیروی گریز از مرکز (F_{ce}) و کوریولیس (F_{co}) ، (ج) شناور شدن رسوبات جدا شده درون مذاب در اثر نیروی کوریولیس (F_{co})

به‌طور کلی، نقش نیروهای مکانیکی (گریز از مرکز F_{ce} و کوریولیس F_{co}) در جدا کردن و توزیع رسوبات Al_2Cu در زمینه‌ی $\alpha-Al/Al_3Cu$ بسیار برجسته بوده به طوری که می‌توان نقش نیروهای انجمادی در تحولات حالت اخیر را کم اهمیت تلقی کرد. افزون بر این، افزایش آهنگ تبرید بواسطه‌ی حوزه‌ی گریز از مرکز به گیر افتادن این رسوبات کمک کرده و از ذوب مجدد آن‌ها درون مذاب ممانعت به عمل می‌آورد. در حقیقت، نیروهای حاضر علاوه بر جداسازی مکانیکی رسوبات، با افزایش آهنگ سردکنندگی اجازه‌ی انحلال رسوبات درون مذاب را نداده و آن‌ها را در زمینه حبس می‌کنند. طبق تحقیقات قبلی نیز اولین مذابی که به دیواره‌ی سطحی قالب برخورد می‌کند به بخش درونی ریختگی برگشته و این پدیده شمار مکان های جوانه زنی در بخش داخلی ریختگی را افزایش داده و در نتیجه‌ی ارتقای انجماد سریع‌تر، شاهد اصلاح ریزساختار هستیم [29]. غلامی و همکاران [30] طی گزارشی اعلام کردند که ارتعاش مکانیکی قالب حین انجماد،

- with Iron base Inserts", *Composites: Part A*, Vol. 33, pp. 1417-1420, 2002.
- [24] Xiong B., Cai C., 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.
- [25] Emami, S. M. Divandari, M. Arabi, H. Hajjari, E. "Effect of Melt-to-Solid Insert Volume Ratio on Mg/Al Dissimilar Metals Bonding", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 22(1), pp. 123-130, 2013.
- [26] Liu X. R., Cao C. D., Weisheng B., "Microstructure Evolution and Solidification Kinetics of Undercooled Co-Ge Eutectic Alloys", *Scripta Materialia*, Vol. 46, pp. 13-18, 2002.
- [27] Wei B., Herlach D. M., "Rapid Solidification of Undercooled Eutectic and Monotectic Alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 173, pp. 357-361, 1993.
- [28] Chang S. R., Kim J. M., Hong C. P., "Numerical Simulation of Microstructure Evolution of Al Alloys in Centrifugal Casting", *ISIJ International*, Vol. 41, pp. 738-747, 2001.
- [29] Chirita G., Soares D., 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.
- [30] Gholami M., Divandari M., Salehi M. T. "Experimental Study of Effective Parameters on Production and Mechanical Properties of Al-Brass Bimetal Composite", In Persian, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 7, pp. 170-178, 2016.
- [31] Prasad K. S. K., Murali M. S., Mukunda P. G., "Analysis of Fluid Flow in Centrifugal Casting", *Front. Mater. Sci.*, Vol. 4(1), pp. 103-110, 2010.
- [32] E. Ahmadi, M.R. Forouzan, M. Aghaei, M. Shirani, Numerical simulation of thermal history in moldand casting during horizontal centrifugal casting of ductile iron pipes, In Persian, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No. 6, pp. 185-193, 2014
- [33] Sarkar S., Lohar A. K., Panigrahi S. C., "Vertical Centrifugal Casting of Aluminum Matrix Particle Reinforced Composites", *Journal of Reinforced Plastics And Composites*, Vol. 28, No. 8, pp. 1013-1020, 2009.
- [34] Fu H., Xiao Q., 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.
- [2] Simsir M., Kumruoglu L. C., Özer A. "An Investigation into Stainless-steel/Structural-alloy-steel Bimetal Produced by Shell Mould Casting", *Materials and Design*, Vol. 30, pp. 264-270, 2009.
- [3] Xue P., Xiao B. L., Ni D. R., Ma Z. Y. "Enhanced Mechanical Properties of Friction Stir Welded Dissimilar Al-Cu Joint by Intermetallic Compounds", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 5723-5727, 2010.
- [4] Galvao I., Oliviera J. C., Loureiro A., Rodriguez D. M. "Formation and Distribution of Brittle Structures in Friction Stir Welding of Aluminium and Copper: Influence of Shoulder Geometry", *Intermetallics*, Vol. 22, pp. 122-128, 2012.
- [5] Xiaolea C., Bingzhe B., Yiminb G., Chun F. "Microstructural Characterization of the Al/Cu/steel Diffusion Bonded Joint", *Rare Metals*, Vol. 28, pp. 478-482, 2009.
- [6] Guo Y., Liu G., Jin H., Shi Z., Qiao G. "Intermetallic Phase Formation in Diffusion-bonded Cu/Al Laminates", *J Mater Sci*, Vol. 46, pp. 2467-2473, 2011.
- [7] Mamalis A. G., Szalay A., Vaxevanidis N. M., Manolakos D. E. "Fabrication of Bimetallic Rods by Explosive Cladding and Warm Extrusion", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 83, pp. 48-53, 1998.
- [8] Papis K. J. M., Hallstedt B., Loeffler J. F., Uggowitzer P. J. "Interface Formation in Aluminium-Aluminium Compound Casting", *Acta Materialia*, Vol. 56, 2008.
- [9] Hajjari E., Divandari M., Razavi S. H., Homma T., Kamado S. "Intermetallic Compounds and Antiphase Domains in Al/Mg Compound Casting", *Intermetallics*, Vol. 23, pp. 182-186, 2012.
- [10] Khanepaz, H. Divandari, M. Shahmiri, M. "Effect of Magnesium Insert Oxide Layer on the Coupling Al/Mg Produced via Compound Casting", In Persian, *The First International and The Sixth Joint Conference of Iranian Metallurgical Engineering Society & Iranian Foundrymen's Society*, university of Tehran, 2012.
- [11] Papis K. J. M., Loeffler J. F., Uggowitzer P. J. "Light metal compound casting", *Science in China Series E: Technological Sciences*, Vol. 52, No. 146-51, 2009.
- [12] Hajjari E., Divandari M., Razavi S. H., Emami S. M., Homma T., Kamado S., "Dissimilar Joining of Al/Mg Light Metals by Compound Casting process", *J Mater Sci*, Vol. 46, pp. 6491-6499, 2011.
- [13] Hajjari E., Divandari M., Razavi S. H., Homma T., 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.
- [14] Kai Z., Xiufang B., Yumin L., Yang L., Chuncheng Y. "New Evidence for the Formation and Growth Mechanism of the Intermetallic Phase Formed at the Al/Fe Interface", *J. Mater. Res.*, Vol. 28, No. 23, pp. 3279-3287, 2013.
- [15] Xiong B., Cai C., Wan H., Lu B. "Fabrication of High Chromium Cast Iron and Medium Carbon Steel Bimetal by Liquid-Solid Casting in Electromagnetic Induction Field", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 2978-2982, 2011.
- [16] Divandari M., Vahid Golpayegani A. R. "Study of Al/Cu Rich Phases Formed in A356 Alloy by Inserting Cu Wire in Pattern in LFC Process", *Materials and Design*, Vol. 30, pp. 3279-3285, 2009.
- [17] Beeley P., "Foundry Technology", Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, 2001.
- [18] Daming X., Limin J., Hengzhi F., "Effects of Centrifugal and Coriolis Forces on the Mold-filling Behavior of Titanium Melts in Vertically Rotating Molds", *Research & Development*, Vol. 5, pp. 249-257, 2008.
- [19] Campbell J. "Complete Casting Handbook", pp. 979-985, Birmingham: University of Birmingham, UK, 2011.
- [20] Donoho C. K. "Centrifugal Casting of Steel", *Transactions of American Foundry Association*, Vol. 52, pp. 313-332, 1944.
- [21] Limin J., Daming X., Min L., 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.
- [22] Gholami M., Divandari M., Salehi M. T. "Defects characterization of Al-brass composite produced via centrifugal process", In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 3, No. 2, pp. 123-130, 2016.
- [23] Viala J. C., Peronnet M., Barbeau F., Bosselet F., Bouix J., "Interface Chemistry in Aluminium Alloy Castings Reinforced