



اثر سرعت دوران و محتوای حرارتی در تولید کامپوزیت دوفلزی آلومینیم- برنج

مرتضی غلامی^۱، مهدی دیوانداری^{۲*}

۱- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران
۲- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران
* divandari@iust.ac.ir، ۱۳۱۱۴-۱۶۸۴۶

اطلاعات مقاله	چکیده
<p>دریافت: ۹۵/۰۷/۲۷ پذیرش: ۹۵/۱۱/۱۶</p> <p>کلیدواژگان: کامپوزیت آلومینوم-برنج اتصال متالورژیکی ریخته‌گری گریز از مرکز فصل مشترک</p>	<p>کامپوزیت‌های تشکیل شده از فلزات غیرمشابه در طراحی و ساخت قطعاتی که تحت شرایط نیروی مکانیکی جدی، حرارت و سایش خاص هستند به کار می‌رود. تولید بوش آلومینیم-برنج به عنوان جفت فلزی کامپوزیتی یکی از این موارد محسوب می‌شود. در این تحقیق با استفاده از دستگاه گریز از مرکز عمودی برخی متغیرهای موثر در تولید قطعه استوانه کامپوزیتی آلومینیم-برنج مورد مطالعه قرار گرفت. بدین منظور مذاب آلومینیم با نسبت‌های حجمی ۱/۵ و ۲/۵ درون بوش برنجی پیش‌گرم شده در محدوده دمایی ۱۰۰-۴۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد و در حال دوران با سرعت‌های ۸۰۰ و ۱۶۰۰ دور بر دقیقه ریخته‌گری شده و خصوصیات فصل مشترک بین این دو فلز مورد بررسی قرار گرفت. نتایج بررسی‌های حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) نشان داد که فصل مشترک حاصله شامل چهار لایه‌ی مجزا است. لایه‌های مشکله به ترتیب از سمت برنج شامل $Al_2Cu_5Zn_4$، Al_3Cu_3Zn، رسوبات Al_2Cu توزیع شده در زمینه-ی محلول جامد آلومینیم و نهایتاً ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_2Cu$ در مجاورت آلومینیم است. اندازه‌گیری‌های میکروسختی نشان داد که میزان سختی در عرض فصل مشترک از یک روند نزولی پیروی می‌کند به گونه‌ای که بالاترین سختی مربوط به نواحی مجاور برنج و کم‌ترین میزان سختی متعلق به نواحی مجاور آلومینیم ثبت شد.</p>

Effect of rotational speeds and heat content on the production of Al- Brass bimetal composite

Morteza Gholami, Mehdi Divandari*

1- School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran
*P.O.B.16846-13114, divandari@iust.ac.ir

Keywords

Aluminum-brass composite
Metallurgical bonding
Centrifugal casting
Interface

Abstract

Composites made of dissimilar metals are designed and used in components subjected to various condition such as serious mechanical force, heat and erosion. Fabrication of Al- brass hollow cylinder, as a composite bimetallic part, is an example. In this work, Al-brass bimetallic hollow cylinders were produced using vertical centrifugal casting device and effective variables were studied. To achieve this, Al melt at 1.5 and 2.5 melt-to-solid volume ratio was cast into 100-400°C preheated cylindrical brass bush rotating at 800 and 1600 revolutions per minute (rpm) respectively and the interface characteristics were investigated. The results of scanning electron microscope (SEM) showed that the achieved interface consisted of four discrete layers from the brass side, including $Al_2Cu_5Zn_4$, Al_3Cu_3Zn , Al_2Cu precipitates scattering in aluminum matrix and finally $\alpha-Al/Al_2Cu$ anomalous eutectic structure near the aluminum side. Micro hardness measurements showed that the hardness of various presented phases decreases from the brass side to the aluminum side.

۱- مقدمه

صنعتی مورد استفاده‌اند. از میان آلیاژهای پایه مس، برنج‌ها به دلیل مقاومت به خوردگی عالی، استحکام و شکل‌پذیری خوب و قابلیت ماشین‌کاری فوق‌العاده، از دیگر مواد مهندسی متمایز شده برای کاربری‌های طولانی و مهم نظیر اجزای الکتریکی، لوله و اتصالات استفاده می‌شوند [3]. از آنجایی که انتقال حرارت لوله‌های منفرد تحت شرایط کاری حساس و پیچیده با مشکل روبرو می‌شود، لوله‌های کامپوزیتی دوفلزی مطرح شده‌اند. لوله‌های دوفلزی می‌توانند از آلیاژ مس، آلومینیم، تیتانیوم، و فولاد زنگ نزن یا کربنی تولید شوند. آلومینیم و برنج هر دو دارای مقاومت به خوردگی بالا و هدایت حرارتی

در طراحی قطعات مهندسی عمدتاً استفاده از یک نوع فلز یا آلیاژ رواج دارد اما هنگامی که شاخص‌های مکانیکی، سازه‌ای، خوردگی و الکتریکی خاصی مطرح می‌شود، این روش چندان کارآمد نخواهد بود [1]. فلز آلومینیم به دلیل خواص گوناگون به‌طور گسترده‌ای در دنیا استفاده می‌شود. آلومینیم و آلیاژهای آن با چگالی نسبتاً پایین، هدایت حرارتی و الکتریکی بالا و نیز مقاومت به خوردگی قابل قبول شناخته شده‌اند [2]. از دیگر سو آلیاژهای مس به علت خواص الکتریکی و حرارتی عالی که دارند در بسیاری از کاربردهای

Please cite this article using:

Gholami, M. and Divandari, M. "Effect of rotational speeds and heat content on the production of Al- Brass bimetal composite". In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 4, No. 2, pp. 219-228, 2017.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

$$a = \frac{s^2}{r} \quad (2)$$

به طوری که شعاع دایره و s سرعت مماسی ذره است. تلفیق این معادله با اصل دوم نیوتن، مقدار نیروی مایل به مرکز را به دست می‌دهد:

$$F = \frac{mv^2}{r} \quad (3)$$

m جرم ذره بوده و از آن جایی که سرعت v ثابت است، بنابراین مقدار شتاب و نیرو نیز بدان نسبت داده شده است [24].

۲-۲- انتقال حرارت

افزایش انتقال حرارت در مذاب گریز از مرکز شده با کاهش گرادین دمایی، موجب تسریع نرخ انجماد شده و بدین‌سان کمک شایانی به جهت‌دار شدن انجماد می‌کند [22]. مدل ریاضی معادله‌ی انتقال انرژی حرارتی در ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی معادل است با:

$$\frac{\partial T}{\partial t} + \nabla(vT) = \alpha \nabla^2 T + \frac{h}{c_p} \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (4)$$

T و f_s به ترتیب نشان‌دهنده‌ی دما و کسر حجمی فاز منجمد شده است؛ α بیانگر ضریب نفوذ حرارتی بوده و برابر است با:

$$\alpha = \frac{\lambda}{c_p \rho_L} \quad (5)$$

به گونه‌ای که λ و ρ_L به ترتیب گویای هدایت حرارتی و چگالی سیال و c_p و h نیز گرمای نهان و گرمای ویژه هستند [21].

۲-۳- انجماد

چرخش قالب با افزایش فشار نسبت به حالت معمول، موجب رانده شدن گاز از فصل مشترک جامد-مذاب شده و علاوه بر کاهش عیوب در محل اتصال، موجب بهبود ریزساختار آلیاژ تشکیل شده در فصل مشترک می‌شود [27-25]. درحقیقت، نیروی گریز از مرکز با افزایش انتقال حرارت در سیستم موجب چگالی بیش‌تر فصل مشترک و منجر به انجماد فوق‌العاده سریعی در این ناحیه می‌شود [22]. با در نظر گرفتن یک حجم کنترلی درون سیالی که دارای مولفه‌های سرعت v_x ، v_y و v_z است و نیز با ثابت فرض کردن چگالی، معادله‌ی پیوستگی و ناویر-استوکس به ترتیب برابر خواهند بود با:

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = \nabla v = 0 \quad (6)$$

$$\rho \frac{dv}{dt} = -\nabla p + \eta \nabla^2 v + \rho g \quad (7)$$

که به ازای مختصات استوانه‌ای می‌توان نوشت:

$$\rho \left(\frac{\partial v_x}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_y}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_z}{\partial z} \right) = -\frac{\partial p}{\partial x} + \eta \nabla^2 v + \rho g_x$$

$$\rho \left(\frac{\partial v_y}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_y}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_z}{\partial z} \right) = -\frac{\partial p}{\partial y} + \eta \nabla^2 v + \rho g_y$$

$$\rho \left(\frac{\partial v_z}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_y}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_z}{\partial z} \right) = -\frac{\partial p}{\partial z} + \eta \nabla^2 v + \rho g_z \quad (8)$$

و الکتریکی مناسبی هستند و از اتصال این دو فلز می‌توان در سیستم‌های انتقال حرارت، مکانیکی و کاربردهای الکتریکی استفاده نمود [4].

روش‌های مختلف اتصال آلومینیم به برنج نظیر ریخته‌گری مرکب (ثقلی) [5]، پیوند نفوذی [6-11]، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی [4,12,13]، جوشکاری فراصوتی [14] و نورد تجمعی [15,16] به کار برده شده است.

ریخته‌گری مرکب عبارت از ریختن مذاب آلیاژی درون یا پیرامون جامد فلزی است که لزوماً باید منجر به تشکیل ناحیه‌ی واکنشی در فصل مشترک دو فلز شود. در این روش یک ناحیه‌ی واکنشی انحلالی یا نفوذی بین دو ماده شکل گرفته و در ادامه یک لایه‌ی فلزی انتقالی به صورت پیوسته از یک فلز به دیگری شکل می‌گیرد که نوع ترکیبات بین‌فلزی و ساختار آن‌ها تعیین‌کننده‌ی نحوه‌ی عملکرد اتصال است [17]. انتقال حرارت در فصل مشترک بین فلز مذاب در حال انجماد و فلز جامد، روی انتخاب فازها، جوانه‌زنی بلوری، و فرآیند بعد از انجماد تأثیرگذار بوده و ریزساختار شکل گرفته، فرآیند انجماد را کنترل می‌کند [18]. درحقیقت، انجماد بدین شکل، فرآیند دینامیکی کوتاه‌مدتی است که بدون تعادل ترمودینامیکی و تحت شرایط انتقال حرارت شدیداً گذرا اتفاق می‌افتد [19]. عوامل غیرقابل کنترل متعددی نظیر حبس و گیرافتادگی گاز، زبری سطح و سایر پارامترها تأثیرات عمده‌ای روی انتقال حرارت می‌گذارد [20].

روش ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی به صورت گسترده‌ای در تولید ریخته‌گی‌های با اشکال پیچیده با دیواره‌های نازک و با ابعاد بزرگ استفاده شده است. این ریخته‌گی‌ها به‌طور فزاینده‌ای در صنایع هوا-فضا استفاده شده‌اند [21]. البته فرآیند ریخته‌گری گریز از مرکز به دو صورت افقی و عمودی اجرا می‌شود. ریخته‌گری گریز از مرکز افقی عموماً برای تولید لوله‌ها، تیوب‌ها، سیلندرها، و موارد دیگر مورد استفاده قرار می‌گیرد. طول ورود مذاب در ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی کوتاه‌تر از نوع افقی بوده و فلز مذاب مستقیماً به درون قالب چرخان بارریزی می‌شود. بنابراین کنترل دمای بارریزی و مقدار مذاب ریخته شده در نوع عمودی ساده‌تر است. در این تحقیق از ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی برای تولید جفت فلزی آلومینیم-برنج استفاده شده است. مذاب آلومینیم با نسبت‌های حجمی مذاب به جامد $(\frac{L}{S})$ ۱/۵ و ۲/۵ درون بوش برنجی در حال دوران با سرعت‌های ۸۰۰ و ۱۶۰۰ دور بر دقیقه ریخته‌گری شد.

۲- معادلات حاکم بر ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی

۲-۱- نیروهای اعمال شده بر سیال

هنگامی که یک سیال در حالت چرخش گریز از مرکز به ازای یک سرعت زاویه‌ای ω قرار می‌گیرد، شتاب بواسطه‌ی نیروی شتابی گریز از مرکز افزایش می‌یابد [22]. مقدار نیروی گریز از مرکز وارده بر سطح درونی توسط عدد بدون بعد G بیان شده که نسبت نیروی گریز از مرکز به ثقل (ms^{-2}) را بیان می‌کند و معادل است با:

$$G = \frac{2\pi^2 D_i N^2}{g} \quad (1)$$

D_i قطر درونی لوله (m) و N عدد چرخش قالب (s^{-1}) است [23]. دیگر نیروی تأثیرگذار در این فرآیند عبارتست از نیروی کوریولیس که موجب انحراف جریان شده و چرخش ثانویه یا گرداب را بوجود می‌آورد. این نیرو وابسته به جهت و آهنگ چرخش و سرعت است [21].

شتاب همراه با حرکت دایره‌ای یکنواخت، شتاب مایل به مرکز نامیده شده و معادل است با:

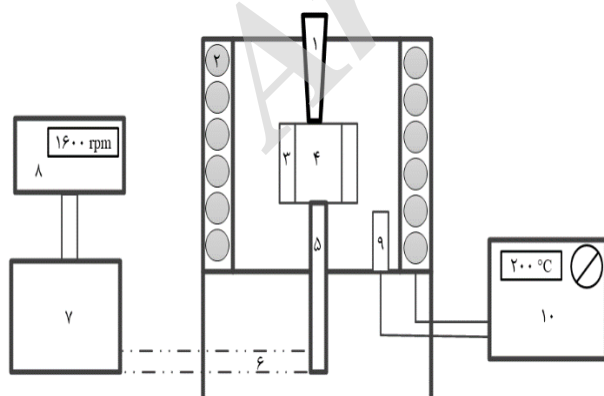
پیش از فرآیند بارریزی مذاب، به منظور زدایش اکسیدها و چربی‌های موجود، سطح بوش‌های برنجی تا شماره‌ی ۲۰۰۰ سنباده‌زنی و با استون شستشو داده شد. به ازای نسبت حجمی (مذاب به جامد) معین، مقدار مشخصی آلومینیم با استفاده از کوره المانی ذوب شد. دمای کوره روی ۷۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد تنظیم شد. به طوری که در شکل ۲ نشان داده شده است، دستگاه مورد استفاده مجهز به سیستم گرمایشی (ژنراتور با فرکانس بالا) بوده و هر کدام از بوش‌ها پیش از بارریزی تا دمای ۱۰۰ تا ۴۰۰ درجه‌ی سانتی-گراد پیش‌گرم شده و با آماده شدن مذاب، فرآیند مذاب‌ریزی با ارتفاع ثابت ۴۰-۵۰ میلی‌متر انجام می‌شد. مشخصات نمونه‌های ریخته‌گری شده در جدول ۳ آمده است.

کلیه‌ی قطعات برش زده شده پس از عملیات سنگ‌زنی و سنباده‌زنی، با پودر آلومینای ۰/۳ پولیش شده و با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51M و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به دکتور طیف‌سنجی اشعه‌ی ایکس استفاده شد. عملیات سختی‌سنجی آلومینیم، برنج و لایه‌ی فصل مشترک با استفاده از دستگاه سختی‌سنجی Wolpert ساخت کشور آلمان انجام شد. تغییرات سختی فصل مشترک نیز با استفاده از دستگاه با مارک MXT در نیروی ۵۰ گرم و به مدت ۱۵ ثانیه، به ترتیب برای قسمت‌های برنج، آلومینیم و فصل مشترک اندازه‌گیری شد. لازم به ذکر است که پس از برش نمونه مناسب از مقطع حاوی فصل مشترک (با توجه به نازک بودن مقطع فصل مشترک) نمونه تهیه شده مانند شد تا اندازه‌گیری میکرو سختی فصل مشترک امکان پذیر شود.

۴- نتایج و بحث

۴-۱- نقش اکسیدهای سطحی مذاب و جامد

شکل ۳ قطعات برش زده شده از نمونه‌ی ۱ را نشان می‌دهد. به طوری که می‌توان دید، بخش‌هایی از فیلم اکسیدی سطحی که پایدار مانده و گسسته نشده دارای پیوند متالورژیکی نبوده و تنها یک تماس مکانیکی ساده بین مذاب و جامد برقرار شده است. وجود اکسیدها و ناخالصی‌ها روی سطح مذاب و جامد از تشکیل پیوند ممانعت می‌کند. برآیند نیروهای گریز از مرکز و کوریولیس علاوه بر کمک به بالا آمدن مذاب درون بوش، همراه با ارتعاش ناشی از الکتروموتوری که مجموعه صفحه دستگاه را به چرخش در می‌آورد



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

به طوری که ρ جرم، p نیروی فشاری، $\eta V^{2/3}$ نیروی ویسکوز و ρg نیروی گرانش است [26].

۳- روش پژوهش

مواد اولیه‌ی مورد استفاده در این تحقیق، شامل شمش آلومینیم خالص و ورق برنجی CuZn35 با ترکیب شیمیایی مشخص (جدول ۱ و ۲) انتخاب گردید.

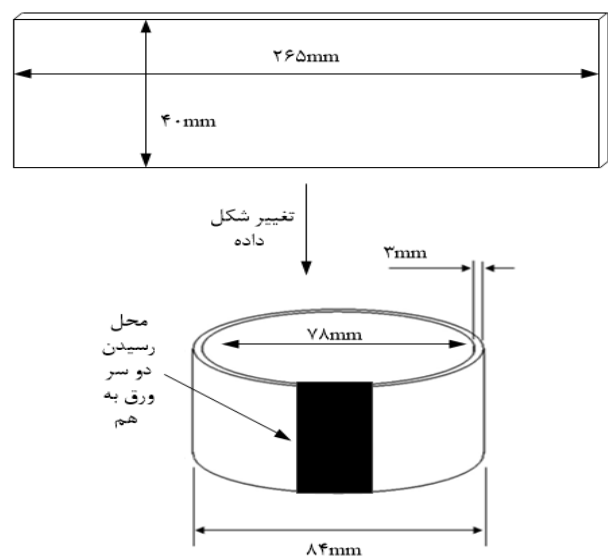
به منظور اتصال فلزات غیرمشابه آلومینیم و برنج به روش ریخته‌گری گریز از مرکز، ورق برنجی CuZn35 با ابعاد $265 \times 40 \times 3$ میلی‌متر به صورت استوانه‌ی توخالی (بوش) با قطر خارجی 84 و قطر داخلی 78 میلی‌متر تغییر شکل داده شد. دو طرف ورق گردشده با استفاده از پنبه‌سوز و مفتول فولادی به هم منطبق شد. مراحل آماده‌سازی بوش‌ها در شکل ۱ آمده است.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی شمش آلومینیم به کار گرفته شده در این تحقیق

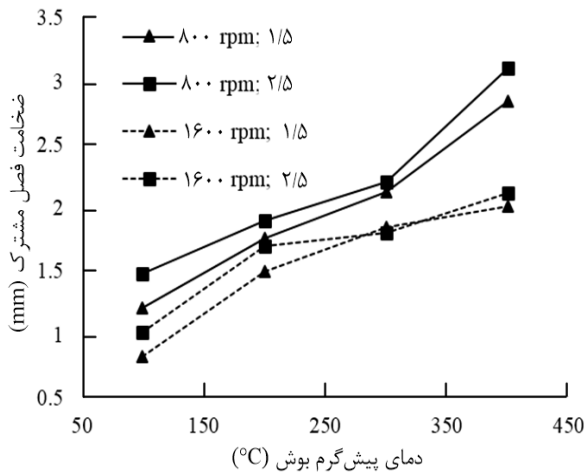
عنصر	درصد وزنی
آلومینیم	مابقی
سیلیسیم	۰/۰۸
آهن	۰/۰۶۴
منیزیم	۰/۰۲۷
منگنز	۰/۰۰۶

جدول ۲ ترکیب شیمیایی ورق CuZn35 مورد استفاده در این تحقیق

عنصر	درصد وزنی
مس	مابقی
روی	۳۵
نیکل	۰/۳
قلع	۰/۱
آهن	۰/۰۵
سرب	۰/۰۵
آلومینیم	۰/۰۲



شکل ۱ مراحل آماده‌سازی بوش‌های برنجی؛ ورق برنجی برش زده شده به ابعاد $265 \times 40 \times 3$ میلی‌متر با استفاده از پنبه‌سوز و مفتول فولادی دو سر آن به هم منطبق شده است

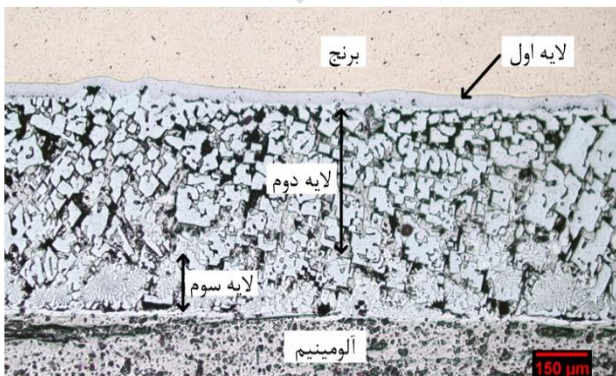


شکل ۴ تغییرات ضخامت فصل مشترک به ازای افزایش دمای پیش گرم بوش به ازای دو نسبت حجمی ۱/۵ و ۲/۵ و دو سرعت دوران متغیر

تشکیل فصل مشترک در تحقیق حاضر ناشی از شرایط انحلالی ویژه‌ای است که توسط نیروهای چندگانه‌ی مکانیکی دخیل و همچنین نفوذ در انتهای فرآیند انجماد تامین می‌شود. در این حالت، مذاب بر خلاف نیروی ثقل حرکت می‌کند. مذاب ناحیه‌ی بالایی قالب را لمس کرده و با سر خوردن به سمت پایین، تیوب ریختگی با شکل نامنظمی را شکل می‌دهد. مذاب وارد شده به درون بوش به علت محتوای حرارتی و سیالیت بالا، ابتدا بخش‌هایی از بوش برنجی را حل کرده و با تشکیل مخلوط سه‌گانه‌ای از عناصر آلومینیم، مس و روی، دوفلزی را تشکیل می‌دهد. اولین نواحی لمس شده توسط مذاب، مکان‌های مرجح تشکیل پیوند متالورژیکی است زیرا به علت تنش برشی ناشی از حرکت مذاب، امکان پاره شدن اکسیدهای سطحی فراهم آمده و شرایط برای شکل‌گیری پیوند متالورژیکی موجود است. شایان ذکر است که در تعیین نحوه‌ی اتصال شکل گرفته، پارامترهای دمای مذاب و ملاحظات دینامیکی سیال نیز حائز اهمیت هستند. انقباض حین انجماد بین مذاب و جامد می‌تواند موجب شکل‌گیری پیوند مکانیکی مستحکم در فصل مشترک شود [31].

۴-۳- تحلیل فازی فصل مشترک

شکل ۵ نمای کلی از فصل مشترک نمونه‌ی ۵ را نشان می‌دهد. می‌توان دید که فصل مشترک شامل سه لایه‌ی کاملاً مجزا است. بزرگنمایی بالاتر ناحیه‌ی مجاور برنج (شکل ۶ الف) نشان‌دهنده‌ی تشکیل دو لایه‌ی پیوسته است. طیف‌سنجی پراش اشعه ایکس (EDS) مشخص کرد که لایه‌ی اول $Al_2Cu_3Zn_4$ و لایه‌ی دوم Al_3Cu_3Zn است (جدول ۴).



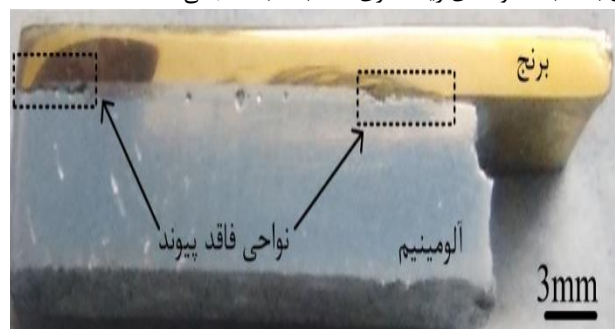
شکل ۵ فصل مشترک نمونه‌ی ۴ نشان‌دهنده‌ی تشکیل سه لایه‌ی مجزا ثبت شده با میکروسکوپ نوری

شماره نمونه	سرعت دوران (دور بر دقیقه)	نسبت حجمی (مذاب به جامد)	دمای پیش گرم (درجه‌ی سانتی‌گراد)
۱	۸۰۰	۱/۵	۷۰۰
۲	۱۶۰۰	۱/۵	۱۰۰
۳	۸۰۰	۲/۵	۱۰۰
۴	۱۶۰۰	۲/۵	۱۰۰
۵	۸۰۰	۱/۵	۲۰۰
۶	۱۶۰۰	۱/۵	۲۰۰
۷	۸۰۰	۲/۵	۲۰۰
۸	۱۶۰۰	۲/۵	۲۰۰
۹	۸۰۰	۱/۵	۳۰۰
۱۰	۱۶۰۰	۱/۵	۳۰۰
۱۱	۸۰۰	۲/۵	۳۰۰
۱۲	۱۶۰۰	۲/۵	۳۰۰
۱۳	۸۰۰	۱/۵	۴۰۰
۱۴	۱۶۰۰	۱/۵	۴۰۰
۱۵	۸۰۰	۲/۵	۴۰۰
۱۶	۱۶۰۰	۲/۵	۴۰۰

منجر به پارگی لایه‌های اکسید سطحی مذاب می‌شود. از آنجایی که لایه‌های فیلم سطحی کامل و یکدست نبوده و می‌توانند حاوی آخال‌ها و عیوب ساختاری باشند، حضور آخال‌ها در فیلم‌های اکسیدی، می‌تواند به منزله‌ی ناپوستگی موضعی عمل کرده و محل‌های مناسبی برای پارگی لایه‌ی اکسید سطحی تحت نیروی گریز از مرکز به شمار روند [17, 27-28]. در واقع، نیروهای اعمالی به روی سیال گریز از مرکز شده با شکستن فیلم اکسیدی سطحی مذاب، سطوح تازه‌ای را ایجاد می‌کند به طوری که سطح جامد به سهولت توسط مذاب‌تر شده و شرایط برای تشکیل پیوند متالورژیکی مهیا می‌شود. پن و همکاران [29] طی گزارشی اعلام کردند تشکیل پیوند در گرو شکستن فیلم اکسیدی سطحی است.

۴-۲- نحوه‌ی جریان یافتن مذاب درون بوش و تشکیل پیوند

شکل ۴ نشان‌دهنده‌ی اندازه‌گیری‌های انجام شده با نرم‌افزار Image J است. به طوری که می‌توان دید، پهنای فصل مشترک تشکیل شده به ازای افزایش سرعت چرخش و نیز کاهش محتوای حرارتی (شامل دمای پیش گرم بوش و نسبت حجمی مذاب به جامد) کاهش یافته است. افزایش نسبت حجمی مایع به جامد موجب بهبود فعالیت نفوذ عنصری شده و عرض ناحیه‌ی انتقالی فصل مشترک را افزایش می‌دهد [30]، به گونه‌ای که به ازای ثابت بودن سرعت دوران، نمونه‌های با نسبت حجمی ۲/۵ دارای فصل مشترک ضخیم‌تری به نسبت نمونه‌های ریخته‌گری شده با نسبت حجمی ۱/۵ هستند.



شکل ۳ تصویر ماکروسکوپی نمونه‌ی ۱ نشان‌دهنده‌ی فقدان پیوند در این نمونه

جدول ۴ نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS از محل‌های نشان داده شده در شکل 6

ترکیب تشکیل شده	درصد اتمی عناصر (at.%)			منطقه
	Zn	Cu	Al	
Al ₂ Cu ₅ Zn ₄	۳۶/۹۴	۴۵/۰۸	۱۷/۹۹	A
Al ₃ Cu ₃ Zn	۱۴/۲۳	۴۱/۸۰	۴۳/۹۸	B
Al ₃ Cu	۱/۴۷	۲۵/۳۵	۷۳/۱۸	C
Al ₁₁ Zn	۱۱/۲۸	۲/۸۶	۸۵/۸۶	D
Al ₂ Cu	-	۲۵/۳۸	۷۴/۶۲	E
Al ₁₁ Zn	۸/۰۷	۲/۳۹	۸۹/۵۴	F

است [32] می‌توان دریافت که ترکیبات تشکیل شده ناشی از نفوذ صورت گرفته پس از خاتمه‌ی انجماد بوده است. شایان ذکر است که میزان درصد اتمی عنصر Zn در لایه‌ی اول (۳۶/۹۴ درصد) بیش از لایه‌ی دوم (۱۴/۲۳ درصد) بوده که گویای رخداد پدیده‌ی نفوذ رو به بالا (uphill) است (شکل ۷) که محققان پیشین [33] نیز به این موضوع اشاره کرده‌اند. از آنجایی که نقطه‌ی ذوب روی پایین‌تر از دو عنصر دیگر است بنابراین فعالیت بیش‌تری نسبت به دیگر عناصر داشته و زمینه‌ی لایه‌ی سوم و چهارم متشکل از محلول جامد روی در آلومینیم (Al₁₁Zn) است. لایه‌ی دوم فصل مشترک شکل گرفته بین آلومینیم و برنج (شکل 6 ب) متشکل از رسوبات Al₂Cu صفحه‌ای شکل در زمینه‌ی محلول جامد آلومینیم است که محققان پیشین، آن را فاز θ' معرفی کرده و تشریح کرده‌اند که این فاز، حالت غیرتعادلی فاز θ با ترکیب استوکیومتری Al₂Cu است [35,34]. یوتکتیک غیرعادی به علت سرعت انجمادی حداکثر، توانایی رشد نداشته و آخرین لایه‌ی فصل مشترک که در مجاورت آلومینیم واقع شده (شکل 6 ج) شامل توزیع دانه‌های یوتکتیک غیرعادی α -Al/Al₂Cu است. ساختار یوتکتیک غیرعادی که محصول انجماد سریع است [36]، در شرایط انجماد غیرتعادلی و در نتیجه‌ی جوانه‌زایی و رشد مستقل دو فاز یوتکتیکی تشکیل می‌شود [37].

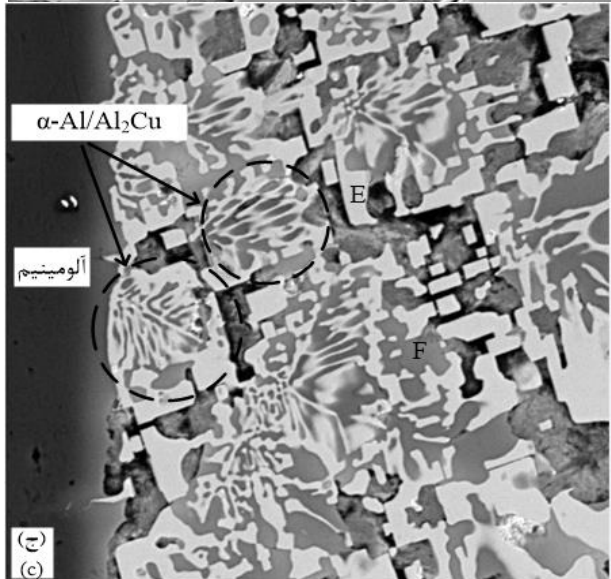
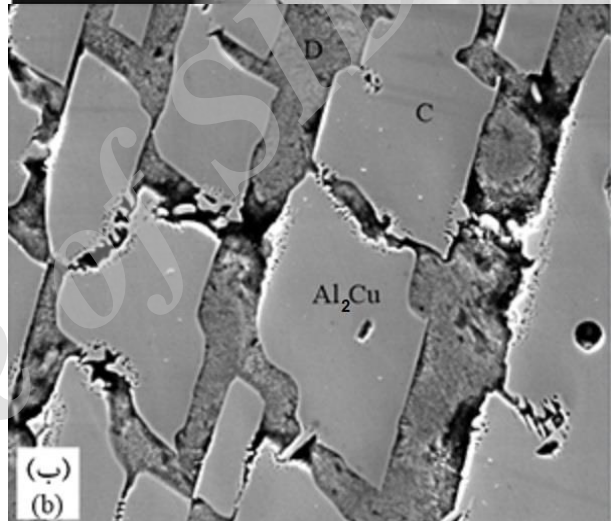
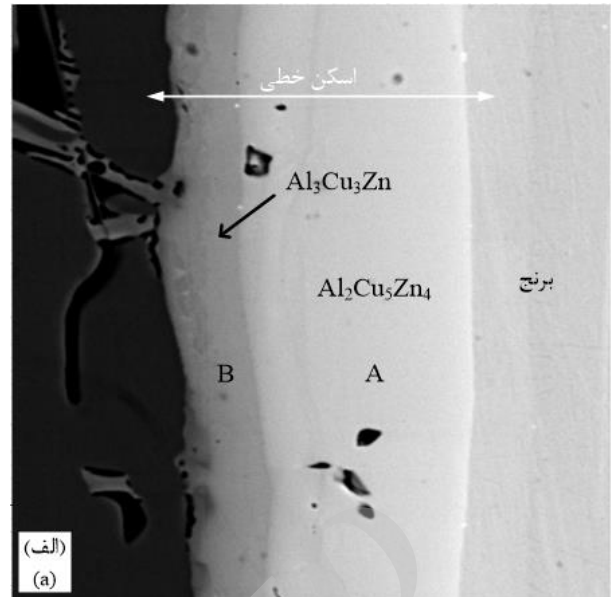
۴-۴- تأثیر نیروهای وارده بر ساختار انجمادی

شکل ۸ نشان‌دهنده‌ی لایه‌ی سوم نمونه‌های ۳ و ۴ است. با مقایسه‌ی تصاویر ثبت شده از فصل مشترک تشکیل شده در مجاورت آلومینیم به ازای سرعت‌های چرخش متغیر، می‌توان دید افزایش سرعت چرخش موجب ظریف‌تر شدن ساختار یوتکتیک غیرعادی شده است. شایان ذکر است که در حوزه‌ی گریز از مرکز به علت شرایط خاص انتقال حرارت که ناشی از فشار گریز از مرکز است، تشکیل دانه‌های ستونی دیده نمی‌شود. افزایش سرعت چرخش نه تنها باعث افزایش انتقال حرارت و سرعت انجماد می‌شود بلکه نیروهای گریز از مرکز موجب وضعیتی از نظر توزیع فازی می‌شوند که بر اساس آن فازهای سنگین به سمت بیرون حوزه گریز از مرکز و فازهای سبک به سمت قسمت درونی رینگ تشکیل شده منتقل می‌شود. این موضوع در جای دیگر به تفصیل مورد بررسی قرار گرفته است [28].

در فرآیند ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی، نیروهای خارجی شامل نیروی گریز از مرکز و نیروی کوریولیس می‌شوند که به ترتیب عبارتند از:

$$F_{ce} = \rho_L r \omega^2 \quad (9)$$

$$F_{co} = 2\rho_L V_r \omega \quad (10)$$



شکل ۶ تصاویر ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی؛ (الف) لایه‌ی اول

نمونه‌ی ۶، (ب) لایه‌ی دوم نمونه‌ی ۷، (ج) لایه‌ی سوم نمونه‌ی ۹

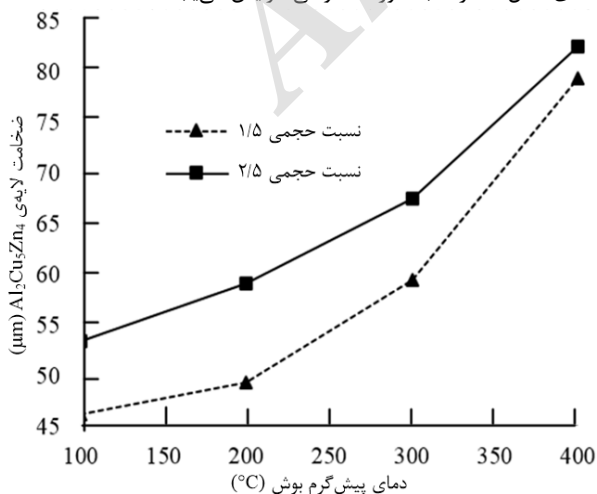
از آنجایی که تنها فازسه‌تایی تعادلی (از نظر ترمودینامیکی) موجود در دی‌گرام سه‌تایی Al-Cu-Zn ترکیبی با نسبت استوکیومتری Al₄Cu₃Zn

تعیین کننده است. به طور کلی، تنش اعمالی ناشی از نیروهای مؤثر در فرآیند گریز از مرکز در زمان انجماد، فلز مذاب را به جریان درآورده و موجب گسیختگی و جلوگیری از رشد لایه های پیوسته مانند لایه اولیه می شود. بعلاوه نیروهای مؤثر بر فازهای اولیه جامد نسبت به نیروهای وارده بر مذاب باعث رفتار خاصی از جانب فازهای اولیه شده که بر اساس آن فاز Al_3Cu ابتدا به صورت رسوبات در ابعاد ۵۰ تا ۷۰ میکرومتر و در لایه سوم به صورت اوتکتیک ظریف ظاهر می گردد. محققین دیگری گزارش کرده اند با اعمال نیروی مغناطیسی به مذاب توانسته اند لایه های متفاوت از فازهای مورد نظر را تحت کنترل گرفته و آرایش دهند [39].

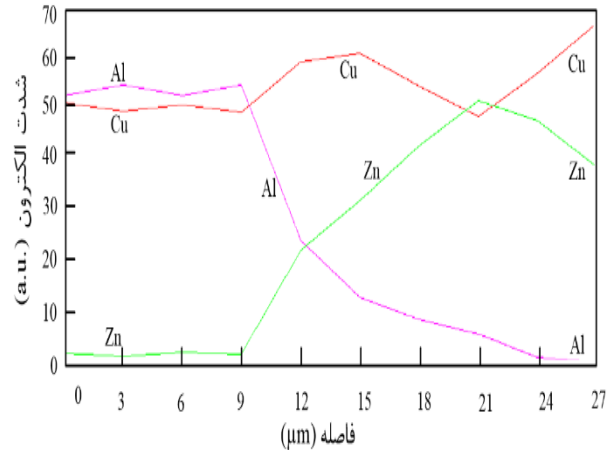
۴-۵- تأثیر محتوای حرارتی بر لایه اول فصل مشترک

شکل ۹ نشان دهنده تغییرات پهنای لایه $Al_2Cu_5Zn_4$ به ازای افزایش دمای پیش گرم بوش است. اندازه گیری ها نشان داد محدوده ضخامت لایه $Al_2Cu_5Zn_4$ برای نمونه های تولیدی به ازای سرعت دوران ثابت ۸۰۰ دور بر دقیقه معادل ۴۶-۸۲ میکرومتر است. به طوری که پیش از این نیز بیان شد، نفوذ رو به بالای عنصر روی منجر به بوجود آمدن دولایه پیوسته در مجاور برنج شده است.

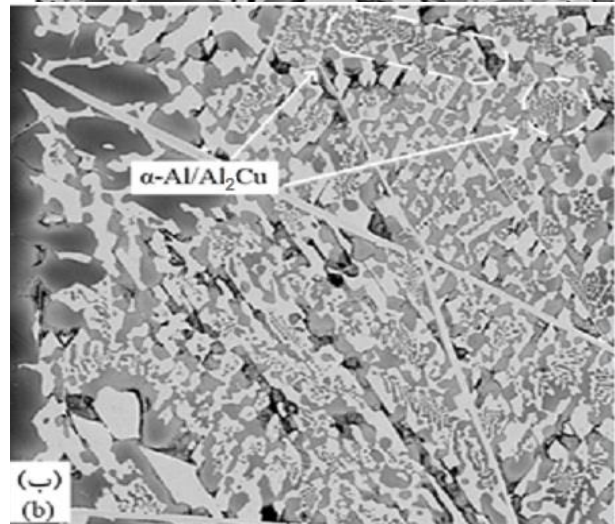
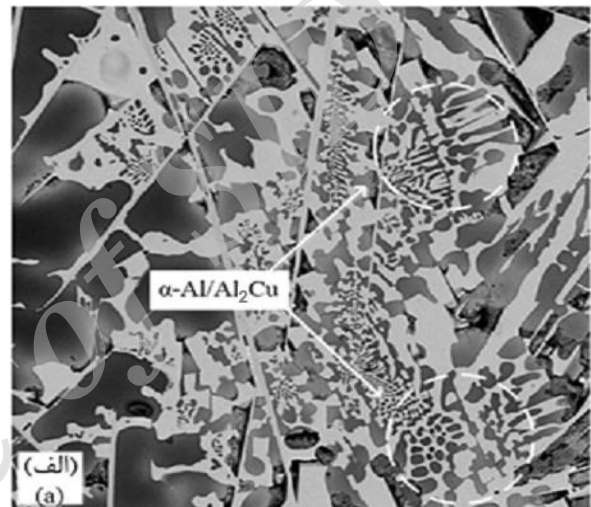
شکل ۱۰ تغییرات ضخامت لایه Al_3Cu_3Zn به ازای افزایش دمای پیش گرم بوش را نشان می دهد. محدوده اندازه گیری شده برای لایه دوم نیز از ۱۴ تا ۲۶ میکرومتر متغیر است. افزایش محتوای حرارتی در این لایه نیز موجب عریض تر شدن لایه شده است. از آنجایی که مکانیزم نفوذی در دماهای بالاتر از ۳۰۰ درجه سانتی گراد، نفوذ توده ای است، بدیهی است که در دماهای کم تر از ۳۰۰ درجه سانتی گراد، نفوذ دامنه کوتاه نظیر مرزخانه یا نفوذ نابجایی غالب است [10]. حضور عنصر روی به همراه تهی جاهای ساختاری موجود در فازها، موجب تسهیل نفوذ متقابل عناصر در یکدیگر می شود. در واقع، روی و آلومینیم با نفوذ در یکدیگر نواحی مجزایی را در مجاورت جزء جامد تشکیل می دهند [40]. افزایش محتوای حرارتی در دسترس که بواسطه افزایش نسبت حجمی مذاب به جامد حاصل شده است موجب افزایش نیروی محرکه جهت فعالیت اتم های موجود (مس، روی و آلومینیم) در سیستم و تشکیل فازهای جدید می شود [10]. همچنین توجه به آن که رشد و انحلال لایه های واکنشی جزء فرآیندهای فعال شونده با گرما محسوب می شوند [41]، در نتیجه با افزایش محتوای حرارتی ضخامت لایه های فصل مشترک به طور محسوسی افزایش می یابد.



شکل ۹ تغییرات ضخامت لایه $Al_2Cu_5Zn_4$ با افزایش دمای پیش گرم بوش به ازای دو نسبت حجمی ۱/۵ و ۲/۵، و سرعت دوران ثابت ۸۰۰ دور بر دقیقه

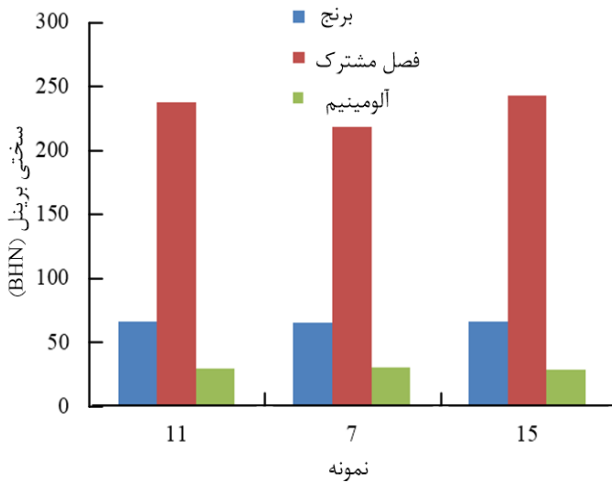


شکل ۷ اسکن خطی از ناحیه مشخص شده در شکل ۶-الف نشان دهنده ی نفوذ رو به بالای عنصر روی



شکل ۸ ریزساختار یوتکتیک غیرعادی لایه سوم نمونه ی (الف) ۳ و (ب) ۴، ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی

سرعت چرخش قالب ρ_L چگالی فلز مایع، V_r سرعت خطی ذره و r شعاع گریز از مرکز است [38]. به طوری که از معادلات برمی آید، F_{ce} متناسب است با ω^2 در حالی که F_{co} رابطه ی مستقیمی با ω دارد؛ بنابراین، افزایش سرعت چرخش، تأثیر نیروی گریز از مرکز را به نسبت نیروی کوریولیس برجسته تر کرده و بدینسان در سرعت های چرخش بالا، نیروی گریز از مرکز

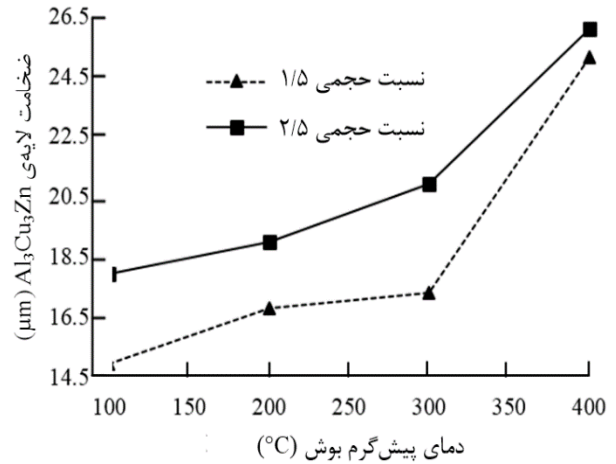


شکل ۱۲ نتایج سختی برینل نمونه‌های ۱۱، ۷ و ۱۵

شکل ۱۳ تغییرات ریزسختی فازهای موجود در فصل مشترک را نشان می‌دهد. مطابق اندازه‌گیری‌ها، بالاترین میزان سختی مربوط به فاز پیوسته $Al_2Cu_5Zn_4$ بود که به‌طور میانگین حدود ۶۱۰ ویکرز اندازه‌گیری شد. عمده ساختار تشکیل شده در فصل مشترک شامل رسوبات Al_2Cu است که عدد سختی بدست آمده برای این ترکیب بین‌فلزی حدود ۵۶۶ ویکرز تخمین زده شد. گفتنی است که عدد سختی بدست آمده برای ساختار یوتکتیک غیرعادی مجاور آلومینیم حدود ۲۲۷ ویکرز اندازه‌گیری شد. اعمال نیروی گریز از مرکز، خوشه‌های اتمی با چگالی بالا را به سمت محیط خارجی و خوشه‌های اتمی با چگالی پایین را به سمت محیط داخلی سوق می‌دهد [44]. بنابراین، سختی فازهای تشکیل شده در فصل مشترک از یک روند نزولی برخوردارند به‌طوری که میزان سختی از سمت دیواره‌ی خارجی به طرف داخل ریختگی کاهش می‌یابد [45].

۵- نتیجه‌گیری

- تشکیل اتصال متالورژیکی در جفت فلزی آلومینیم و برنج به روش گریز از مرکز عمودی امکان پذیر است.
- مطابق نتایج حاصله از EDS لایه‌های متشکله به ترتیب از سمت برنج عبارتند از $Al_2Cu_5Zn_4$ ، Al_3Cu_3Zn ، رسوبات Al_2Cu توزیع شده در زمینه‌ی محلول جامد آلومینیم و نهایتاً ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_2Cu$ در مجاورت آلومینیم است.
- افزایش سرعت چرخش از ۸۰۰ به ۱۶۰۰ دور بر دقیقه موجب ظریف‌تر شدن ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_2Cu$ موجود در لایه‌ی سوم فصل مشترک شده است.
- افزایش محتوای حرارتی، ناشی از دمای پیش‌گرم بوش و نسبت حجمی مذاب به جامد، با تسهیل شرایط نفوذی موجب ضخیم‌تر شدن لایه‌ی اول فصل مشترک (شامل فازهای Al_3Cu_3Zn و $Al_2Cu_5Zn_4$) شده است.
- سختی فصل مشترک به علت حضور ترکیبات بین فلزی ترد، به‌طور قابل ملاحظه‌ای فراتر از سختی فلزات پایه (آلومینیم و برنج) اندازه‌گیری شد. اندازه‌گیری ریزسختی نشان داد سختی فازهای متشکله در فصل مشترک از یک روند نزولی برخوردار است به گونه‌ای که سخت‌ترین ترکیبات مربوط به نواحی مجاور برنج بوده و نواحی مجاور آلومینیم از سختی به نسبت پایین‌تری برخوردار هستند.

شکل ۱۰ تغییرات ضخامت لایه‌ی Al_3Cu_3Zn با افزایش دمای پیش‌گرم بوش به ازای دو نسبت حجمی ۱/۵ و ۲/۵، و سرعت دوران ثابت ۸۰۰ دور بر دقیقه

شکل ۱۱ فصل مشترک مجاور برنج نمونه‌ی ۱۶ را نشان می‌دهد. به نظر می‌رسد که افزایش محتوای حرارتی علاوه بر عریض‌تر کردن لایه‌ی اول فصل مشترک (شامل فازهای Al_3Cu_3Zn و $Al_2Cu_5Zn_4$)، موجب تشکیل ترک‌هایی در این لایه شده است. آگارادو و همکاران [42] تشکیل این ترک‌ها را به آزاد شدن تنش‌های برشی القاء شده به صورت حرارتی، نسبت داده‌اند. دمای بالای موجود در ناحیه‌ی خارجی فصل مشترک (مجاور برنج) به علت جهت انتقال حرارت، و تنش‌های انقباض مرتبط، نیز می‌تواند نیروی محرکه‌ی تولید چنین ترک‌هایی را تامین کند. همچنین توزیع غیریکنواخت حرارت به نظر برخی محققین [43] روی سطح برنج همراه با تفاوت در رفتار انقباضی برنج و آلومینیم و نیز دوفازی بودن لایه اولیه می‌تواند زمینه را برای تشکیل چنین ترک‌هایی فراهم آورد.

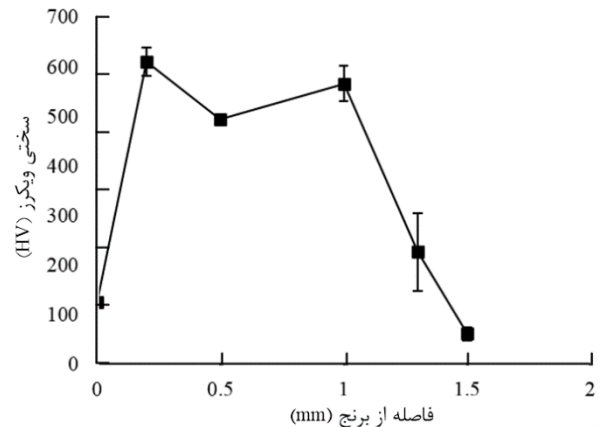
۴- بررسی تغییرات سختی و ریزسختی فصل مشترک

شکل ۱۲ تغییرات سختی نمونه‌های ۱۱، ۷ و ۱۵ را به تصویر کشیده است. به طوری که می‌توان دید میزان سختی فصل مشترک به مراتب بیش از فلزات پایه اندازه‌گیری شده است. داده‌های روش سختی سنجی برینل از نظر مهندسی قابل اعتنا است، زیرا سختی واقعی شامل سختی ترکیب بین فلزی به همراه زمینه است. واضح است که سختی فصل مشترک به علت حضور ترکیبات بین فلزی ترد، به طور قابل ملاحظه‌ای فراتر از سختی فلزات پایه (آلومینیم و برنج) است.



شکل ۱۱ فصل مشترک مجاور برنج نمونه‌ی ۱۶ نشان‌دهنده‌ی تشکیل ترک‌های حرارتی در لایه‌ی اول فصل مشترک ثبت شده با میکروسکوپ نوری

- science Thesis, Norwegian University of Science and Technology, 2012.
- [16] Nasirian N., Ranjbar K., "Microstructure Characterization and Mechanical properties of Al/brass Composite made via Accumulative roll bonding", In Persian, Iranian Metallurgical Engineering Society & Iranian Foundrymen's Society, 2011.
- [17] Hajjari E., Divandari M., Razavi S. H., Homma T., Kamado S., "Intermetallic Compounds and Antiphase Domains in Al/Mg Compound Casting" *Intermetallics*, Vol. 23, No.1, pp. 182-186, 2012.
- [18] Wang G. X., Matthys E. F., "Experimental Determination of the Interfacial Heat Transfer during Cooling and Solidification of Molten Metal Droplets Impacting on a Metallic Substrate: Effect of Roughness and Superheat" *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Vol. 45, No. 25, pp. 4967-4981, 2002.
- [19] Hajjari E., Divandari M., Razavi S. H., Emami S. M., Kamado S., "Estimation of the Transient Interfacial Heat Flux Between Substrate/Melt at the Initiation of Magnesium Solidification on Aluminum Substrates Using the Lumped Capacitance Method" *Applied surface science*, Vol. 257, No. 11, pp. 5077-5082, 2011.
- [20] Jacobson L. A., McKittrick J., "Rapid Solidification Processing" *Materials Science and Engineering*, Vol. 11, No. 8, pp. 355-408, 1994.
- [21] 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, No.1, pp. 249-257, 2008.
- [22] Regel L. L., Wilcox W. R., "Centrifugal Materials Processing" *International Center for Gravity Materials Science and Applications*, Clarkson University, Potsdam, 1997.
- [23] Watanbe Y., Watanbe S., Matsuura K., "Nickel-Aluminides/Steel Clad Pipe Fabricated by Reactive Centrifugal Casting Method from Liquid Aluminum and Solid Nickel" *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 35, No. 5, pp. 1517-1524, 2003.
- [24] Trejo E., "Centrifugal Casting of an Aluminium Alloy" *Doctor Of Philosophy Thesis*, University of Birmingham, 2011.
- [25] Rajan T.P.D., Pillai R.M., Pai B. C., "Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites" *Materials Characterization*, Vol. 61, No. 10, pp. 923-928, 2010.
- [26] Shi-ping W., Chang-Yun L., Jing-Jie G. U., Yan-qing S., Xiu-qiao L., Heng-zhi U., "Numerical Simulation and Experimental Investigation of Two Filling Methods in Vertical Centrifugal Casting" *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 16, No. 5, pp. 1035-1040, 2006.
- [27] Sarvari M., Divandari M., "Melt Behavior and Shrinkage Force Effect of Al Melt in Al/Mg Bimetal Casted via Centrifugal Casting", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, pp. 131-138, 2015. (in Persian)
- [28] 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, pp. 170-178, 2016.
- [29] Pan J., Yoshida M., Sasaki G., Fukunaga H., "Metal Pipe Joining with Aluminum Alloy by Ultrasonic Insert Casting" *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 15, No. 6, pp. 867-881, 2000.
- [30] 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, No. 23, pp. 6700-6704, 2011.
- [31] Xu G., Luo A. A., Chen Y., Sachdev A. K., "Interfacial Phenomena in Magnesium/Aluminum Bi-metallic Castings" *Materials Science&Engineering A*, Vol. 595, pp. 154-158, 2014.
- [32] Raghavan V., "Al-Cu-Zn (Aluminum-Copper-Zinc)" *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, Vol. 28, No. 2, pp. 183-188, 2007.
- [33] Fujikawa S. I., "Interdiffusion between Aluminium and α -Brass" *Diffusion in Materials*, Vol. 95-98, pp. 611-616, 1993.
- [34] Biswas A., Siegel D. J., Wolverton C., 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, No. 15, pp. 6187-6204, 2011.
- [35] Shoilock B. A., Grovenor C. R. M., Knowles K. M., "Compositional Studies of Ω and Θ' Precipitates in an Al-Cu-Mg-



شکل ۱۳ توزیع ریزسختی در عرض فصل مشترک آلومینیم-برنج

۶- مراجع

- [1] Palraj S., Subramanian G., Palanichamy S., "Galvanic Interactions of Aluminium 3004 and α -Brass in Tropical Marine Atmosphere" *Journal of Marine Science and Application*, Vol. 13, No. 4, pp. 455-461, 2014.
- [2] Akbari M., Behnagh R. A., "Dissimilar Friction-Stir Lap Joining of 5083 Aluminum Alloy to CuZn34 Brass" *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 43, No. 5, pp. 1177-1186, 2012.
- [3] Zareie Rajani H. R., Esmaeili A., Mohammadi M., Sharbati M., Besharati Givi M. K., "The role of Metal-Matrix Composite development During Friction Stir Welding of Aluminum to Brass in Weld Characteristics, Journal of Materials Engineering and Performance" Vol. 21, No. 11, pp. 2429-2437, 2012.
- [4] Esmaeili A., Besharati Givi M. K., 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, No. 22, pp. 7093-7102, 2011.
- [5] Akbarifar M., Divandari M., "Interface Characterization of Aluminum/Brass Bimetal Produced by Compound Casting", The second International and The seventh Joint Conference of Iranian Metallurgical engineering and Iranian Foundrymen Scientific Societies, 2013. (in Persian فارسی)
- [6] Ershov A. A., Sycheva T. A., Zasoukha P. F., "Reactional Diffusion in Three-layer Aluminum-Brass Bimetal" *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 19, No. 5, pp. 356-359, 1997.
- [7] Fouad Y., "Characterization of High Strength Stainless Steel/Al/Brass Composite Tri-layered Clad" *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 67, No. 6, pp. 979-988, 2014.
- [8] Timisit R. S., "Interdiffusion at Bimetallic Electrical Interfaces" *IEEE Transactions (Components, Hybrids, and Manufacturing Technology)*, Vol. 9, No. 1, pp. 106-116, 1986.
- [9] Timisit R. S., "Electrical Instabilities in Stationary Contacts : Al-Plated-Brass Junctions" *IEEE Transactions (Components, Hybrids, and Manufacturing Technology)*, Vol. 11, No. 1, pp. 43-53, 1988.
- [10] Timsit R. S., "Intermetallics Growth at Al/ α -Brass Interfaces" *Acta Metallurgica*, Vol. 33, No. 1, pp. 97-104, 1985.
- [11] Timsit R. S., "Electrical Instabilities in Contacts : Al/Al and Al/Brass junctions" *Proceedings of the Thirty Fourth Meeting of the IEEE Holm Conference*, pp. 151-165, 1988.
- [12] Esmaeili A., Zareie Rajani H. R., Sharbati M., Besharati Givi M. K., 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, No. 11, pp. 1711-1719, 2011.
- [13] Shojaeefard M., Akbari M., Tahani M., Farhani F., "Sensitivity Analysis of the Artificial Neural Network Outputs in Friction Stir Lap Joining of Aluminum to Brass" *Advances in Materials Science and Engineering*, 2013.
- [14] Janaki Ram G. D., Robinson C., Yang Y., Stucker B. E., "Use of Ultrasonic Consolidation for Fabrication of Multi-material Structures" *Rapid Prototyping Journal*, Vol. 13, No. 4, pp. 226-235, 2007.
- [15] Frydendahl J. G., "Multilayered Composites of AA3103 and Cu Produced by Accumulative Roll Bonding (ARB)" *Master of*

- Ag Alloy" *Scripta Metallurgica*, Vol. 24, No. 7, pp. 1239-1244, 1990.
- [36] Wei B., Herlach D. M., "Rapid solidification of undercooled eutectic and monotectic alloys" *Materials Science and Engineering, A*, Vol. 173, No. 1, pp. 357 -361, 1993.
- [37] Liu X. R., Cao C. D., Weisheng B., "Microstructure Evolution and Solidification Kinetics of Undercooled Co-Ge Eutectic Alloys" *Scripta Materialia*, Vol. 46, No. 1, pp. 13-18, 2002.
- [38] Shiping W., Qin X., Xiang X., "The Solidified Structure and Macroseggregation of Wedge-shaped Titanium Castings Produced by Vertical Centrifugal Casting Process" *Advanced Materials Research*, Vol. 317-319, pp. 456-459, 2011.
- [39] 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, No. 5, pp. 2978-2982, 2011.
- [40] Springer H., Szczepaniak A., Raabe D., "On the role of zinc on the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between steel and aluminium alloys", *Acta Materialia*, Vol. 96, No.1, pp. 203-211, 2015.
- [41] Viala J.C., Peronnet M., Barbeau F., Bosselet F., Bouix J., "Interface Chemistry in Aluminium Alloy Castings Reinforced with Iron base Inserts" *Composites: Part A*, Vol. 33, No. 10, pp. 1417-1420, 2002.
- [42] Aguado E., Baquedano A., Uribe U., Fernández-Calvo A. L., Niklas A., "Comparative Study of Different Interfaces of Steel inserts in Aluminium Castings", *Materials Science Forum*, Vol. 765, pp. 711-715, 2013.
- [43] 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, No. 2, pp. 264-270, 2009.
- [44] 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, No. 1, pp. 253-260, 2008.
- [45] Srarkar S., Lohar A. K., Panigrahi S. C., "Vertical Centrifugal Casting of Aluminum Matrix Particle Reinforced Composites" *Journal of Reinforced plastics and composites*, Vol. 28, pp. 1013-1020, 2009.

Archive

Archive of SID