



بررسی متغیرهای اصلی ریخته‌گری گریز از مرکز بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت آلومینیم - برنج

مرتضی غلامی¹، مهدی دیوانداری^{2*}، محمدتقی صالحی²

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

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

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

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 19 فروردین 1395

پذیرش: 02 خرداد 1395

ارائه در سایت: 29 تیر 1395

کلید واژگان:

کامپوزیت دوفلزی

آزمایش چالمرز

آلومینیم

برنج

سطح شکست

چکیده

در این تحقیق از روش ریخته‌گری گریز از مرکز برای تولید کامپوزیت دوفلزی آلومینیم - برنج استفاده شد. چهار دمای پیش گرم (100، 200، 300 و 400 درجه سانتی‌گراد)، سه سرعت دورانی متفاوت (800، 1600 و 2000 دور بر دقیقه) و دو نسبت حجمی (1.5 و 2.5) به عنوان متغیرهای اصلی مورد استفاده قرار گرفت. میکروسکوپ نوری (OM)، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف‌سنجی پراش پرتو ایکس (EDS) و آنالیز پراش اشعه ایکس (XRD) برای مشاهده ریزساختار و شناسایی فازها مورد استفاده قرار گرفت. آزمایشات مکانیکی، براساس الگوی چالمرز، و بررسی سطح شکست روی تعدادی از نمونه‌ها انجام شد. نتایج نشان داد، فصل مشترک حاصله دارای سه ناحیه مجزا است. به ترتیب و از سمت برنج، منطقه‌ی اول لایه‌ی نفوذی ($\alpha\text{-Al}_3\text{Cu}_5\text{Zn}_4$ - $\text{Al}_3\text{Cu}_5\text{Zn}_4$)، منطقه‌ی دوم رسوبات Al_3Cu توزیع شده در زمینه Al_{11}Zn ، و در نهایت منطقه‌ی سوم ساختار یوتکتیک غیرعادی ($\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu}$) شناسایی شد. نتایج آزمون فشار (تست چالمرز) نشان داد که با افزایش ضخامت فصل مشترک، شکنندگی آن افزایش یافته و تنش کمتری را تا گسیختگی تحمل کند. سطح شکست فصل مشترک حاوی هر دو نوع شکست ترد و نرم است. به نظر می‌رسد شکست ترد متعلق به رسوبات Al_3Cu و شکست نرم ناشی از ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu}$ است.

Experimental Study of Effective Parameters on Production and Mechanical Properties of Al- Brass Bimetal Composite

Morteza Gholami, Mehdi Divandari*, Mohammad-Taghi Salehi

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

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

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 07 April 2016
Accepted 22 May 2016
Available Online 20 July 2016

Keywords:

Bimetal composite
Chalmers Test
Aluminum
Brass
Fracture surface

ABSTRACT

In this study, aluminum- brass bimetal composite was produced by centrifugal casting process. Four preheat temperatures (100, 200, 300, and 400°C), three rotational speeds (800, 1600, and 2000 rotation-per-minute) and two volume ratios (1.5 and 2.5) were investigated. Optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS), and X-ray diffraction analysis (XRD) were used for microstructure observations and phase characterization. Mechanical tests, based on Chalmers model, and fracture studies were performed on some specimens. According to the results, interface contains three discrete zones. Zone 1 includes diffusional layers ($\text{Al}_3\text{Cu}_5\text{Zn}_4$ - $\text{Al}_3\text{Cu}_5\text{Zn}_4$), zone 2 contains Al_3Cu precipitates distributed in Al_{11}Zn matrix, and lastly zone 3 includes anomalous eutectic microstructure ($\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu}$). Pressure test results showed that brittleness is associated with interface thickening so that bond strength is weakened. Interface fracture surface contains two fracture modes, brittle and ductile. Brittle fracture seems to be related to Al_3Cu precipitates and ductile fractures to $\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu}$ anomalous eutectic microstructure.

1 - مقدمه

بهره‌گیری از سازه‌های سبک وزن در صنعت حمل و نقل راهی اجتناب ناپذیر برای صرفه‌جویی در مصرف سوخت است [1]. مشخصه‌ی حقیقی یک قطعه که به روش ریخته‌گری مرکب تولید می‌شود، تشکیل فصل مشترک متالورژیکی است به طوری که مذاب ریخته‌گری شده با حل کردن سطح بوش جامد، شرایط را برای تشکیل لایه‌ی کامپوزیتی در فصل مشترک فراهم می‌آورد.

ریخته‌گری گریز از مرکز یکی از روش‌های ریخته‌گری است که 15 درصد از تولیدات ریخته‌گری را شامل می‌شود [2]. رینگ‌ها، سیلندرهای توخالی، تیوب‌ها، لوله‌ها، و پوسته‌های بزرگ موتور به دلایل متعددی اغلب با استفاده از فرآیند ریخته‌گری گریز از مرکز تولید می‌شوند. هیچ‌گونه ماهیچه‌ی مرکزی در این روش نیاز نبوده و از این رو به سهولت می‌توان با کنترل حجم فلز ریخته شده ضخامت دیواره را کنترل کرد. همچنین هیچ‌گونه سیستم راهگای و تغذیه گذاری نیاز نیست و بدینسان راندمان فلزی می‌تواند تا

$$F_{ce} = \frac{mv^2}{r} \quad (2)$$

نیروی ثقل نیز معادل است با:

$$F_G = mg \quad (3)$$

به طوری که g بیانگر شتاب گرانشی (متر بر مجذور ثانیه) است. دیگر نیروی تاثیرگذار در این فرآیند، نیروی کوریولیس است که به صورت رابطه (4) روی مذاب تاثیر می‌گذارد:

$$F_{co} = -2\omega V_r \quad (4)$$

به گونه‌ای که ω سرعت زاویه‌ای (رادیان بر ثانیه) و V_r سرعت شعاعی ذره (میلی‌متر بر ثانیه) را نشان می‌دهد. "شکل 1" طرحواره‌ی نیروهای موجود را نشان می‌دهد.

حوزه‌ی گریز از مرکز با تغییر انتقال حرارت در سیستم موجب مرجع شدن بیش‌تر فصل مشترک می‌شود به گونه‌ای که از تعقر آن کم شده و منجر به انجماد فوق‌العاده سریعی در این ناحیه می‌شود [7]. 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 [8]:

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = \nabla v = 0 \quad (5)$$

$$\rho \frac{dv}{dt} = -\nabla p + \eta \nabla^2 v + \rho g \quad (6)$$

که به ازای مختصات استوانه‌ای می‌توان نوشت:

$$\begin{aligned} \rho \left(\frac{\partial v_x}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_y}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_z}{\partial z} \right) &= -\frac{\partial p}{\partial x} + \eta \nabla^2 v + \rho g_x \\ \rho \left(\frac{\partial v_y}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_y}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_z}{\partial z} \right) &= -\frac{\partial p}{\partial y} + \eta \nabla^2 v + \rho g_y \\ \rho \left(\frac{\partial v_z}{\partial t} + v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_y}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_z}{\partial z} \right) &= -\frac{\partial p}{\partial z} + \eta \nabla^2 v + \rho g_z \end{aligned} \quad (7)$$

به طوری که ρ جرم، p نیروی فشاری، $\eta \nabla^2 v$ نیروی ویسکوز و ρg نیروی گرانش است.

3- روش پژوهش

3-1- مواد اولیه

ترکیب شیمیایی شمش آلومینیم مورد استفاده در این تحقیق شامل 0.08% سیلیسیم، 0.064% آهن، 0.027% منیزیم، 0.006% منگنز و مابقی آلومینیم بود. برای تولید بوش برنجی نیز از ورق CuZn35 با ترکیب شیمیایی 35% روی، 0.3% نیکل، 0.1% قلع، 0.05% آهن، 0.05% سرب، 0.02% آلومینیم و مابقی مس، استفاده شد.

به منظور تولید بوش برنجی به‌طوری که در "شکل 2" به تصویر کشیده شده است، ورق برنجی برش‌زده شده با ابعاد 265×40×3 میلی‌متر به‌صورت استوانه‌ای توخالی با قطر خارجی 84 و قطر داخلی 78 میلی‌متر درآورده شد و

حدود 100 درصد برسد. غلطک‌های دوفلزی اغلب با استفاده از دو بار ریخته‌گری تهیه می‌شوند به طوری که سطح خارجی غلطک متشکل از آلیاژ مقاوم به سایش یا مقاوم به خوردگی (در این‌جا برنج) بوده و آلیاژ داخلی از فلزات ارزان‌تر نظیر چدن یا فولاد (در این‌جا آلومینیم) است [3].

طبق گزارش البانوا و همکاران [4]، تولید کامپوزیت فولاد-بابت به روش گریز از مرکز در شرایط دمای پیش‌گرم (سطح داخلی بوش فولادی) 500-520 درجه‌ی سانتی‌گراد و سرعت خطی 2-3 متر بر ثانیه (455-682 دور بر دقیقه) امکان‌پذیر است به‌طوری که لایه‌ی بابتی به ضخامت 0.5-0.7 میلی‌متر روی فولاد تشکیل می‌شود. بنابر گزارش آن‌ها، حضور ترکیبات یونکتیکی در فصل مشترک موجب افزایش استحکام پیوند بین دو فلز می‌شود. در تحقیق دیگری، واتانبه و همکاران [5] با استفاده از آلومینیم مایع و نیکل جامد، لوله‌ی آلومینید نیکل-فولاد را به روش ریخته‌گری گریز از مرکز تولید کردند. آن‌ها در این روش پودر نیکل را روی لوله‌ی فولادی گردان تعبیه کرده و مذاب آلومینیم را درون لوله ریخته‌گری کرده‌اند. افزایش نیروی گریز از مرکز، دمای بارریزی آلومینیم و دمای پیش‌گرم نیکل و فولاد، شرایط واکنش‌پذیری بین نیکل و آلومینیم را به طور قابل ملاحظه‌ای تسهیل می‌کند. همچنین مقادیر اولیه‌ی نیکل و آلومینیم نقش مهمی را در کنترل ریزساختار لایه‌ی کامپوزیتی ایفا کرده‌اند. مطابق گزارش آن‌ها، گرمای تولیدی توسط واکنش، سطح داخلی لوله‌ی فولادی را ذوب کرده و لایه‌ی کامپوزیت و فولاد را پیوند داده است.

متغیرهای متعددی ممکن است روی استحکام پیوند در ریخته‌گری گریز از مرکز تاثیرگذار باشد. برخی متغیرهای قابل کنترل را می‌توان شامل سرعت گردش زیرلایه‌ی جامد، سرعت سرد شدن پس از ریختن مذاب، زمان آغاز سیکل سرد شدن، دمای بوش جامد قبل از ریختن، دمای مذاب در زمان ریختن، روش آماده‌سازی سطح جامد و نیز روش پوشش‌دهی (حمام ترکیبی، دما، زمان ترشوندگی و ...) دسته‌بندی کرد. دیوف و جونز [6] تاثیر سه متغیر ریخته‌گری گریز از مرکز شامل سرعت گردش، آهنگ بارریزی، و آهنگ تبرید را روی استحکام پیوند به‌دست آمده از لایه نشانی آلیاژ بابت به روی چدن و به روش گریز از مرکز را مورد ارزیابی قرار دادند. مطابق گزارش آن‌ها سرعت سرد شدن تاثیر قابل ملاحظه‌تری نسبت به سرعت گردش و آهنگ بارریزی، روی استحکام پیوند دارد به‌طوری که به ازای آهنگ تبرید سریع‌تر، انجماد فوراً پس از بارریزی شروع شده و از جدایش فازهای مختلف جلوگیری به عمل می‌آید؛ این در حالی است که در آهنگ‌های تبرید آهسته، انجماد پس از جدایش فازهای مختلف اتفاق می‌افتد.

2- معادلات حاکم بر جریان مذاب در گریز از مرکز

در ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی برخلاف حالت افقی، نیروی منتهجه روی مایع ثابت است. در حالت افقی لغزش قابل ملاحظه‌ای بین فلز و قالب رخ می‌دهد به طوری که فلز توانایی چرخش با سرعت قالب را ندارد اما در حالت عمودی، به محض ورود مذاب به قالب، مذاب با سرعت قالب همسان می‌شود [2]. متوسط شتاب تولیدی به‌واسطه‌ی چرخش قالب را می‌توان با استفاده از رابطه (1) محاسبه کرد:

$$G = 5.59 \times 10^{-4} N^2 D \quad (1)$$

به ترتیب G ، D و N نشان‌دهنده‌ی شتاب شعاعی گریز از مرکز، قطر میانگین قطعه ریختگی (متر) و سرعت چرخش قالب (دور بر دقیقه) هستند. نیروی گریز از مرکز اعمالی بر جسم چرخان برابر است با:

3-2-2- آزمون فشار (نمونه‌ی چالمرز¹)

دستگاه آزمون فشار شنگ تربل² ساخت کشور آلمان برای بررسی استحکام فصل مشترک مورد استفاده قرار گرفت. با توجه به استاندارد ایزو 4386-2 [9] استحکام پیوندی بین آلومینیم و برنج را می‌توان به روش چالمرز تعیین کرد. ابعاد نمونه‌ی استاندارد در "شکل 4" نشان داده شده است.

استحکام باند R_{Ch} معادل خارج قسمت نیروی حداکثر F_{max} برحسب نیوتن بر سطح باند A برحسب میلی‌متر مربع است.

$$R_{Ch} = \frac{F_{max}}{A} \quad (8)$$

در حقیقت، نحوه‌ی انجام آزمون (شکل 5) به گونه‌ای است که سنبه‌ی اعمال فشار روی بخش برنجی قرار گرفته و شکست از بخش برنجی انجام می‌شود.

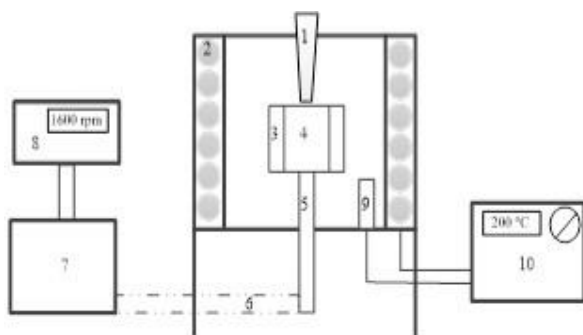


Fig. 3 Schematic representation of vertical centrifugal casting (VCC) machine, (1) sprue (2) heating element (3) brass bush (4) die cavity (5) shaft (6) belt pulley (7) electromotor (8) inverter (9) thermometer attached to the heating generator (10) heating generator and controller

شکل 3 شماتیک دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی؛ 1- راهگاه بارریز 2- المنت (سیم کنتال) 3- بوش برنجی 4- محفظه‌ی قالب 5- شفت 6- تسمه‌ی انتقال نیرو 7- الکتروموتور 8- اینورتر (دستگاه تنظیم سرعت چرخش) 9- دماسنج متصل به ژنراتور سیستم گرمایشی 10- ژنراتور گرمایشی و کنترل‌کننده‌ی دما

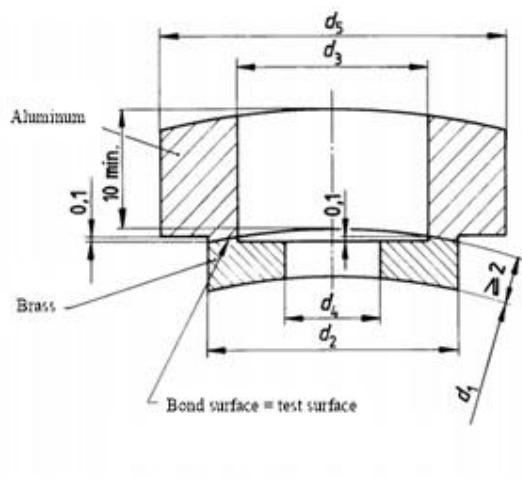


Fig. 4 Specimen of Chalmers test (from a journal bearing); $d_2=20\text{mm}$, $d_3=16\text{mm}$, $d_4=8\text{mm}$, $d_5=29\text{mm}$ [9]

شکل 4 نمونه‌ی استاندارد آزمون چالمرز [9]

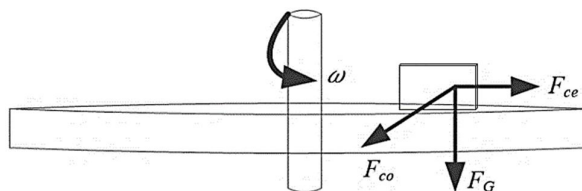


Fig. 1 Schematic diagram of force analysis at centrifugal field.

شکل 1 طرح‌واره‌ی نشان‌دهنده‌ی نیروهای دخیل در حوزه‌ی گریز از مرکز

دو سر ورق نیز با استفاده از پنبه نسوز و مفتول فولادی بر هم منطبق گردید. گفتنی است که بوش‌های تهیه شده پس از آماده‌سازی تحت عملیات سنباده‌زنی قرار گرفته و سطوح آن‌ها تا کاغذ سنباده‌ی شماره‌ی 2000 پوساب‌زنی شد؛ همچنین از مایع استن به منظور چربی‌زدایی سطوح استفاده شد.

3-2- تجهیزات مورد استفاده

3-2-1- ریخته‌گری نمونه‌ها

به‌منظور تهیه‌ی مذاب از کوره‌ی آلمانی 60 لیتری ساخت شرکت آذرکوره استفاده شد. شارژ آلومینیم با استفاده از ترازوی دیجیتال وزن شده و درون بوتله‌ی گرافیتی شماره 6 قرار داده شد. بوتله درون کوره جای‌گذاری شده و پس از بستن درب کوره، دمای کوره روی 700 درجه‌ی سانتی‌گراد تنظیم گردید. پس از آماده شدن مذاب، دمای آن با استفاده از یک ترموکوپل تماسی مورد سنجش قرار گرفته و در صورت رسیدن به دمای بارریزی (700 درجه‌ی سانتی‌گراد)، عملیات بارریزی درون بوش برنجی تعبیه شده در دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی انجام می‌گرفت. طرح‌واره‌ی از دستگاه مورد استفاده در "شکل 3" نشان داده شده است.

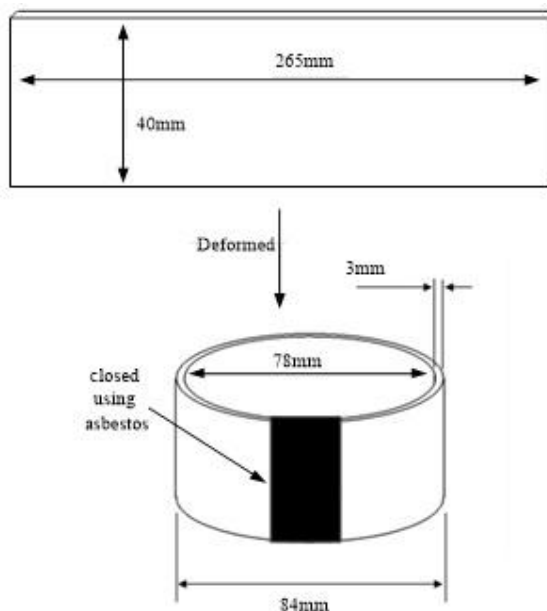


Fig. 2 Preparation process of brass bushes; brass sheets cut to 265×40×3 mm size and deformed to a cylindrical shape using asbestos and steel wire

شکل 2 مراحل آماده‌سازی بوش‌های برنجی؛ ورق برنجی برش‌زده شده به ابعاد 265×40×3 میلی‌متر با استفاده از پنبه‌نسوز و مفتول فولادی به هم منطبق شده است.

¹ chalmers

² Schneck Trebel

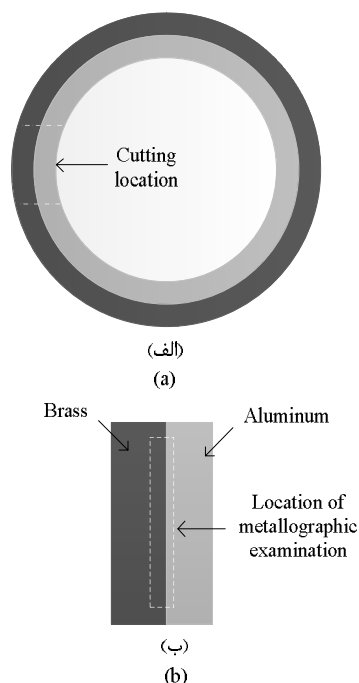


Fig. 6 Cutting process of the cast samples, (a) cross section cutting, (b) cut to smaller dimension for metallographic observations
شکل 6 مراحل برش نمونه‌های ریخته‌گری شده برای بررسی متالوگرافی؛ (الف) برش مقطع عرضی، (ب) برش به ابعاد کوچک‌تر جهت مشاهدات ریزساختاری

نفوذ حالت جامد در انتهای فرآیند انجماد تامین می‌شود. مشخصات نمونه‌های ریخته‌گری شده در جدول 1 آمده است.

جدول 1 مشخصات نمونه‌های ریخته‌گری شده با دمای بارریزی 700 درجه‌ی سانتی-گراد

Table 1 Cast samples at 700°C pouring temperature

شماره نمونه	سرعت دوران (دور بر دقیقه)	نسبت حجمی مذاب - به - جامد	دمای پیش گرم (درجه‌ی سانتی‌گراد)
1	800	1.5	100
2	1600		
3	2000		
4	800		
5	1600		
6	2000		
7	800	2.5	200
8	1600		
9	2000		
10	800		
11	1600		
12	2000		
13	800	1.5	300
14	1600		
15	2000		
16	800		
17	1600		
18	2000		
19	800	2.5	400
20	1600		
21	2000		
22	800		
23	1600		
24	2000		

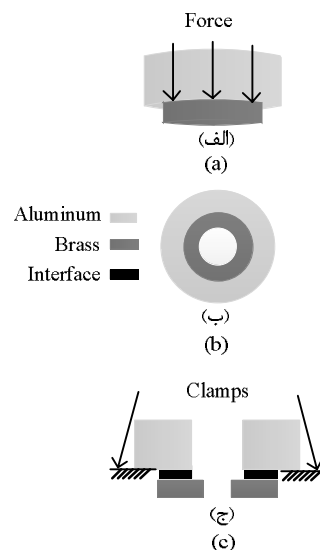


Fig. 5 Schematic of the samples were prepared for Chalmers test; (a) general scheme and direction of applied force, (b) top view, (c) cross-section view

شکل 5 طرحواره‌ی نمونه‌های تهیه شده جهت آزمون چالمرز؛ (الف) شمای کلی و جهت اعمال نیرو، (ب) نمای بالا و (ج) برش مقطع عرضی

3-2-3- ریزساختار و فازشناسی

به‌منظور مطالعه‌ی ریزساختار فصل مشترک، کامپوزیت‌های دو فلزی آلومینیم- برنج تولیدی، با استفاده از اره دستی برش زده شده (شکل 6) و سطح مقطع آن‌ها پس از سنباده‌زنی توسط کاغذهای کاربید سیلیسیم پوساب‌زنی شده و در انتها با استفاده از محلول آلومینای 0.3 میکرومتری تحت پولیش نهایی قرار گرفت. محلول حکاکی حاوی 0.5 میلی‌لیتر اسید فلوئوریک¹ در 100 میلی‌لیتر آب مقطر برای رنگی کردن ریزساختار فصل مشترک استفاده شد؛ به این منظور، سطوح نمونه‌ها به مدت 20 ثانیه درون محلول یاد شده حکاکی شد. ریزساختار فصل مشترک با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل میچ تکنو² ساخت ژاپن و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل وگا تسکان³ ساخت چکسواکی مجهز به دتکتور طیفسنجی پراش پرتو ایکس (ای‌دی‌اس)⁴ مورد بررسی قرار گرفت. دستگاه ایکس آر دی⁵ مدل جی دی ایکس 8030⁶ ساخت شرکت جیول⁷ و نیز دتکتور ای‌دی-اس (EDS) متصل به میکروسکوپ الکترونی روبشی، برای مشخص کردن فازهای تشکیل شده در لایه‌های مختلف فصل مشترک مورد استفاده قرار گرفت.

4- نتایج و بحث

4-1- تشریح آلیاژسازی و انجماد در فصل مشترک

فرآیند پر شدن بوش و انجماد در حوزه‌ی گریز از مرکز عمودی به گونه‌ای است که حین فرآیند پر شدن، ذرات متمایل به حرکت در جهت محور چرخش هستند. پیوند متالورژیکی شکل گرفته در این تحقیق، احتمالاً ناشی از شرایط انحلالی ویژه‌ای است که به‌واسطه‌ی نیروهای مکانیکی دخیل و نیز

¹ HF

² MEIJI Techno

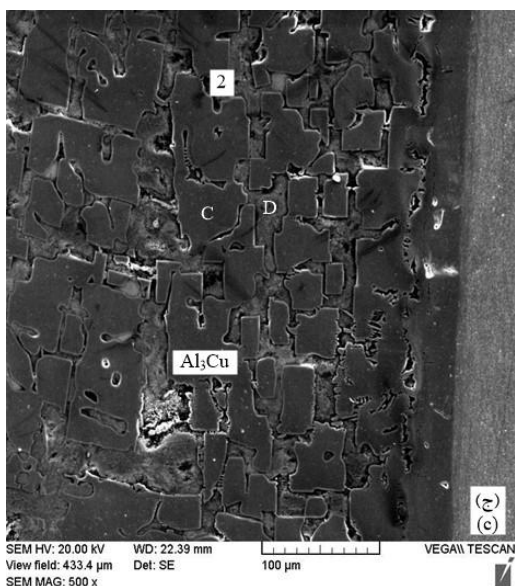
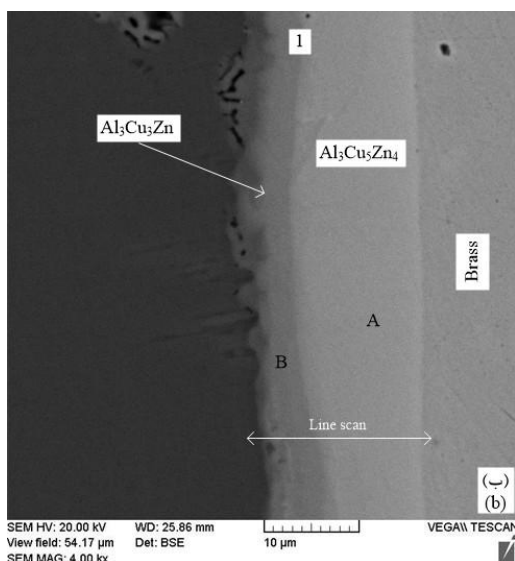
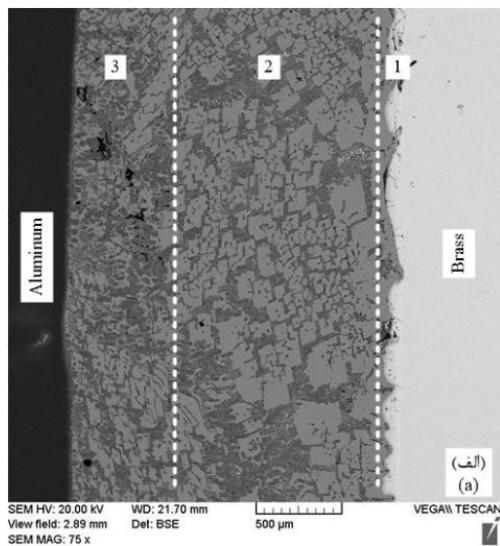
³ VEGAII XMU Tescan

⁴ EDS

⁵ XRD

⁶ JDX-8030

⁷ JEOL



میزان انحلال سطح برنج در نمونه‌ها متفاوت بود. مطابق اندازه‌گیری‌های انجام گرفته با نرم‌افزار ایمج جی [10]، افزایش محتوای حرارتی موجب انحلال هر چه بیش‌تر برنج در مذاب آلومینیم شده است (شکل 7). در این حالت، مذاب برخلاف نیروی گرانش حرکت می‌کند. با ورود مذاب آلومینیم به درون بوش، انحلال سطحی آغاز شده و محلولی با نقطه‌ی ذوب پایین شکل می‌گیرد. به علت محتوای حرارتی بالای مذاب در مراحل اولیه، اولین نواحی لمس شده توسط مذاب، مکان‌های مرجح تشکیل پیوند متالورژیکی است. علت این پدیده (تشکیل پیوند) به گسیختگی فیلم اکسیدی سطحی و ایجاد سطح جدید نسبت داده شده است [11]. نتایج نشان داد نمونه‌های تولید شده در دماهای پیش‌گرم پایین و نیز سرعت‌های چرخش بالا دارای فصل مشترک نازک‌تری نسبت به دیگر نمونه‌ها است.

مطابق اندازه‌گیری‌ها، محدوده‌ی فصل مشترک در دماهای پیش‌گرم 100، 200، 300 و 400 درجه‌ی سانتی‌گراد به ترتیب معادل 0.489-1.00، 0.78-1.48، 0.84-2.21 و 1.13-3.11 است. می‌توان دید که نازک‌ترین فصل مشترک متعلق به نمونه‌ی 3 (دور 2000) با 0.489 میلی‌متر بوده و ضخیم‌ترین فصل مشترک با 3.11 (دور 800) میلی‌متر متعلق به نمونه‌ی 22 است.

طبق گزارش ژینگ و همکاران [12]، افزایش محتوای حرارتی با تسهیل فعالیت عناصر، شرایط را برای عریض‌تر شدن فصل مشترک فراهم می‌کند. از دیگر سو، افزایش سرعت چرخش با افزایش آهنگ سردکنندگی، با فعالیت عناصر مقابله کرده و زمان کافی جهت نفوذ عناصر را در اختیار نمی‌گذارد [13].

به طوری که در "شکل 8- الف" نشان داده شده است، فصل مشترک شامل سه لایه‌ی مجزا است. بزرگنمایی بالاتر منطقه‌ی 1 (شکل 8- ب) گویای آن است که این ناحیه به نوبه‌ی خود متشکل از دو لایه‌ی قابل تفکیک است. تحلیل نقطه‌ای (جدول 2) نشان داد که ترکیب استوکیومتری این لایه‌ها به ترتیب عبارتند از $Al_3Cu_5Zn_4$ و Al_3Cu_3Zn است. اسکن خطی این ناحیه (شکل 9) نشان‌دهنده‌ی نفوذ رو به بالای عنصر روی است. از آنجایی که تنها فاز سه‌تایی این سیستم ترکیبی با نسبت استوکیومتری $Al_{34}Cu_{40}Zn_{20}$ است [14]، بنابراین نفوذ رو به بالای عنصر Zn [15-17] انجام گرفته است. گفتنی است که نقطه‌ی ذوب پایین عنصر روی نسبت به آلومینیم و مس نیز می‌تواند این پدیده را تسهیل کند (اثر کرکندال).

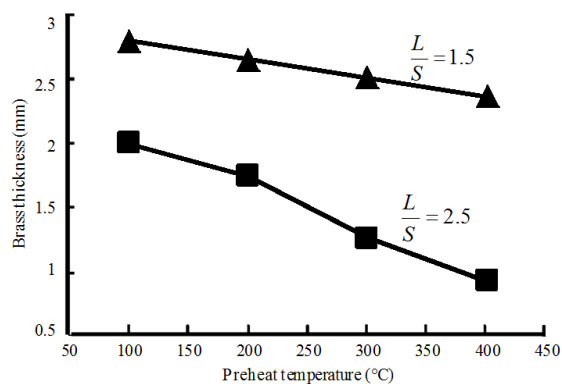


Fig. 7 Variation of dissolution of the bush surface versus increasing the preheat temperature at 1.5 and 2.5 volume ratio and constant rotational speed of 1600 rpm

شکل 7 تغییرات میزان انحلال سطح برنج به ازای افزایش دمای پیش‌گرم بوش برنجی در دو نسبت حجمی 1.5 و 2.5 و سرعت چرخش ثابت 1600 دور بر دقیقه

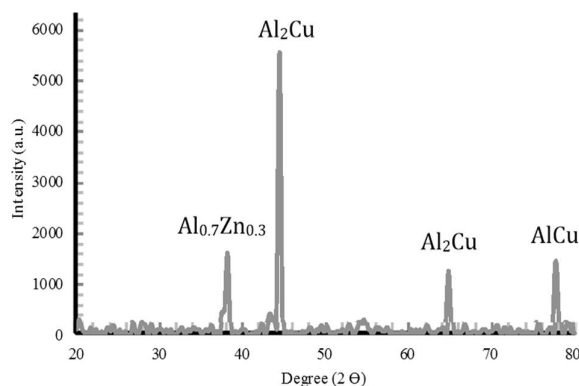


Fig. 10 X-ray diffraction analysis (XRD) of the interface of Aluminum-Brass bimetal composite

شکل 10 تحلیل پراش پرتو ایکس از فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم - برنج

2-4- تاثیر حوزی گریز از مرکز روی ریزساختار فصل مشترک

تصویر "شکل 11" نشان‌دهنده فصل مشترک شکل گرفته در نمونه‌ی 18 است. با مقایسه‌ی این تصویر با "شکل 8- الف" می‌توان دید که منطقه‌ی 3 (ناحیه‌ی یوتکتیک) در نمونه‌ی 18 (تولید شده با دور 2000) به‌طور قابل ملاحظه‌ای وسیع‌تر از نمونه‌ی 10 (تولید شده با دور 800) است. درحقیقت، ارتعاش مکانیکی قالب حین انجماد، موجب افزایش میزان ترکیب یوتکتیکی می‌شود. از دیگر سو، تلاطم با توزیع یکنواخت‌تر هسته‌های انجمادی، الگوی انجمادی متفاوتی ایجاد کرده و نرخ انجماد ریختگی را سرعت بخشیده است. نرخ انجماد سریع‌تر نیز شرایط را برای تولید کسر حجمی بالاتری از ساختار یوتکتیکی تسهیل می‌کند [22].

بنابر تئوری جوانه‌زنی ارائه شده توسط فلمینگ [23]، شعاع جوانه‌ی پایدار r^* تحت مادون انجماد ΔT معادل است با:

$$r^* = \frac{2\sigma T_M V_s}{\Delta H \Delta T} \quad (9)$$

به طوری که T_M نقطه ذوب تعادلی، V_s حجم مولی، σ انرژی سطحی و ΔH گرمای نهان انجماد است.

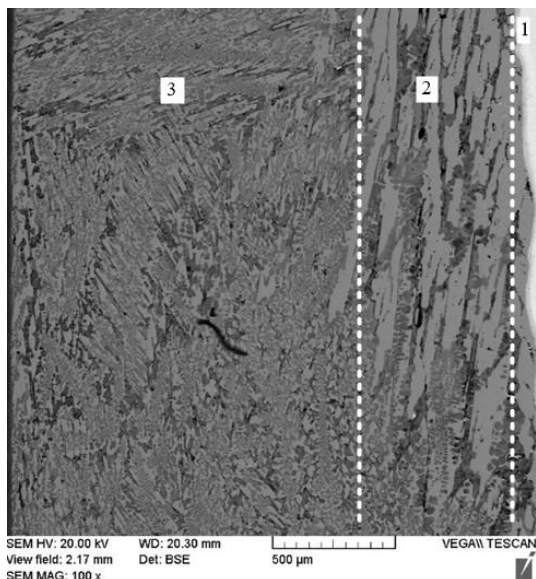


Fig. 11 SEM image of the interface of sample 18

شکل 11 فصل مشترک نمونه‌ی 18 ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی

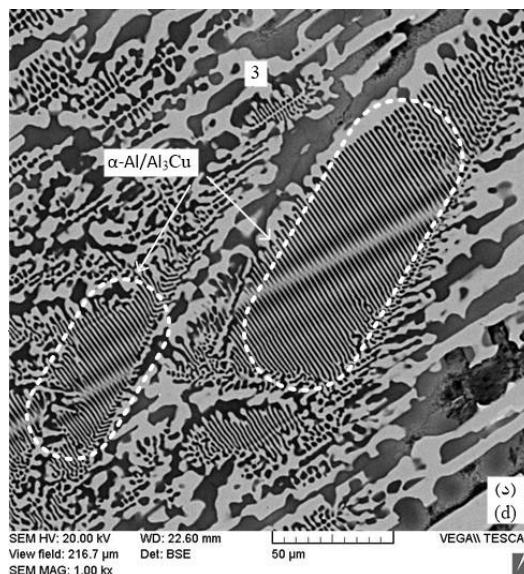


Fig. 8 SEM images of (a) the interface of sample 10 consist of three discrete zones, (b)-(d) higher magnification of each zone

شکل 8 تصاویر ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی؛ (الف) فصل مشترک (نمونه 10) شامل سه ناحیه‌ی مجزا، (ب) - (د) بزرگنمایی بالاتر نواحی مشخص شده در تصویر (الف)

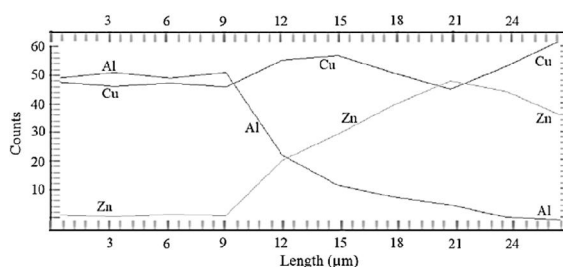


Fig. 9 Line scan of the location marked at Fig. 8b shows uphill diffusion of Zinc

شکل 9 اسکن خطی از ناحیه‌ی مشخص شده در شکل 8- ب نشان‌دهنده نفوذ رو به بالای عنصر روی

منطقه‌ی 2 فصل مشترک (شکل 8- ج) متشکل از رسوبات صفحه‌ای شکل Al_3Cu توزیع شده در زمینه‌ی $\alpha-Al$ ($Al_{11}Zn$) است. تحلیل XRD فصل مشترک (شکل 10) برخلاف تحلیل نقطه‌ای نشان داد که فاز Al_2Cu غالب فصل مشترک است. شویلوک و همکاران [18] نشان دادند که این دو فاز درواقع یکی بوده و فاز Al_3Cu درحقیقت حالت غیرتعادلی فاز θ (Al_2Cu) است که آن را θ' نام‌گذاری کردند. بیسواس و همکاران [19] نیز طی گزارشی در سال 2011، ضمن تایید نظریه‌ی گروه تحقیقاتی شویلوک، حضور فاز Al_3Cu در شرایط غیرتعادلی را گزارش کردند.

ناحیه‌ی 3 (شکل 8- د) که در مجاورت آلومینیم واقع شده شامل ساختاری تحت عنوان یوتکتیک غیرعادی $\alpha-Al/Al_3Cu$ است. لیو و همکاران [20] گزارش کردند که چنین ساختاری در شرایط انجماد غیرتعادلی و در نتیجه‌ی جوانه‌زایی و رشد مستقل دو فاز یوتکتیکی تشکیل می‌شود. وی و هراچ [21] نیز با بیان این موضوع که ساختار یوتکتیک غیرعادی محصول انجماد سریع است، حضور این ساختار را تایید کرده‌اند.

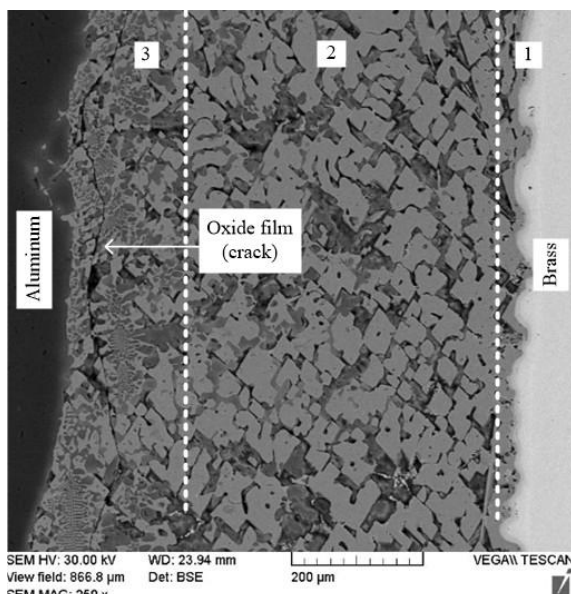


Fig. 13 SEM image of the interface of sample 5 showing the crack at the interface

شکل 13 فصل مشترک نمونه‌ی 5 ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان‌دهنده‌ی حضور ترک در فصل مشترک

آزمون، حلقه‌ای به مساحت 113 میلی‌متر مربع اندازه‌گیری شد. طبق گزارش عباسی و همکاران [29] ضخامت ترکیبات بین‌فلزی موجود در فصل مشترک دارای اندازه‌ی بحرانی هستند که تجاوز از آن مقدار موجب کاهش قابل توجه استحکام پیوند می‌شود. بدیهی است که با افزایش ضخامت فصل مشترک، شکنندگی آن افزایش یافته و تنش کم‌تری را تا گسیختگی تحمل کند (شکل 14).

با مشاهده‌ی سطح شکست (شکل 15- الف) می‌توان دید هر دو نوع شکست ترد و نرم در فصل مشترک اتفاق افتاده است. ویژگی شکست ترد، ایجاد وجوه مسطح است. معمولاً این وجوه مسطح (شکل 15- ب) در نتیجه‌ی حرکت ترک در امتداد تعدادی صفحه‌ی موازی ایجاد می‌شوند. اغلب شکست-های ترد دارای فرورفتگی‌ها و برآمدگی‌های ناشی از گسیختگی در اطراف وجوه شکست است [30].

تحلیل نقطه‌ای (جدول 2) مشخص کرد که این وجوه مسطح همان رسوبات Al_3Cu هستند. طبق گزارش لاوسون و کر [31] طبیعت انتشار

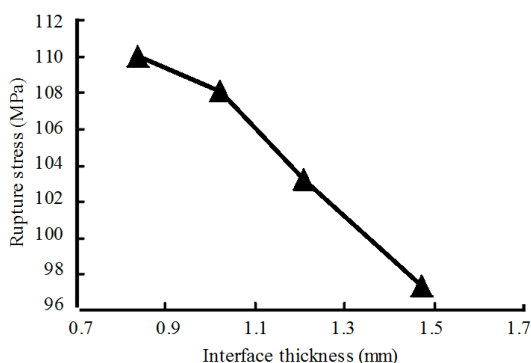


Fig. 14 Variation of the rupture stress versus increasing the interface thickness

شکل 14 تغییرات تنش گسیختگی به ازای افزایش ضخامت فصل مشترک

بنابراین افزایش مادون انجماد موجب کاهش شعاع بحرانی جوانه‌ی پایدار خواهد شد به گونه‌ای که جوانه‌های کوچک پایدار مانده و می‌توانند رشد کنند. افزون بر مادون انجماد حرارتی که بحث شد، مادون انجماد ساختاری نیز در بوجود آمدن چنین ریزساختاری موثر است. مطابق تحقیقات انجام گرفته، به هم خوردن 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 در حال انجماد می‌شود [25,24]. افزایش مادون انجماد غلظتی با افزایش شمار مکان‌های جوانه‌زنی منجر به تسریع واکنش‌های شیمیایی حین فرآیند انجماد شده [13] و بدینسان کسر حجمی یوتکتیک بیش‌تری در ریزساختار ظاهر می‌شود.

سرعت چرخش بالا، علاوه بر افزایش کسر یوتکتیکی ریزساختار فصل مشترک، به‌علت تلاطم زیاد شرایط را برای حضور فیلم‌های اکسیدی در ریزساختار مهیا می‌کند. در واقع، تلاطم سطحی موجب شکسته شدن فیلم‌های اکسیدی جبهه‌ی پیشرونده‌ی آلومینیوم مایع شده و موجبات تا خوردن و گیرافتادگی آن‌ها در توده‌ی مذاب (شکل 12) را فراهم می‌آورد [27,26]. بنابر گزارش چاو و کمبل [28] فیلم‌های اکسیدی تاخورد در فلز مایع دارای دو سطح هستند: سطوح خشک و بدون پیوند داخلی، و سطوح ترشده‌ی خارجی. تماس اتمی خوبی بین سطح ترشده‌ی فیلم و مایعی که ترکیب بین‌فلزی از آن رشد می‌کند برقرار شده و از این‌رو تماس اتمی خوبی نیز با ترکیب بین‌فلزی برقرار می‌شود. شکاف بین سطوح خشک فیلم‌های اکسیدی دولا به علت فقدان پیوند کامل، موجب تشکیل ترک‌هایی در ترکیب بین‌فلزی و زمینه می‌شود (شکل 13). بنابراین می‌توان گفت، حضور ترک درون و اطراف ترکیبات بین‌فلزی ناشی از رسوب ترکیبات بین‌فلزی اولیه روی سطوح خارجی ترشده‌ی فیلم‌های اکسیدی دولا به است.

4-3- استحکام پیوند و شکست‌نگاری

نمونه‌های 4، 10، 16 و 22 با فصل مشترک‌هایی به ضخامت 1.48، 1.9، 2.21 و 3.11 میلی‌متر برای تست چالمرز انتخاب شد. نیروی منجر به گسیختگی پیوند در این نمونه‌ها به ترتیب معادل 12.5، 12.3، 11.7 و 11 کیلونیوتن ثبت شد. با استفاده از معادله‌ی (8)، تنش گسیختگی نمونه‌ها به ترتیب برابر 108، 110، 103 و 97 مگاپاسکال محاسبه شد. شایان ذکر است سطح تحت

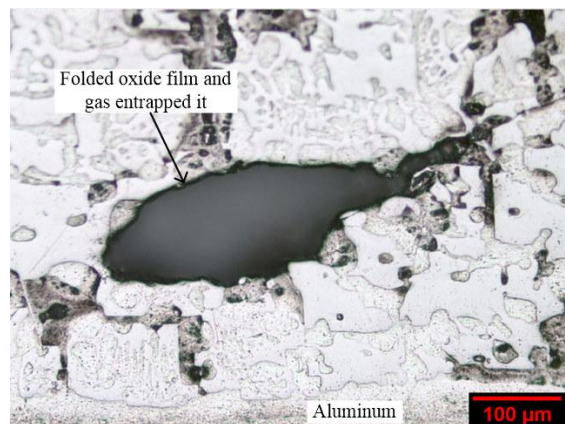


Fig. 12 Representative optical micrograph showing the oxide film was folded due to melt turbulence at the interface near the aluminum side (zone 3)

شکل 12 فصل مشترک مجاور آلومینیم (ناحیه 3) نمونه‌ی 21 ثبت شده با میکروسکوپ نوری نشان‌دهنده‌ی تا خوردن فیلم اکسیدی در اثر تلاطم بالای مذاب

جدول 2 نتایج آنالیز نقطه‌ای طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از محل‌های مشخص شده در تصاویر 8-ب، 8-ج، 15-ب

Table 2 EDS results (Atomic %) of marked areas shown in Figures 8b, 8c and 15b

ترکیب تشکیل شده	درصد اتمی عناصر (at.%)			منطقه
	Zn	Cu	Al	
$\text{Al}_3\text{Cu}_5\text{Zn}_4$	36.94	45.08	17.99	A
$\text{Al}_3\text{Cu}_3\text{Zn}$	14.23	41.80	43.98	B
Al_3Cu	1.47	25.35	73.18	C
Al_{11}Zn	8.07	2.39	89.54	D
Al_3Cu	0.99	23.36	75.65	E

صفحه‌ای شکست ترد نشان‌دهنده‌ی شکست یکنواخت ترکیبات بین‌فلزی و پیوند فصل مشترکی خوب بین آن‌ها است. گسیختگی گودشده به همراه فرورفتگی‌های فنجان‌ی شکل (شکل 15-ج) معرفه‌ی شکست نرم است. در حقیقت، ریزحفرات در محل ذرات فاز ثانوی شروع شده و رشد می‌کنند تا هنگامی که دیواره‌ی بین حفره‌ها بشکند [32]. به گونه‌ای که پیش از این بیان شد، ساختار یوتکتیک غیرعادی در نتیجه‌ی جوانه‌زایی و رشد مستقل دو فاز یوتکتیکی تشکیل می‌شود، بنابراین می‌توان رفتار شکست نرم را به این ساختار نسبت داد.

5- نتیجه‌گیری

براساس تحقیق صورت گرفته نتایج زیر قابل حصول است:

* نمونه‌های تولید شده در دماهای پیش‌گرم پایین و نیز سرعت‌های چرخش بالا دارای فصل مشترک نازک‌تری نسبت به دیگر نمونه‌ها است. محدوده‌ی فصل مشترک در دماهای پیش‌گرم 100، 200، 300 و 400 درجه‌ی سانتی‌گراد به ترتیب معادل 0.489-1.48، 0.78-1.9، 0.84-2.21 و 1.13-3.11 است. نازک‌ترین فصل مشترک 0.489 میلی-متر (نمونه‌ی 3) است و ضخیم‌ترین فصل مشترک 3.11 میلی-متر (نمونه‌ی 22) اندازه‌گیری شد.

* فصل مشترک شامل سه لایه‌ی مجزا است. منطقه‌ی 1 لایه‌ی نفوذی $(\text{Al}_3\text{Cu}_3\text{Zn} - \text{Al}_3\text{Cu}_5\text{Zn}_4)$ ، منطقه‌ی 2 رسوبات Al_3Cu توزیع شده در زمینه Al_{11}Zn ، و در نهایت منطقه‌ی 3 یا ساختار یوتکتیک غیرعادی $(\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu})$ است.

* ارتعاش مکانیکی قالب حین انجماد، موجب افزایش میزان ترکیب یوتکتیکی می‌شود. در واقع، مادون انجماد حرارتی (اثر سردکنندگی) و نیز مادون انجماد غلظتی (تولید هسته‌های انجمادی بیش‌تر) در اثر افزایش سرعت چرخش تشدید شده و شرایط را برای تشکیل ساختار یوتکتیک تسهیل می‌کنند.

* با افزایش ضخامت فصل مشترک، شکنندگی آن افزایش یافته و تنش کم‌تری را تا گسیختگی تحمل کند. هر دو نوع شکست ترد و نرم در فصل مشترک اتفاق افتاده است. شکست ترد متعلق به رسوبات Al_3Cu است و ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu}$ مسئول شکست نرم است.

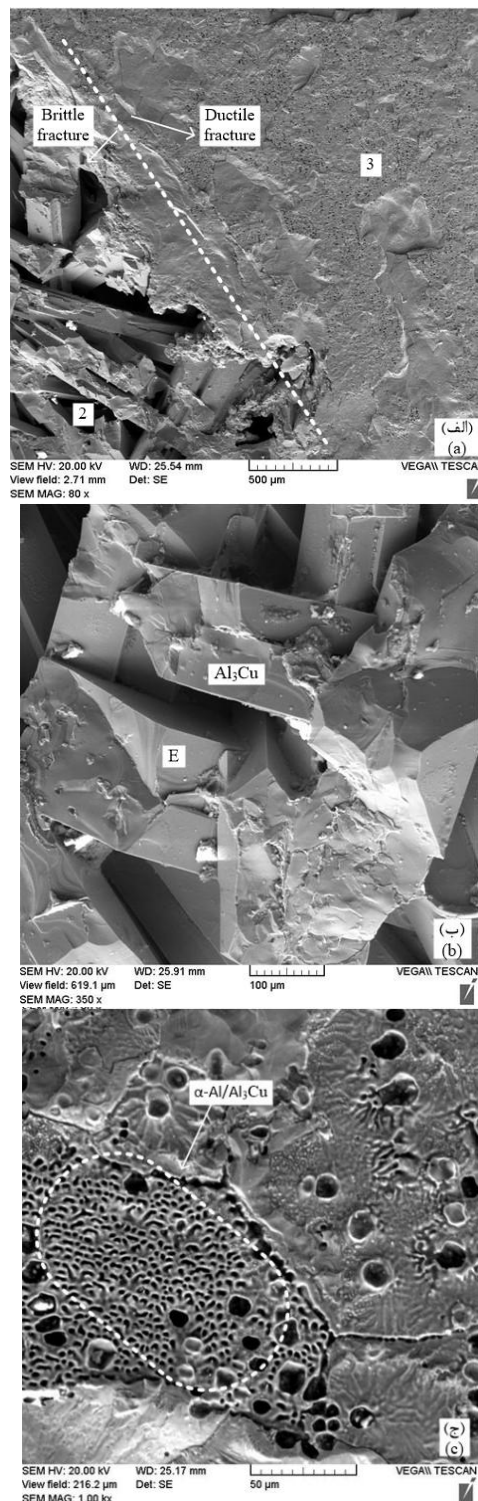


Fig. 15 SEM images of fractured surfaces: (a) double behavior of fractured surface, (b)-(c) higher magnification of brittle fracture (Al_3Cu precipitates) and ductile fracture ($\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu}$ anomalous eutectic microstructure)

شکل 15 (الف) رفتار دوگانه‌ی سطح شکست، (ب) - (ج) بزرگنمایی بالاتر شکست ترد (رسوبات Al_3Cu) و نرم (ساختار یوتکتیک غیرعادی $\alpha\text{-Al}/\text{Al}_3\text{Cu}$) اتفاق افتاده ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی

6- مراجع

- Diffusion in Materials*, Vol. 95-98, pp. 611-616, 1993.
- [18] B. A. Shollock, C. R. M. Grovenor, K. M. Knowlcs, Compositional Studies of Ω and Θ' Precipitates in an Al-Cu-Mg-Ag Alloy, *Scripta Metallurgica*, Vol. 24, No. 7, pp. 1239-1244, 1990.
- [19] A. Biswas, D. J. Siegel, C. Wolverton, D. N. Seidman, 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.
- [20] X. R. Liu, C. D. Cao, B. Weisheng, Microstructure evolution and solidification kinetics of undercooled Co-Ge eutectic alloys, *Scripta Materialia*, Vol. 46, No. 1, pp. 13-18, 2002.
- [21] B. Wei, D. M. Herlach, Rapid solidification of undercooled eutectic and monotectic alloys, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 173, No. 1-2, pp. 357-361, 1993.
- [22] G. Chirita, I. Stefanescu, J. Barbosa, H. Puga, D. Soares, F. S. Silva, On assessment of processing variables in vertical centrifugal casting technique, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 22, No. 5, pp. 382-389, 2009.
- [23] M. C. Flemings, *Solidification Processing*, pp. 290-301, Massachusetts Institute of Technology, 1974.
- [24] B. Xiong, C. Cai, H. Wan, B. Lu, 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.
- [25] E. Ahmadi, M. R. Forouzan, M. Aghaei, M. Shirani, Numerical simulation of thermal history in mold and casting during horizontal centrifugal casting of ductile iron pipes, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No. 6, pp. 185-193, 2014 (in Persian).
- [26] X. Dai, M. R. Jolly, X. Yang, J. Campbell, Modelling of liquid metal flow and oxide film defects in filling of aluminium alloy castings, *IOP Conference: Materials Science and Engineering*, Vol. 33, 2012.
- [27] M. Sarvari, M. Divandari, Melt behavior and shrinkage force effect of Al melt in Al/Mg bimetal cast via centrifugal casting, *Modares Mechanical Engineering* Vol. 15, No. 7, pp. 131-138, 2015 (in Persian).
- [28] X. Cao, J. Campbell, Precipitation of primary intermetallic compounds in liquid Al 11.5Si 0.4Mg alloy, *International Journal of Cast Metals Reserch*, Vol. 13, No. 3, pp. 175-184, 2000.
- [29] M. Abbasi, A. Karimi Taheri, M. T. Salehi, Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 319, No. 1, pp. 233-241, 2001.
- [30] G. E. Dieter, D. Bacon, *Mechanical Metallurgy*, pp. 254-256, New York: McGraw-Hill, 1986.
- [31] W. H. S. Lawson, H. W. Kerr, Mechanical behavior of rapidly solidified Al-Al₂Cu and Al-Al₃Ni composites, *Metallurgical Transactions*, Vol. 2, No.10, pp. 2853-2859, 1971.
- [32] C. D. Beachem, The effects of crack tip plastic flow directions upon microscopic dimple shapes, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 6, No. 2, pp. 377-383, 1975.
- [1] K. J. M. Papis, B. Hallstedt, J. F. Lo'ffler, P. J. Uggowitzer, Interface formation in aluminium-aluminium compound casting, *Acta Materialia*, Vol. 56, No. 13, pp. 3036-3043, 2008.
- [2] A. R. Patel, *Mechanical Property and Microstructural Investigation of Aluminium Bronze by Centrifugal Casting Process*, pp. 23-25, Ganpat University, 2015.
- [3] J. Campbell, *Complete Casting Handbook*, pp. 979-985, University of Birmingham, UK, 2011.
- [4] R. I. El'baeva, K. G. Tkhaapsoev, Structure of the transition layer in steel-babbitt bimetals, *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 20, No. 8, pp. 661-663, 1978.
- [5] Y. Watanbe, S. Watanbe, K. Matsuura, 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.
- [6] P. Diouf, A. Jones, Investigation of bond strength in centrifugal lining of babbitt on cast iron, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41, No. 3, pp. 603-609, 2010.
- [7] L. L. Regel, W. R. Wilcox, *Centrifugal Materials Processing*, pp. 3-7, International center for gravity materials science and applications, Clarkson University, Potsdam, 1997.
- [8] W. Shi-ping, L. Chang-Yun, G. U. Jing-Jie, S. Yan-qing, L. Xiu-qiao, U. Heng-zhi, 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.
- [9] ISO 4386-2:2012, Plain bearings -- metallic multilayer plain bearings, destructive testing of bond for bearing metal layer thicknesses greater than or equal to 2 mm, 1982.
- [10] *ImageJ software*, Accessed on 4 February 2015; www.ImageJ.net.
- [11] J. Pan, M. Yoshida, G. Sasaki, H. Fukunaga, Metal pipe joining with aluminum alloy by ultrasonic insert casting, *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 15, No. 6, pp. 867-881, 2000.
- [12] B. Xiong, C. Cai, B. Lu, 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.
- [13] M. H. Ghoncheh, S. G. Shabestari, Effect of cooling rate on the dendrite coherency point during solidification of Al2024 alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 46, No. 3, pp. 1287-1299, 2014.
- [14] B. Legendre, Y. Feutelais, J. M. San Juan, I. Hurtado, Enthalpy of formation of the ternary 'T' phase in the Al-Cu-Zn system, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 308, No. 1-2, pp. 216-220, 2000.
- [15] R. S. Timsit, Intermetallics growth at Al/ α -brass interfaces, *Acta Metallurgica*, Vol. 33, No. 1, pp. 97-104, 1985.
- [16] R. S. Timsit, Interdiffusion at bimetallic electrical interfaces, *IEEE Transactions (Components, Hybrids, and Manufacturing Technology)*, Vol. 9, No. 1, pp. 106-116, 1986.
- [17] S. I. Fujikawa, Interdiffusion between Aluminium and α -Brass,