



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

بررسی خصوصیات فصل مشترک دوفلزی Al-A ۳۵۶/ Al-۱۵Sn-۴Si-۱ Mg تولید شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز

مجید دانش‌زاده^۱، بهمن کروچی^۲

۱- دانش آموخته کارشناسی ارشد مهندسی مواد - گروه مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه حکیم سبزواری

M.Sc., Materials and Polymer Engineering Department, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.

۲- دانشیار گروه مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه حکیم سبزواری (نویسنده مکاتبه کننده)

Associate Professor, Materials and Polymer Engineering Department, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.

Investigating the Interface Characteristics of Al- A356/ Al15Sn4Si1Mg Bimetal Produced by Centrifugal Casting Method

چکیده

درفرآیند تولید دوفلزی آلیاژهای آلومینیوم به روش ریخته‌گری گریز از مرکز وجود لایه اکسید آلومینیوم بر سطح لایه جامد مانع از دستیابی به فصل مشترک با پیوند متالورژیکی مناسب می‌شود. هدف از این پژوهش بررسی اثر شرایط ریخته‌گری لایه دوم بر استحکام فصل مشترک دوفلزی آلیاژ آلومینیوم A۳۵۶ بهسازی شده با استرانسیم به عنوان لایه اول و آلیاژ Al-۱۵Sn-۴Si-۱Mg به عنوان لایه دوم تولید شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز است. دمای سطح داخلی لایه اول (۵۶۶، ۵۳۰ و ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد) و نسبت ضخامت لایه دوم به لایه اول (۰/۱، ۰/۲ و ۰/۳) به عنوان متغیرهای فرآیند انتخاب شدند. نمونه‌های دوفلزی تولید شده از نظر ریزساختار و خواص مکانیکی فصل مشترک مورد ارزیابی قرار گرفتند. بررسی ریزساختار نمونه‌های دوفلزی نشان داد که به دلیل وجود عناصر منیزیم و قلع در آلیاژ لایه دوم به همراه نیروی گریز از مرکز، لایه اکسید آلومینیوم تشکیل شده بر سطح جامد لایه اول در معرض گسیختگی و احیاء قرار گرفته است. براساس نتایج آزمون استحکام برشی فصل مشترک، نمونه ریخته‌شده در دمای سطح داخلی لایه اول ۵۳۰ درجه سانتی‌گراد و نسبت ضخامت لایه دوم به لایه اول ۰/۲ با ۹۹/۴۰ مگاپاسکال بیشترین استحکام برشی و نمونه با دمای سطح داخلی لایه اول ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد و نسبت ضخامت لایه دوم به لایه اول ۰/۱ با ۴۱/۴۸ مگاپاسکال کمترین استحکام برشی را در فصل مشترک نشان دادند.

کلید واژه: دوفلزی ریخته‌گری، آلیاژ آلومینیوم A۳۵۶، آلیاژاتاقان Al-۱۵Sn-۴Si-۱Mg، ریخته‌گری گریز از مرکز، استحکام فصل مشترک.

Abstract:

During producing bimetallic aluminum alloys by centrifugal casting, the presence of aluminium oxide film on the solid surface prevents the achievement of suitable metallurgical bond between two layers. In this study aims to investigate the effect of the second-layer casting conditions were investigated on the properties of the bimetallic joint between the strontium-modified aluminum alloy A356 (first layer) and the Al-15Sn-4Si-1Mg alloy (second layer) using the centrifugal casting method. The temperature of the inner surface of the first layer (566, 530, and 500 °C) and the ratio of the second-layer thickness to the first-layer thickness (0.1, 0.2, and 0.3) were selected as process variables. The microstructure and strength properties of produced samples were evaluated to characterize the interface between the two layers. Microstructural observations showed that due to the presence of magnesium and tin elements in the second layer alloy along with centrifugal force, the aluminium oxide layer on the solid surface of A356 was subjected to reduction and rupture. Based on the results of the joint shear strength test, the sample cast at the first layer inner surface temperature of 530 °C and the ratio of 0.2 showed the highest shear strength of 99.40 MPa, and the sample with the first layer inner surface temperature of 500 °C and the ratio of 0.1 showed the lowest shear strength of 41.48 MPa at the joint.

Keywords: Cast bimetallic, aluminium A356, Bearing alloy Al-15Sn-4Si-1M, Centrifugal casting, Interface strength.

دوفلزی‌ها یکی از ساده‌ترین انواع کامپوزیت‌های فلزی هستند که هدف از تولید آنها ایجاد یک ماده متشکل از دو فلز با خواص منحصر به فرد خود است. در ساخت دوفلزی‌های ایجاد پیوند فلزی بین دو لایه از اهمیت بسزایی برخوردار است [۳-۱]. فرآیندهای مختلفی از قبیل جوشکاری همزن اصطکاکی [۴]، جوشکاری انفجاری [۵]، پوشش‌دهی اکستروژنی [۶]، نورد سرد [۷] و اتصال‌دهی نفوذی [۸] برای اتصال دو جزء به یکدیگر بکاربرده می‌شوند. در سال‌های اخیر برای تولید کامپوزیت‌های دوفلزی فرآیند ریخته‌گری مرکب به عنوان یک فرآیند اقتصادی، با محدودیت‌های کمتر در مقایسه با دیگر فرآیندهای تولید مواد دوفلزی، مورد توجه قرار گرفته است. ریخته‌گری مرکب فرآیندی است که در آن، دو فلز، یکی در حالت جامد و دیگری در حالت مذاب در تماس با یکدیگر قرار می‌گیرند، که لزوماً باید منجر به تشکیل ناحیه‌ی انتقالی در فصل مشترک دو فلز شده و یک اتصال فلزی پیوسته تشکیل گردد [۹-۱۰]. فرآیند ریخته‌گری مرکب به روش‌های مختلفی مانند ریخته‌گری کوبشی [۱۱]، ریخته‌گری تحت فشار [۱]، ریخته‌گری گریز از مرکز [۳] انجام می‌شود. در تولید دوفلزی به روش ریخته‌گری گریز از مرکز، ابتدا فلز مذاب برای لایه خارجی به درون قالب در حال دوران وارد می‌شود. پس از انجماد فلز لایه اول که یک لایه از جنس سرباره روی آن باقیمانده است، فلز لایه دوم به درون قالب ریخته می‌شود که می‌تواند باعث ذوب لایه نازکی از فلز منجمد شده گردد و در نتیجه سرباره را به سطح فلز دوم جابجا کند. در نتیجه به دلیل پاک‌سازی و اختلاط فلزات دولایه، پیوند متالورژیکی قوی بین آنها شکل می‌گیرد [۱۲-۱۳].

استفاده از روش‌های اتصال‌دهی حالت جامد-مذاب برای آلیاژهای آلومینیوم به دلیل وجود یک لایه اکسید آلومینیوم با ضخامت $1-2 \mu\text{m}$ هنوز محدود است. این لایه اکسیدی از لحاظ ترمودینامیکی پایدار است و نقطه ذوب آن (2072°C) بسیار بالاتر از دمای ذوب‌ریزی در این گروه از آلیاژها است. همچنین این لایه اکسیدی به آسانی توسط مذاب‌های فلزی تر نمی‌شود [۱۰، ۱۴، ۱۵]. از آنجایی که قابلیت ترشوندگی خوب زیرلایه‌های آلومینیومی در تحقق یک اتصال قوی ضروری است، از این رو با حذف و یا از هم گسیختن لایه اکسید موجود بر سطح آلومینیوم جامد امکان دستیابی به فصل مشترک عاری از ناخالصی و تشکیل پیوند متالورژیکی پیوسته فراهم می‌شود [۱۴]. تحقیقات زیادی برای دستیابی به شرایط حذف، کاهش و یا از هم گسیختن این لایه اکسیدی و بهبود ترشوندگی انجام شده است. از مهمترین روش‌های ارائه شده توسط محققان برای حذف و یا بهبود ترشوندگی این لایه اکسیدی می‌توان به گالوانیزه کردن [۱۶، ۱۷] افزودن عناصر آلیاژی مانند منیزیم، سرب، برلیوم و لیتیم به مذاب آلومینیوم به واسطه کاهش نیروهای کشش سطحی [۱۸-۲۱] و استفاده از یک میان لایه [۲۲-۲۴] اشاره کرد. براساس گزارشات موجود با افزودن یک درصد منیزیم کشش سطحی مذاب آلومینیوم از 860 dyn/cm به 650 dyn/cm کاهش می‌یابد. افزودن بیش از این مقدار تاثیری چندانی بر کاهش کشش سطحی ندارد [۲۵].

در این پژوهش برای تولید دوفلزی با کاربرد یاتاقان از آلیاژ آلومینیوم Al_{356} اصلاح شده با 250 ppm استرانسیوم که آلیاژی صنعتی با خواص مکانیکی مناسب است [۱، ۲۶] به عنوان لایه اول (پشت بند) و لایه دوم از آلیاژ یاتاقان Al-15Sn-4Si حاوی 1 wt\% منیزیم به منظور بهبود تشکیل فصل مشترک استفاده شد. آلیاژ Al-15Sn-4Si دارای خواص سایشی مناسبی است که به عنوان لایه روانکار در یاتاقان عمل می‌کند [۲۷-۲۸]. اثر دمای لایه اول و نسبت ضخامت لایه دوم به لایه اول بر تشکیل فصل مشترک و خواص مکانیکی آن مورد ارزیابی قرار گرفت.

۲ - مواد و روش انجام آزمایش

در این پژوهش یاتاقان دوفلزی از طریق روش ریخته‌گری گریز از مرکز افقی تولید شد. آلیاژ آلومینیوم Al_{356} بهسازی شده با 250 ppm استرانسیوم برای آلیاژ لایه اول (لایه خارجی) انتخاب شد. برای تهیه این آلیاژ از شمش آلیاژ آلومینیوم Al_{356} و آمیزان $\text{Sr } 10\% \text{ Al}$ استفاده شد. آلیاژ یاتاقان آلومینیوم Al-15Sn-4Si برای لایه داخلی انتخاب شد. آلیاژ یاتاقان با ذوب آلومینیوم خالص تجاری و قلع خالص تجاری آماده شد. برای افزودن سیلیسیم از کلوخه سیلیسیم با خلوص تجاری استفاده شد. به منظور ایجاد خاصیت احیایی لایه اکسید آلومینیوم به این آلیاژ 1 درصد وزنی منیزیم به صورت منیزیم خالص تجاری اضافه شد. ترکیب شیمیایی این دو آلیاژ در جدول ۱ آورده شده است. در این پژوهش علاوه بر افزودن 1 درصد

وزنی منیزیم به آلیاژ یاتاقانی (لایه دوم)، نسبت ضخامت لایه دوم به ضخامت لایه اول و دمای لایه اول به عنوان متغیرهای فرایند در نظر گرفته شد. سرعت چرخش قالب در تمام مراحل ریخته‌گری ۱۰۰۰ rpm و دمای پیش‌گرم قالب 450 ± 10 درجه سانتی‌گراد در نظر گرفته شد. در جدول ۲ مشخصات نمونه‌های تولیدی به همراه نام هرکدام آورده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژها بر حسب درصد وزنی اندازه‌گیری شده به روش طیف سنج نوری

Al	Pb	Cu	Mn	Zn	Fe	Mg	Si	Sn	عنصر / آلیاژ
مابقی	۰/۰۰۱	۰/۰۰۳	۰/۰۱۲	۰/۰۱۵	۰/۱۵۲	۰/۳۷۸	۶/۵۷۲	-	A۳۵۶
مابقی	۰/۰۱۰	۰/۰۰۴	۰/۰۰۵	۰/۰۷۸	۰/۰۰۶	۱/۰۸۷	۴/۱۲۳	۱۵/۶۱۴	Al-۱۵Sn-۴Si-۱Mg

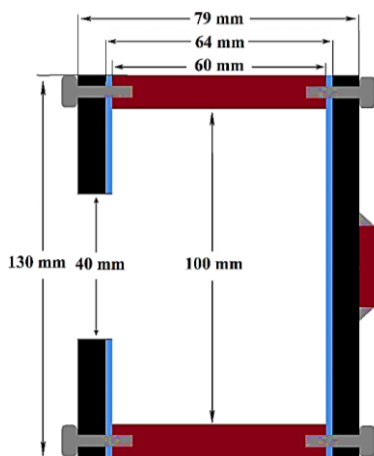
جدول ۲- نام‌گذاری نمونه‌های دوفلزی تولید شده و مشخصات ریخته‌گری آنها

نام نمونه	دمای لایه اول (°C)	ضخامت لایه دوم (mm)	ضخامت لایه اول (mm)	نسبت ضخامت لایه دوم به ضخامت لایه اول
B۱-۵۶۶	۵۶۶±۵	۱±۰/۲	۱۰±۰/۲	۰/۱
B۱-۵۳۰	۵۳۰±۵	۱±۰/۲	۱۰±۰/۲	۰/۱
B۱-۵۰۰	۵۰۰±۵	۱±۰/۲	۱۰±۰/۲	۰/۱
B۲-۵۶۶	۵۶۶±۵	۲±۰/۲	۱۰±۰/۲	۰/۲
B۲-۵۳۰	۵۳۰±۵	۲±۰/۲	۱۰±۰/۲	۰/۲
B۲-۵۰۰	۵۰۰±۵	۲±۰/۲	۱۰±۰/۲	۰/۲
B۳-۵۶۶	۵۶۶±۵	۳±۰/۲	۱۰±۰/۲	۰/۳
B۳-۵۳۰	۵۳۰±۵	۳±۰/۲	۱۰±۰/۲	۰/۳
B۳-۵۰۰	۵۰۰±۵	۳±۰/۲	۱۰±۰/۲	۰/۳

قالب ریخته‌گری گریز از مرکز از جنس فولاد ساده کربنی (CK۴۵) تهیه شد. طرح‌واره و ابعاد قالب مورد استفاده در این پژوهش در شکل ۱ نشان داده شده است. به منظور ایجاد انجماد جهت‌دار در راستای شعاع قالب و رسیدن به سطح داخلی نسبتاً هموار در هر بار ذوب‌ریزی از ورق‌های آزیست نسوز به ضخامت 2 ± 0.06 mm روی سطح داخلی درپوش‌های قالب استفاده شد. قسمت آبی رنگ در شکل ۱ ورق‌های آزیستی را نشان می‌دهد. جهت تسهیل در خارج کردن نمونه از داخل قالب پس از فرآیند ریخته‌گری از پوشش پایه گرافیتی به ضخامت 81 ± 2 μm برای پوشاندن سطح داخلی قالب استفاده شد. ضخامت پوشش اعمالی توسط دستگاه ضخامت‌سنج Coating Thickness Gauge مدل CM8801FN با دقت ۱ μm اندازه‌گیری شد. قالب قبل از ریخته‌گری توسط کوره برقی المنتی تا دمای 450 ± 10 °C پیش‌گرم شد. بعد از پایان ریخته‌گری مراحل تخلیه قالب با توجه به حضور آزیست با رعایت موارد ایمنی انجام شد.

با توجه به اینکه امکان اندازه‌گیری مستقیم دمای سطح داخلی لایه اول وجود نداشت از روش تخمین دما بر اساس دمای محیط داخل قالب برای تنظیم شرایط ریخته‌گری استفاده شد. برای تخمین دمای لایه اول به منظور تولید دوفلزی ابتدا با استفاده از ۴ ترموکوپل نوع K. تغییرات دمایی توسط دستگاه جمع‌آوری داده SL-45 شرکت آترو با دقت ۰/۰۱ درجه سانتی‌گراد و نرخ ۱۰ داده بر ثانیه ثبت گردید. دما در سطح داخلی لایه اول با ترموکوپل با غلاف کوارتزی (اثر تماس نوک ترموکوپل روی سطح داخلی نمونه تولیدی مشاهده شد)، دمای داخل محفظه قالب (در مرکز

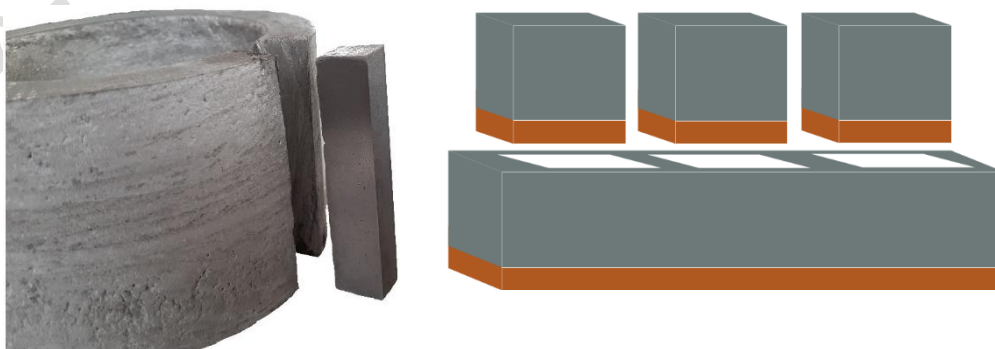
قالب)، دمای سطح بیرونی قالب و دمای محیط اطراف دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز درحین فرایند ریخته‌گری اندازه‌گیری و ثبت شد. بر اساس نتایج بدست آمده از سه بار اندازه‌گیری، دمای ترموکوپل جاگذاری شده در مرکز قالب برای تخمین دمای سطح داخلی لایه اول در تولید دوفلزی‌ها استفاده شد.



شکل ۱- ابعاد قالب فولادی استوانه‌ای مورد استفاده برای ریخته‌گری گریز از مرکز افقی.

برای ریخته‌گری دوفلزی ابتدا مواد شارژ به مقدار مورد نیاز برای هر دو آلیاژ A۳۵۶ و در بوتله‌های گرافیتی در دو کوره مقاومتی جداگانه ذوب شدند. گاززدایی مذاب با قرص تتراکلرید کربن و سرباره گیری با کاورال ۱۱ اجرا شد. فرآیند بهسازی آلیاژ A۳۵۶ در دمای $720 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ و با افزودن ۲۵۰ ppm استرانسیم از طریق آمیژان Sr ۱۰% Al انجام شد. مذاب بهسازی شده در محدوده دمای $720 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ به عنوان لایه اول درون قالب در حال دوران با سرعت ۱۰۰۰ rpm ریخته شد. بعد از رسیدن دمای لایه اول به مقدار مشخص، مذاب آلیاژ Al-۱۵Sn-۴Si-۱Mg به عنوان لایه دوم دوفلزی‌ها (لایه داخلی) در دمای $750 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ درجه سانتی‌گراد به داخل قالب ریخته شد. چرخش قالب تا رسیدن به دمای $50 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ ادامه داشت. دمای مذاب با استفاده از ترموکوپل تماسی نوع K اندازه‌گیری شد.

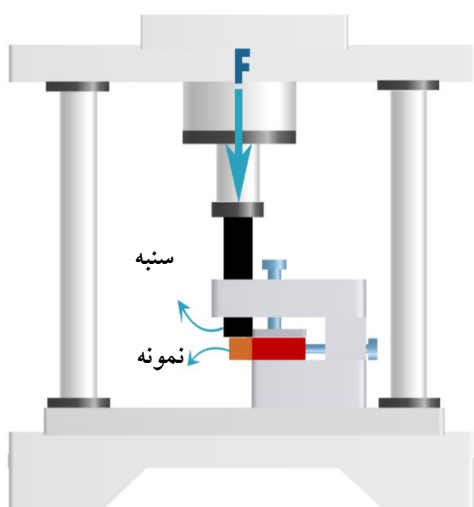
از دوفلزی‌های تولید شده مطابق طرح‌واره شکل ۲ نمونه‌هایی برای بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فصل‌مشترک تهیه شدند. از محلول حکاکی کلر (۲ mL فلوئوریک اسید (HF)، ۳ mL نیتریک اسید (HNO_3)، ۵ mL کلریک اسید (HCl) و ۱۹۰ mL آب مقطر) برای آشکارسازی ریزساختار استفاده شد. ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری Olympus GX51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی TESCAN مجهز به آشکارساز طیف‌سنج تفرق انرژی پرتو ایکس (EDS) ارزیابی شد. اندازه متوسط فاز اولیه $\alpha\text{-Al}$ در لایه اول و دوم نمونه‌های دوفلزی، از روی ۳ تصویر میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی مناسب و توسط نرم افزار پردازش تصاویر میکروسکوپی Image J اندازه‌گیری شد. مقدار میانگین این سه اندازه‌گیری با عدم قطعیت ۳۰ درصد به عنوان اندازه متوسط فاز $\alpha\text{-Al}$ گزارش شد.



شکل ۲- موقعیت نمونه‌برداری از نمونه‌های دوفلزی تولید شده.

به منظور بررسی و اندازه‌گیری تغییرات سختی، آزمون ریزسختی توسط دستگاه Qualitest-QV 1000 براساس استاندارد ASTM-E384 با بار ۱۰۰ گرم و زمان ۱۵ ثانیه روی نمونه‌ها صورت گرفت. اندازه‌گیری سختی از سمت لایه خارجی به لایه داخلی در سه مسیر با فاصله ۵ میلی‌متر انجام شد. فواصل بین اندازه‌گیری‌های سختی در ابتدای هر مسیر ۰/۵ میلی‌متر و پس از آن ۰/۲۵ میلی‌متر بود. میانگین سختی مسیرهای مختلف در هر موقعیت به عنوان مقدار سختی متوسط آن موقعیت گزارش شد.

استحکام پیوند فصل‌مشترک نمونه‌های دوفلزی با استفاده از آزمون هل دادن اندازه‌گیری شد. نمونه‌های تهیه شده به عرض ۲۰ mm و ضخامت ۵ mm مطابق شکل ۳ در قالب آزمون استحکام برشی ساخته شده در این پژوهش قرار گرفتند. در این آزمون لایه دوم (داخلی) نمونه دوفلزی توسط یک سنبه با سرعت جابجایی ۰/۵ mm/min هل داده شد. این آزمون با دستگاه یونیورسال Zwick/ Roell Z250 انجام شد. حداکثر نیروی اعمال شده برای محاسبه تنش برشی استفاده شد. آزمون اندازه‌گیری استحکام برشی فصل‌مشترک برای هر نمونه دوفلزی چهار بار تکرار شد و مقدار میانگین این چهار اندازه‌گیری با عدم قطعیت ۳۰ درصد به عنوان استحکام برشی فصل‌مشترک گزارش شد.

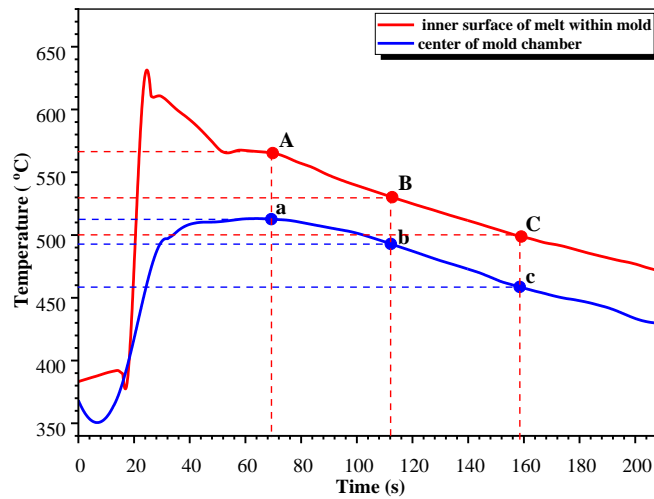


شکل ۳- طرح‌واره دستگاه و قالب آزمون استحکام برشی فصل‌مشترک.

۳ - نتایج و بحث

۳-۱- تعیین شرایط ریخته‌گری

با توجه به اینکه امکان اندازه‌گیری مستقیم دمای سطح داخلی لایه اول وجود نداشت، از روش تخمین دما بر اساس دمای محیط داخل قالب برای تنظیم شرایط ریخته‌گری استفاده شد. نمونه‌ای از نمودارهای سرد شدن برگرفته از ترموکوپل‌های مستقر در سطح داخلی لایه اول و مرکز قالب در شکل ۴ آورده شده است. نقطه "A" از منحنی دمایی سطح داخلی نمونه با دمای حدود 566°C متناظر با نقطه "a" با دمای حدود 512°C ، نقطه "B" از منحنی دمایی سطح داخلی نمونه با دمای حدود 530°C متناظر با نقطه "b" با دمای حدود 492°C و نقطه "C" از منحنی دمایی سطح داخلی نمونه با دمای حدود 500°C متناظر با نقطه "c" با دمای حدود 458°C است. در منحنی سرمایش مربوط به سطح داخلی لایه اول، شروع جوانه‌زنی فاز $\alpha\text{-Al}$ و واکنش یوتکتیک Al-Si ثبت شده است که تطابق خوبی با نتایج گزارش شده برای آلیاژ A۳۵۶ بهسازی شده با Sr توسط سایر پژوهشگران دارد [۲۹-۳۱]. بر این اساس امکان تخمین دمای سطح داخلی لایه اول برای انجام ریخته‌گری لایه دوم با دقت قابل قبولی از روی داده‌های ترموکوپل تعبیه شده در مرکز محفظه قالب فراهم شد. نتایج حاصل از فرایند تخمین دمای لایه اول به منظور تولید دوفلزی بر اساس اندازه‌گیری دما در مناطق مختلف سامانه ریخته‌گری گریز از مرکز در جدول ۳ آورده شده است.

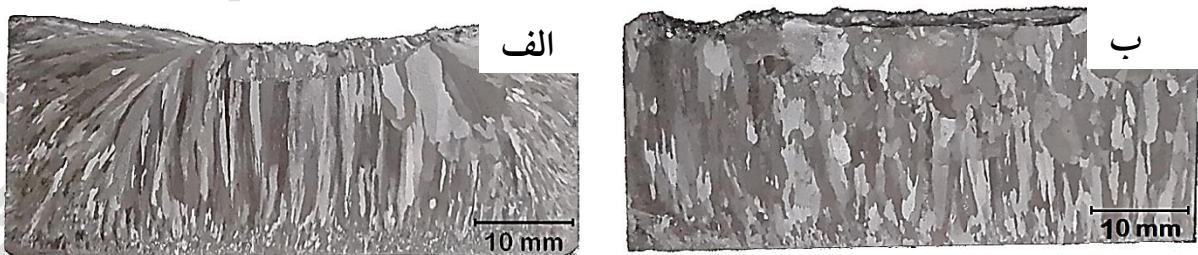


شکل ۴- نمونه‌ای از منحنی‌های سرمایش سطح لایه اول و مرکز قالب در فرایند ریخته‌گری گریز از مرکز لایه اول.

جدول ۳- میانگین نتایج بدست آمده از داده‌های نقاط مشخص شده در شکل ۴.

C	B	A	نقاط	منحنی دمای سطح داخلی لایه اول
50.0 ± 2	53.0 ± 2	56.6 ± 2	دما (درجه سانتی‌گراد)	
158 ± 1	112 ± 1	69 ± 1	زمان (ثانیه)	
c	b	a	نقاط	منحنی دمای داخل محفظه قالب
45.8 ± 2	49.2 ± 2	51.2 ± 2	دما (درجه سانتی‌گراد)	
158 ± 1	112 ± 1	69 ± 1	زمان (ثانیه)	

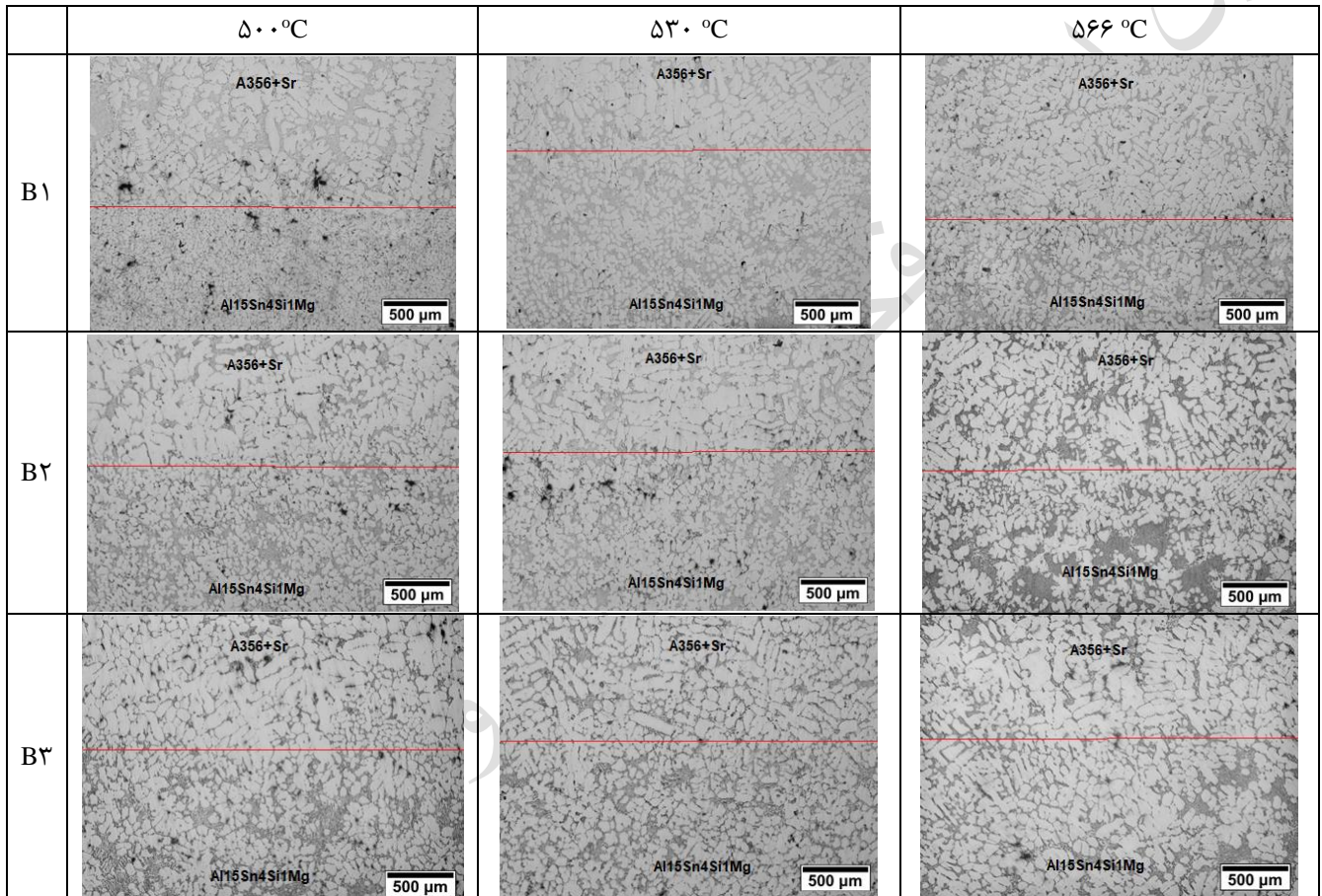
با استفاده از ورق آزبست انجماد جهت‌دار در راستای شعاع قالب ایجاد شد. تصاویر ساختار میکروسکوپی از آلومینیوم خالص ریخته‌گری شده به روش گریز از مرکز با آزبست و بدون آزبست در شکل ۵ ارائه شده است که نشان دهنده انجماد جهت‌دار کل نمونه در راستای شعاع قالب است.



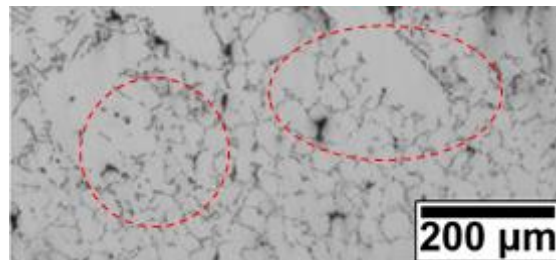
شکل ۵- ساختار میکروسکوپی نمونه آلومینیوم خالص ریخته شده با دستگاه گریز از مرکز، (الف) بدون ورق آزبست و (ب) با ورق آزبست.

۲-۳- بررسی ریزساختار

ریزساختار محدوده فصل مشترک نمونه‌های تولیدی در تصاویر شکل ۶ نشان داده شده است. روی هریک از تصاویر محل تقریبی اتصال بین دو لایه توسط خط (قرمز رنگ) مشخص شده است. قسمت بالایی خط مربوط به آلیاژ A۳۵۶ به آلیاژ A۳۵۶ بهسازی شده با استرانسیم (لایه اول) و قسمت پایینی مربوط به آلیاژ Al-۱۵Sn-۴Si-۱Mg (لایه دوم) است. بررسی فصل مشترک بین دو لایه (محل اتصال لایه اول و لایه دوم) در نمونه‌ها نشان داد که اتصال متالورژیکی مناسبی از نظر ریزساختاری ایجاد شده است. شکل ۷ ریزساختار محدوده فصل مشترک نمونه دوفلزی B۱-۵۰۰ را با بزرگنمایی بالاتر نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود فرآیند انجماد مذاب آلیاژ لایه دوم با رشد دندریتی فاز α -Al روی دندریت اولیه فاز α -Al لایه اول صورت می‌گیرد. در فرآیند تولید، لایه اول به عنوان بستری برای شروع فرآیند انجماد لایه دوم عمل کرده است [۳۲،۳۳].



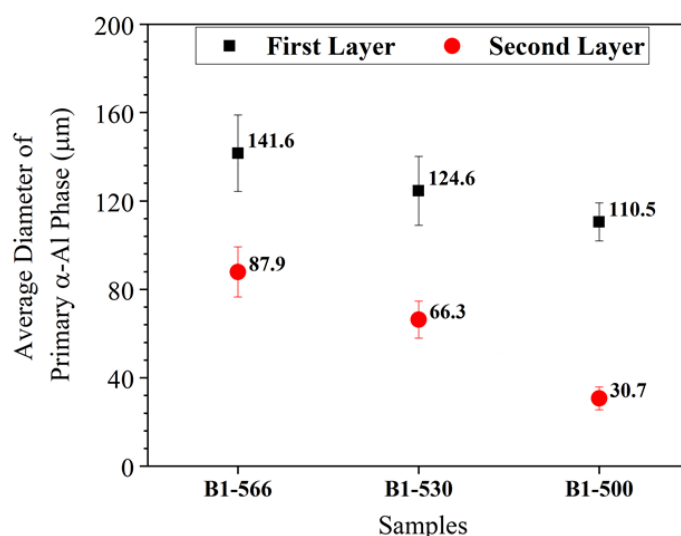
شکل ۶- ریزساختار محدوده فصل مشترک دوفلزی‌های تولید شده در شرایط مختلف، قسمت بالایی خط در هر تصویر مربوط به ریزساختار لایه اول (A۳۵۶ + Sr) و قسمت پایینی مربوط به ریز ساختار لایه دوم (آلیاژ یاتاقان) است.



شکل ۷- رشد فاز α -Al آلیاژ لایه دوم روی بازوهای دندریتی فاز α -Al لایه اول در نمونه دوفلزی B۱-۵۰۰.

ساختار انجمادی لایه‌ی اول شامل دندریتی تقریباً هم محور از α -Al و یوتکتیک اصلاح شده است. ساختار انجمادی در لایه دوم شامل دندریت‌های هم محور از α -Al و فضای بین دندریتی شامل کلونی‌های غنی از قلع و یوتکتیک آلومینیوم-سیلیسیم است. قدرت سردکنندگی بالای قالب [۳۴،۳۵]

به همراه هدایت حرارتی بالای مذاب شرایط را برای ایجاد تحت تبرید در محدوده وسیعی از مذاب فراهم کرده و ساختار را به سمت مورفولوژی هم محور سوق داده است. البته به دلیل سرعت سرمایش بیشتر در لایه دوم، ساختار ریزتری حاصل شده است. به عنوان نمونه، نتایج اندازه‌گیری قطر متوسط فاز اولیه α -Al نمونه‌های B1 در شکل ۸ نشان داده شده است. لازم به ذکر است اختلاف ابعاد اندازه فاز اولیه α -Al در دو لایه در نمونه ریخته‌شده با دمای لایه اول ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد بیشتر از سایر نمونه‌ها است



شکل ۸- قطر متوسط فاز α -Al اولیه در لایه اول و دوم نمونه‌های گروه B1 ریخته‌گری شده در دماهای مختلف لایه اول.

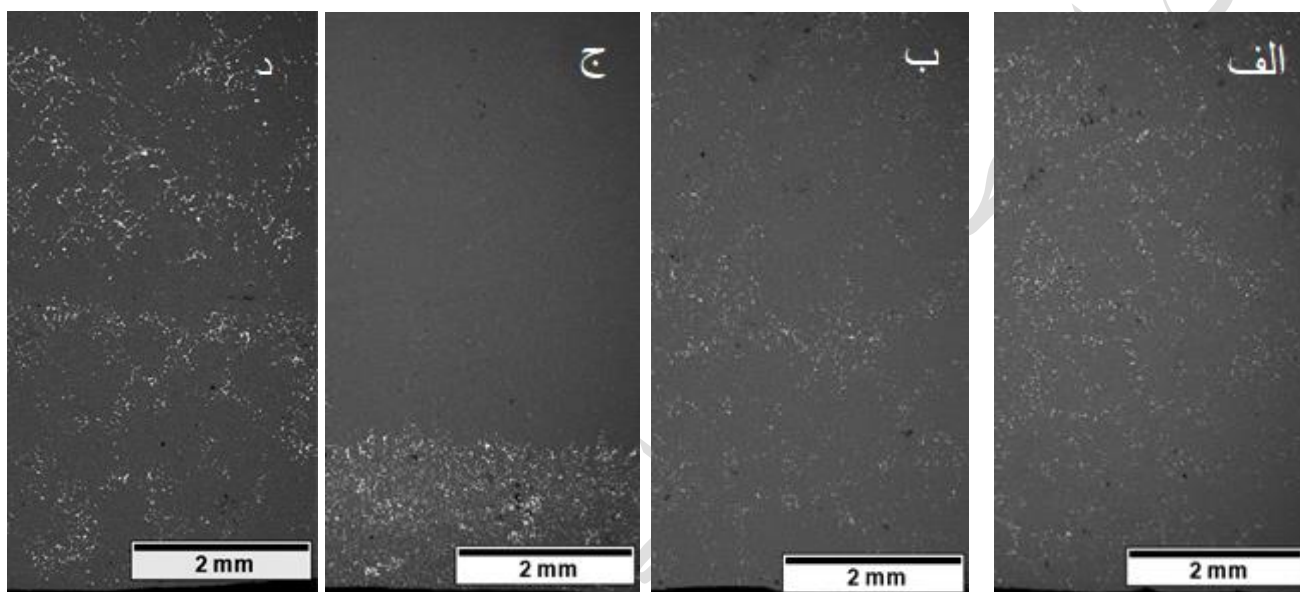
بررسی‌های ریز ساختاری نشان می‌دهد که:

(۱) با کاهش دمای سطح داخلی لایه اول به دلیل افزایش شیب دمایی از لایه اول به مذاب لایه دوم و در نتیجه افزایش سرعت سرمایش مذاب لایه دوم، ریزساختار لایه دوم ریزتر و میزان ذوب سطحی لایه اول و اختلاط آن با مذاب لایه دوم کاهش یافته و فصل مشترک واضح‌تری بین دو لایه ایجاد شده است. این موارد با مقایسه ریزساختار نمونه‌های دوفلزی در ضخامت‌های ثابت لایه دوم در نمونه B1-500، B2-500 و B3-500 (شکل ۶) قابل مشاهده است. کنترل دما در زمان بارریزی بین دو مذاب اثر قابل توجهی بر کیفیت و طبیعت پیوند فصل مشترک دارد. [۳۶]

(۲) با افزایش هر چه بیشتر ضخامت مذاب لایه دوم (در دمای ثابت برای سطح داخلی لایه اول)، به دلیل کاهش سرعت سرمایش مذاب لایه دوم، ریزساختار لایه دوم درشت‌تر می‌گردد. از سوی دیگر حرارت فوق ذوب و گرمای نهان مذاب لایه دوم موجب انحلال بیشتر لایه اول در مذاب لایه دوم می‌شود. طبق گزارش مروات ابراهیم و همکارانش [۳۷] افزایش محتوای حرارتی با تسهیل فعالیت عناصر، شرایط را برای عریض‌تر شدن فصل مشترک فراهم می‌کند. این موارد با مقایسه ریزساختار نمونه‌های دوفلزی در دماهای ثابت سطح لایه اول تایید می‌شود.

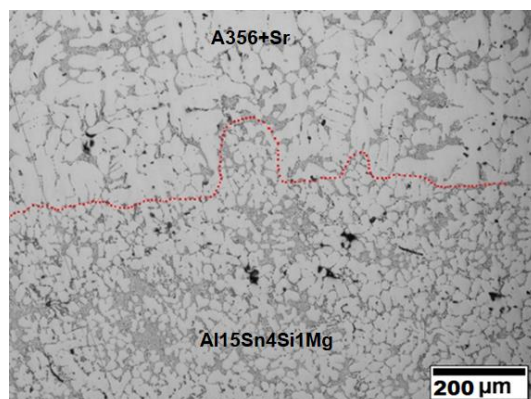
در حین تولید نمونه‌های دوفلزی به‌طور پیوسته تبادل عناصر آلیاژی بین لایه اول و لایه دوم (چه در حالت مذاب و چه در حالت جامد) رخ می‌دهد. لایه اول دارای سیلیسیم بیشتری است، درحالی‌که لایه دوم حاوی مقدار قابل ملاحظه‌ای از عنصر قلع است. با توجه به اختلاف غلظت این عناصر در دو لایه و براساس قانون حاکم بر نفوذ، اتم‌های سیلیسیم از لایه اول به سمت لایه دوم و برعکس، اتم‌های قلع از لایه دوم به سمت لایه اول نفوذ می‌کنند. با توجه به حضور عنصر قلع در لایه دوم و ضریب نفوذ بالای آن در زمینه Al [۳۸]، در نتیجه مقدار و مسافت نفوذ قلع در لایه اول زیاد است. برای بررسی این موضوع از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی بهره گرفته شد. شکل ۹ تصاویر میکروسکوپ الکترونی در نمونه‌های دوفلزی گروه B1 و B2-500 را ارائه می‌دهد. فاز غنی از قلع به دلیل دانسیته بالاتر به صورت مناطق روشن قابل مشاهده است. قسمت بالای این تصاویر آلیاژ لایه اول و قسمت پایین آلیاژ لایه دوم را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود با کاهش دمای سطح داخلی لایه اول، مسافت نفوذ و جابجایی قلع کاهش یافته است. در نمونه‌های B1-566 و B1-530 فاز قلع تا انتهای لایه اول نفوذ کرده است که مسافت نفوذ این نمونه‌ها حدود ۱۰ mm بود. در نمونه B1-500 مسافت نفوذ فاز قلع حدود ۵۰۰ µm بود که این امر سبب متمایز شدن لایه‌ها نسبت به یکدیگر شده است. در سایر نمونه‌های

دوفلزی، فاز قلع در سرتاسر ساختار تقریباً به‌طور یکنواخت و یکسان توزیع شده است (شکل ۹ د). این امر را می‌توان به افزایش مقدار مذاب لایه دوم و بالا بودن محتوای حرارتی مذاب لایه دوم نسبت داد که علاوه بر ذوب مجدد مناطق بین دندریتی منجر به نفوذ فاز مذاب غنی از قلع به این مناطق می‌گردد. نیروی گریز از مرکز بدون در نظر گرفتن غلظت عناصر در هر یک از لایه‌ها، خوشه‌های اتمی عناصر آلیاژ دارای چگالی بالا مانند قلع را مجبور به جابجایی در جهت لایه خارجی (محیط خارجی) و خوشه‌های اتمی عناصر آلیاژی دارای چگالی پایین مانند سیلیسیم و منیزیم را در جهت لایه داخلی (محیط داخلی) سوق می‌دهد [۳۹] علاوه بر این با توجه به تحقیقات دیوف و جونز [۴۰] در سرعت سرمایش بالاتر، انجماد بلافاصله پس از بارریزی شروع می‌شود و از جدایش فازهای مختلف جلوگیری می‌کند. این در حالی است که در سرعت سرمایش کم، انجماد مذاب پس از جدایش فازهای مختلف رخ می‌دهد. هم‌چنین توسط پژوهشگرانی دیگر گزارش شده است که افزایش سرعت سرمایش سبب کاهش زمان نفوذ عناصر می‌شود [۴۱].



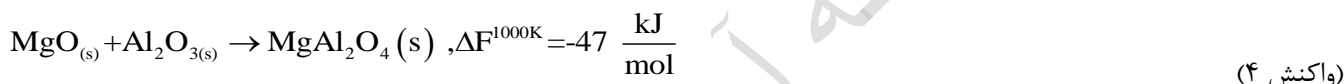
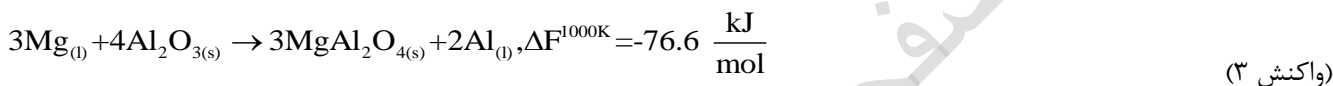
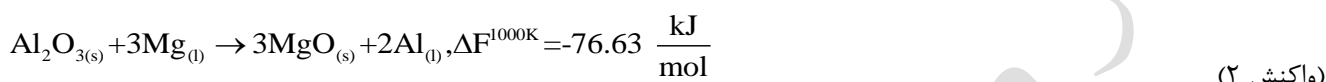
شکل ۹- تصویر میکروسکوپ الکترونی از محدوده فصل مشترک دو فلزی‌های: الف) B۱-۵۶۶، ب) B۱-۵۳۰، ج) B۱-۵۰۰ و د) B۲-۵۰۰.

در ریخته‌گری گریز از مرکز بدلیل وجود نیروی گریز از مرکز در حین فرآیند انجماد قطعه، تخلخل‌ها، حفرات گازی و آخال‌ها به سطح داخلی منتقل می‌شوند [۱۲، ۱۳]. در نتیجه پس از اتمام فرآیند انجماد در سطح داخلی لایه اول یکی سری ناهمواری‌ها و تخلخل‌ها ظاهر می‌شوند. وجود پستی و بلندی و ناهموار بودن سطح جامد، با فرض عدم ذوب شدگی سطحی جامد توسط مذاب سبب نفوذ مذاب لایه دوم به ناهمواری‌های سطح جامد لایه اول شده و باعث ایجاد قفل مکانیکی در فصل مشترک بین دو لایه می‌گردد. شکل ۱۰ تصویری از فصل مشترک ناهموار در نمونه دو فلزی B۱-۵۰۰ را نشان می‌دهد که در آن ایجاد قفل‌های مکانیکی بین لایه دوم و لایه اول قابل مشاهده است.

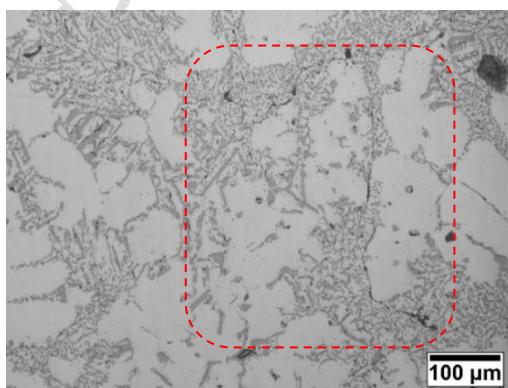


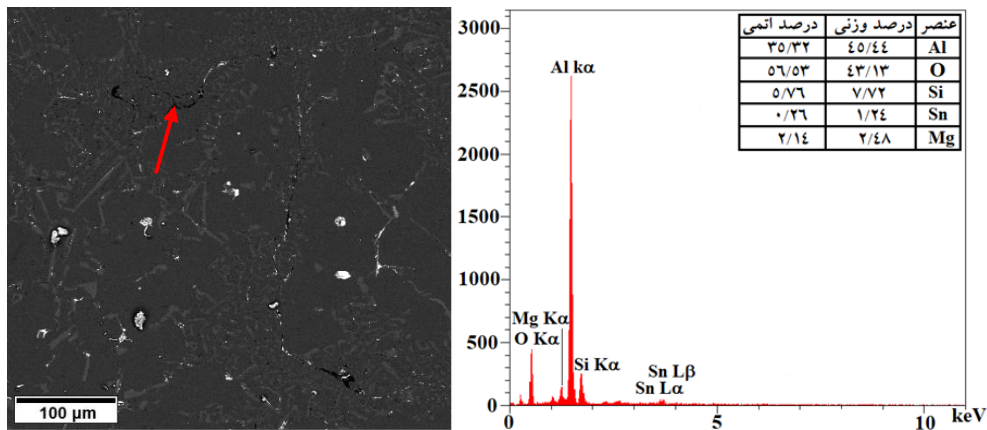
شکل ۱۰- تصویر فصل مشترک ناهموار در نمونه دو فلزی B۱-۵۰۰.

علاوه بر ایجاد قفل‌های مکانیکی ناشی از زبری سطح لایه اول، تلاطم و نیروی گریز از مرکز به دلیل افزایش احتمال شکسته شدن لایه Al_2O_3 [۴۲] منجر به ایجاد اتصال مطلوب بین دو لایه می‌گردد. گزارش شده است که افزودن منیزیم تا حدود ۱ درصد وزنی به طور قابل توجهی کشش سطحی آلومینیوم را کاهش می‌دهد. علاوه بر این منیزیم در آلیاژهای آلومینیوم می‌تواند به عنوان عامل فعال ساز سطحی قوی عمل کند [۱۹،۲۵،۴۳]. در حین بارریزی مذاب لایه دوم و تماس مذاب با سطح لایه اول جامد، اتم‌های منیزیم موجود در مذاب روی لایه Al_2O_3 موجود روی سطح زیرلایه جامد قرار می‌گیرند و با Al_2O_3 واکنش می‌دهند و لایه اکسید آلومینیوم را احیا می‌کند. امکان رخ دادن واکنش‌های ۱ تا ۴ بین اتم‌های منیزیم و لایه Al_2O_3 وجود دارد [۴۴،۴۵]. همچنین گزارش شده است که عنصر قلع نیز باعث کاهش کشش سطحی آلومینیوم مذاب می‌شود [۱۸] که در نتیجه وجود منیزیم همراه با قلع منجر به کاهش بیشتر کشش سطحی و فعال‌سازی سطح آلومینیوم جامد می‌گردد.



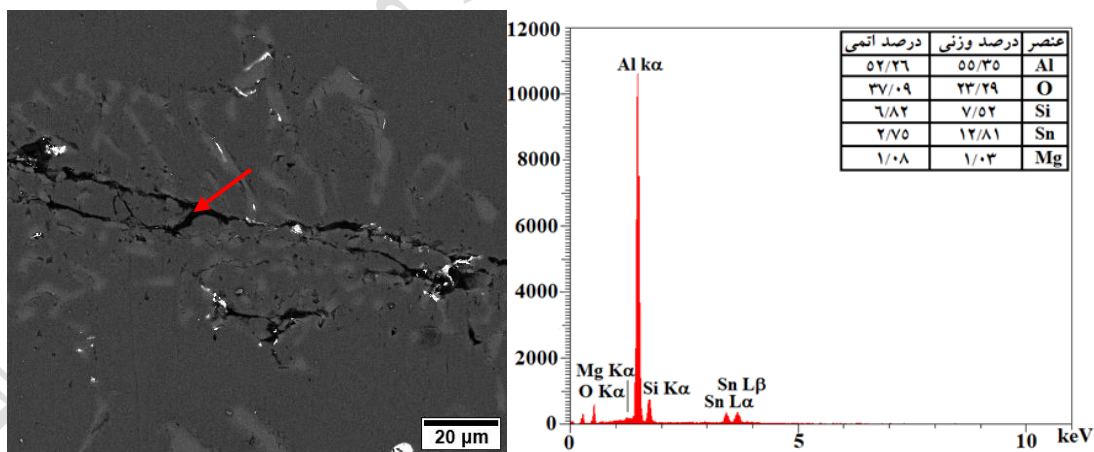
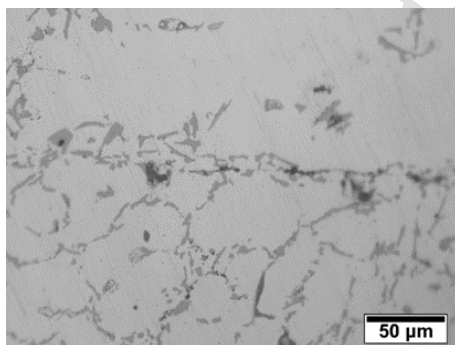
شکل ۱۱ تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی و همچنین آنالیز عنصری از گسیختگی فیلم اکسیدی Al_2O_3 در بخشی از فصل مشترک نمونه‌ی دوفلزی B۱-۵۳۰ را نشان می‌دهد. با توجه به واکنش‌های ۱ تا ۴ و با در نظر گرفتن میزان منیزیم موجود در مذاب لایه دوم و محدوده دمایی ریخته‌گری لایه دوم و همچنین نتایج بررسی ترکیب شیمیایی محدوده حضور فیلم اکسیدی، تشکیل $MgAl_2O_4$ با احیای اکسید آلومینیوم محتمل به نظر می‌رسد. تشکیل اسپینل $MgAl_2O_4$ در فصل مشترک جامد-مذاب ترشوندگی زیرلایه جامد توسط مذاب لایه دوم را ترویج می‌دهد [۴۵]





شکل ۱۱- تصویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی از گسیختگی فیلم اکسیدی و آنالیز عنصری EDS آن در محدوده فصل مشترک نمونه دوفلزی B۱-۵۳۰.

شکل ۱۲ تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی و همچنین آنالیز عنصری از فیلم اکسیدی Al_2O_3 در بخشی از فصل مشترک نمونه‌ی دوفلزی B۲-۵۰۰ را نشان می‌دهد. تصویر میکروسکوپ الکترونی نشان دهنده روی هم قرار گرفتن لایه اکسیدی تحت تاثیر نیروی گریز از مرکز حین فرایند ریخته‌گری لایه دوم است [۴۶].

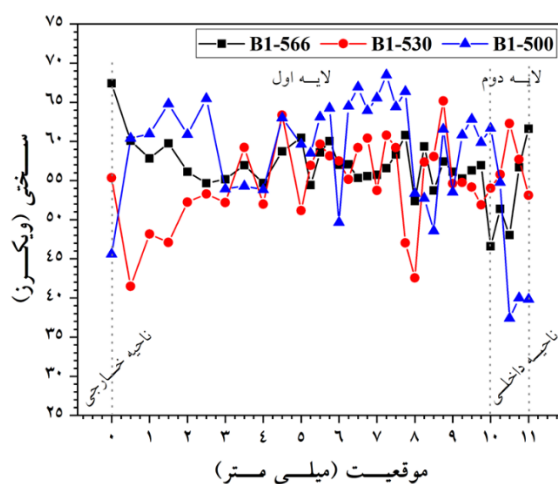


شکل ۱۲- تصویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی از فیلم اکسیدی و آنالیز عنصری EDS آن در محدوده فصل مشترک نمونه دوفلزی B۲-۵۰۰.

۳-۳ خواص مکانیکی

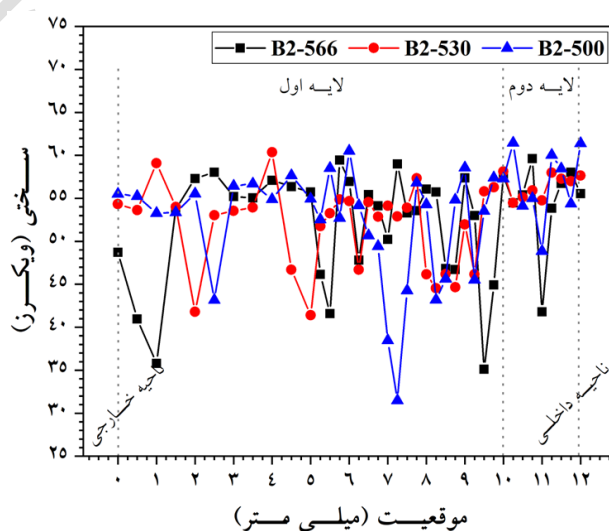
۳-۳-۱ سختی

تغییرات میزان سختی در مقطع دوفلزی‌های تولید شده اندازه گیری شد. نتایج برای هر گروه از دوفلزی‌ها با نسبت لایه دوم به لایه اول یکسان در شکل‌های ۱۳ تا ۱۵ آورده شده است. شکل ۱۳ تغییرات سختی نمونه‌های دوفلزی با ضخامت لایه دوم ۱ میلی‌متر (B1-X) را نشان می‌دهد. در نمونه B1-500 میانگین سختی در لایه اول حدود ۶۰ ویکرز و برای لایه دوم حدود ۴۰ ویکرز اندازه گیری شد. این میزان در نمونه B1-566 در لایه دوم حدود ۶۳ ویکرز و در لایه اول حدود ۵۸ ویکرز شده است. در نمونه B1-500 بدلیل دمای پایین تر لایه اول و عدم نفوذ قلع به لایه اول سختی لایه دوم تحت تاثیر حضور فاز نرم غنی از قلع کمتر از لایه اول است. اما در نمونه B1-566 با افزایش دمای لایه اول و امکان نفوذ قلع از لایه دوم به سمت لایه اول اختلاف میانگین سختی دولا به کاهش یافته است.



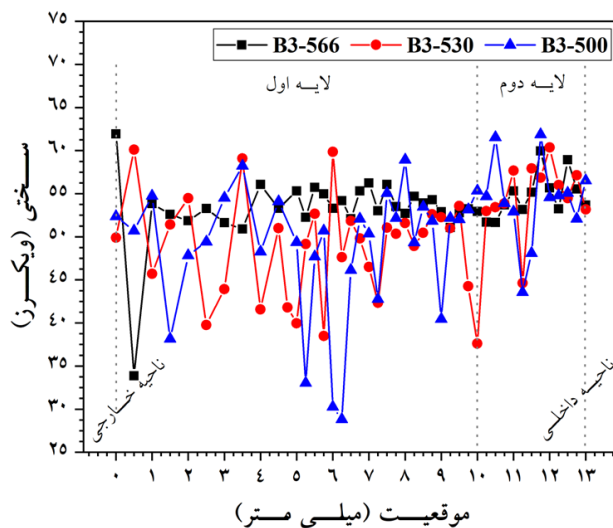
شکل ۱۳- تغییرات سختی در مقطع دوفلزی‌های B1-566، B1-530 و B1-500.

شکل ۱۴ تغییرات سختی نمونه‌های دوفلزی با ضخامت لایه دوم ۲ میلی‌متر (B2-X) را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود مشابه نمونه‌های B1-X با کاهش دمای لایه اول محدوده تغییرات سختی افزایش می‌یابد. اما برخلاف نمونه‌های B1-X، تغییرات سختی در ناحیه لایه اول و لایه دوم تقریباً مشابه یکدیگر است. به‌طور کلی برای تمامی نمونه‌های B2-X میانگین سختی در حدود ۵۵ ویکرز قرار گرفته است. که دلیل این امر افزایش میزان نفوذ قلع به ساختار لایه اول است.



شکل ۱۴- تغییرات سختی در مقطع دوفلزی‌های B2-566، B2-530 و B2-500.

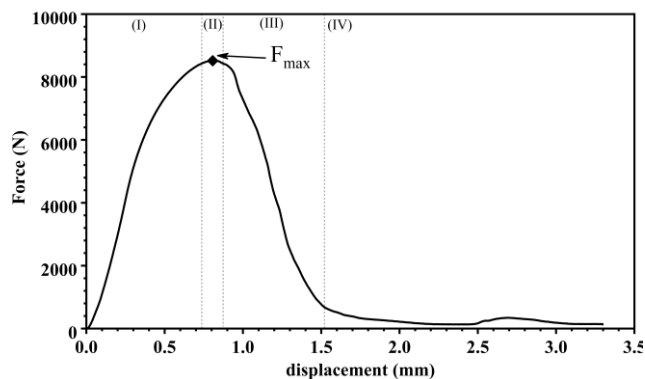
شکل ۱۵ تغییرات سختی نمونه‌های دوفلزی با ضخامت لایه دوم ۳ میلی‌متر ($B3-X$) را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود با کاهش دمای لایه اول محدوده تغییرات سختی افزایش می‌یابد. برخلاف نمونه‌های $B1-X$ و مشابه نمونه‌های $B2-X$ تغییرات سختی در ناحیه لایه اول و لایه دوم تقریباً مشابه یکدیگر است و به‌طور کلی برای تمامی نمونه‌های $B3-X$ میانگین سختی در حدود ۵۳ ویکرز قرار گرفته است.



شکل ۱۵- تغییرات سختی در مقطع دوفلزی‌های $B3-566$ ، $B3-530$ و $B3-500$.

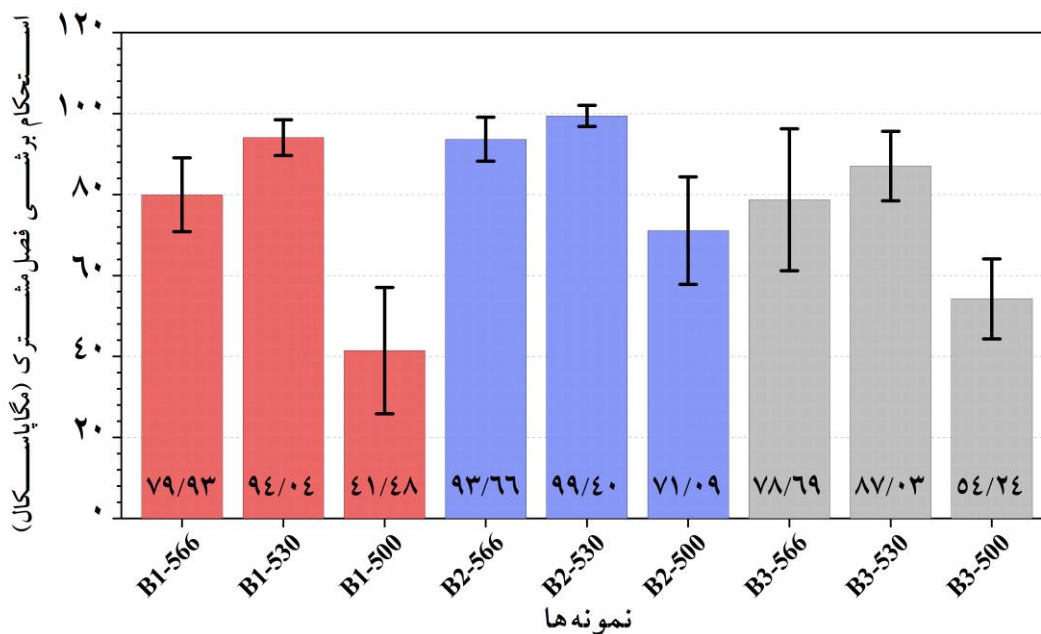
۲-۳-۲ استحکام برشی فصل مشترک

به منظور تعیین استحکام پیوند تشکیل شده بین دو لایه، آزمون استحکام برشی روی نمونه‌های دوفلزی تولیدشده در این پژوهش انجام شد. شکل ۱۶ نمودار نیرو-جابجایی آزمون استحکام برشی فصل مشترک نمونه دوفلزی $B1-530$ را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود منحنی شامل چهار ناحیه است. ناحیه I مربوط به مرحله بارگذاری به صورت تقریباً خطی برای برش نمونه است. ناحیه II نشان‌دهنده مرحله حداکثر میزان بارگذاری است. در این مرحله، نمونه دچار ترک خوردگی می‌شود و این ترک در راستای اعمال نیرو گسترش می‌یابد. با گسترش ترک افت ناگهانی نیرو در منحنی جابجایی-نیرو مشاهده می‌شود. ناحیه III مربوطه به مرحله لغزیدن اصطکاکی است که در این مرحله رشد ترک به تدریج افزایش می‌یابد و باعث کاهش تدریجی نیرو می‌گردد. در پایان این ناحیه نمونه به‌طور کامل دچار گسیختگی می‌شود. ناحیه IV مربوط به تنش پسماند در نمونه و نیروی اصطکاک بین سطح جانبی سنبه برش با سطح برش خورده نمونه است که بدلیل برجستگی‌های موجود در سطح شکست نمونه در منحنی نوساناتی ایجاد می‌شود. همچنین با توجه به باریک بودن ناحیه II می‌توان نتیجه گرفت که احتمالاً گسیختگی برشی در مناطق فازهای سخت و ترد مانند فازهای سیلیسیم یوتکتیک موجود در فصل مشترک رخ می‌دهد که پس از بارگذاری خطی، یک افت بار ناگهانی (ناحیه II) در نمودار ایجاد شده است.



شکل ۱۶- نمودار نیرو-جابجایی آزمون استحکام فصل مشترک نمونه $B1-530$.

شکل ۱۷ مقادیر میانگین استحکام برشی فصل مشترک نمونه‌های دوفلزی تولیدشده در این پژوهش را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود تقریباً همه نمونه‌های دوفلزی BX-۵۳۰ دارای بیش‌ترین و نمونه‌های دوفلزی BX-۵۰۰ دارای کم‌ترین استحکام پیوند فصل مشترک هستند. در بین نمونه‌ها، بیش‌ترین و کم‌ترین استحکام پیوند فصل مشترک به ترتیب مربوط به نمونه B۲-۵۳۰ با $99/40 \pm 2/60$ مگاپاسکال و نمونه B۱-۵۰۰ با $41/48 \pm 9/88$ مگاپاسکال است. به‌طور کلی میانگین استحکام برشی فصل مشترک نمونه‌های دوفلزی تولیدشده در این پژوهش حدود $77/73$ مگاپاسکال است.



شکل ۱۷- مقادیر استحکام برشی فصل مشترک دوفلزی‌ها تولید شده در این پژوهش

همانطور که در بخش نتایج ریزساختاری نمونه‌های دوفلزی‌ها نشان داده شد، در سرتاسر فصل مشترک همه نمونه‌های دوفلزی پیوند فلزی نسبتاً یکپارچه بین دو لایه برقرار شده است. گزارش شده است که حضور ترکیبات بین‌فلزی و فازهای ترد و شکننده سبب کاهش استحکام فصل مشترک دوفلزی‌ها می‌شود [۲۳، ۳۲، ۴۸]. اما با توجه به ترکیب شیمیایی انتخاب شده برای دو لایه، ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک نمونه‌ها بوجود نیامده‌اند. البته حضور لایه‌های اکسیدی جدا شده از سطح لایه اول در محدوده فصل مشترک می‌تواند باعث افت استحکام شود [۴۹]. از سوی دیگر به دلیل اینکه آلیاژهای هر دو لایه از نظر سختی و به تبع آن استحکام مشابهی دارند، تغییر شکل پلاستیک نمونه دوفلزی در حین آزمون برش به‌طور یکنواخت است که در نتیجه از شکست زود هنگام در ناحیه فصل مشترک نمونه دوفلزی جلوگیری می‌کند [۵۰].

استحکام برشی پیوند فصل مشترک تمامی نمونه‌ها به جز نمونه‌های BX-۵۰۰، در سطح تقریباً بالایی قرار دارد، با توجه به اینکه در حین تولید نمونه‌های دوفلزی BX-۵۰۰ دمای سطح لایه اول در هنگام بارریزی مذاب لایه دوم پایین بوده است شرایط برای امتزاج و پیوستگی دو لایه فراهم نشده است. به‌طور خاص در نمونه دوفلزی B۱-۵۰۰ که دمای سطح داخلی لایه اول پایین و ضخامت مذاب لایه دوم کم بوده است، مشاهده شد که فاز قلع در محدوده فصل مشترک این نمونه دوفلزی تجمع یافته است (شکل ۹ ج). به‌طور خلاصه می‌توان دلیل پایین بودن استحکام برشی فصل مشترک نمونه‌های دوفلزی BX-۵۰۰ نسبت به سایر نمونه‌های دوفلزی تولیدشده در این پژوهش را به تجمع فاز قلع در محدوده فصل مشترک نمونه‌های دوفلزی نسبت داد. لازم به ذکر است میانگین استحکام برشی فصل مشترک نمونه‌های تولید شده در این پژوهش نسبت به نمونه‌های تولید شده در دوفلزی‌های آلیاژهای آلومینیوم از جمله دوفلزی ۶۰۶۱ AA۳۵۶/AA [۵۰] تا حدود ۳ برابر افزایش را نشان می‌دهد.

در این پژوهش دوفلزی‌های آلیاژ آلومینیوم A۳۵۶ بهسازی‌شده با استرانسیم و آلیاژ ۱ Mg-۱۵Sn-۴Si-۱ Al به روش ریخته‌گری گریز از مرکز افقی تولید شدند و ریزساختار و خواص استحکامی فصل‌مشترک نمونه‌های دوفلزی مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج کلی حاصل از این پژوهش در زیر بیان شده است:

۱- با افزایش نسبت ضخامت لایه دوم به لایه اول میزان ذوب سطحی و انحلال زیرلایه در مذاب لایه دوم افزایش یافت.

۲- وجود منیزیم و قلع در مذاب آلیاژ لایه دوم و همچنین نیروی گریز از مرکز باعث احیا و یا از هم گسیختن لایه اکسیدی Al_2O_3 سطح داخلی لایه اول شد.

۳- با کاهش دمای سطح داخلی لایه اول میزان و مسافت نفوذ قلع از لایه دوم به لایه اول کاهش یافت، به طوری که در دمای لایه اول $500^\circ C$ میزان نفوذ قلع اندک و مسافت نفوذ قلع حدود $500 \mu m$ بود.

۴- بیشترین مقدار استحکام فصل‌مشترک در تمامی نسبت‌های ضخامت لایه دوم به لایه اول، در دمای سطح داخلی (لایه اول) $530^\circ C$ مشاهده شد. در این میان فصل‌مشترک نمونه تولید شده با دمای سطح داخلی $530^\circ C$ و ضخامت لایه دوم ۲ میلی‌متر با 99.40 ± 2.60 مگاپاسکال حداکثر استحکام را در بین نمونه‌ها نشان داد.

منابع:

- [1] Liu T, Wang Q, Sui Y, Wang Q, Ding W. An investigation into aluminum–aluminum bimetal fabrication by squeeze casting. *Materials & Design*. 2015;68:8–17.
- [2] Sun J, Song X, Wang T, Yu Y, Sun M, Cao Z, et al. The microstructure and property of Al – Si alloy and Al – Mn alloy bimetal prepared by continuous casting. *Materials Letters*. 2012;67(1):21–3.
- [3] Nazari J, Yousefi M, Kerahroodi MSA, Mofrad NSB, Abhari SHA. Production of Copper-Aluminum Bimetal by Using Centrifugal Casting and Evaluation of Metal Interface. *International Journal*. 2015;1(1):20–8.
- [4] Xue P, Xiao BL, Ni DR, Ma ZY. Enhanced mechanical properties of friction stir welded dissimilar Al–Cu joint by intermetallic compounds. *Materials science and engineering: A*. 2010;527(21–22):5723–7.
- [5] Akbari-Mousavi SAA, Barrett LM, Al-Hassani STS. Explosive welding of metal plates. *Journal of materials processing technology*. 2008;202(1–3):224–39.
- [6] Lee JS, Son HT, Oh IH, Kang CS, Yun CH, Lim SC, et al. Fabrication and characterization of Ti–Cu clad materials by indirect extrusion. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007;187:653–6.
- [7] Eizadjou M, Manesh HD, Janghorban K. Investigation of roll bonding between aluminum alloy strips. *Materials & Design*. 2008;29(4):909–13.
- [8] Guo Y, Liu G, Jin H, Shi Z, Qiao G. Intermetallic phase formation in diffusion-bonded Cu/Al laminates. *Journal of materials science*. 2011;46(8):2467–73.
- [9] Papis KJM, Loeffler JF, Uggowitzer PJ. Light metal compound casting. *Science in China Series E: Technological Sciences*. 2009;52(1):46–51.
- [10] Rübner M, Günzl M, Körner C, Singer RF. Aluminium–aluminium compound fabrication by high pressure die casting. *Materials Science and Engineering: A*. 2011;528(22–23):7024–9.
- [11] Babae MH, Niroumand B, Maleki A, Lashani Zand M. Simulation and experimental verification of interfacial interaction in compound squeeze casting Al/Al-Cu macrocomposite bimetal, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2019, 29:950-963.
- [12] Bykov AA. Bimetal production and applications. *Steel in Translation*. 2011;41(9):778–86.
- [13] Stefanescu DM, Davis JR, Destefani JD. *Metals Handbook, Vol. 15-Casting*. ASM International. 1988;
- [14] Papis KJM, Hallstedt B, Löffler JF, Uggowitzer PJ. Interface formation in aluminium–aluminium compound casting.

Acta Materialia. 2008;56(13):3036–43.

[15] B.C.Pai, Ramani G, R.M.Pillai, K.G.Satyanaryana. Review Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites. *Journal of Materials Science*. 1995;30:1903–11.

[16] Saito M, Maegawa T, Homma T. Electrochemical analysis of zincate treatments for Al and Al alloy films. *Electrochimica acta*. 2005;51(5):1017–20.

[17] Robertson SG, Ritchie IM, Druskovich DM. A kinetic and electrochemical study of the zincate immersion process for aluminium. *Journal of applied electrochemistry*. 1995;25(7):659–66.

[18] Pinner R, Sheasby PG. *The Surface Treatment and Finishing of Aluminum and Its Alloys*. 6 th. editi. ASM International. 2001.

[19] Pai BC, Ramani G, Pillai RM, Satyanarayana KG. Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites. *Journal of materials science*. 1995;30(8):1903–11.

[20] Pai BC, Ray S, Prabhakar K V, Rohatgi PK. Fabrication of aluminium-alumina (magnesia) particulate composites in foundries using magnesium additions to the melts. *Materials Science and Engineering*. 1976;24(1):31–44.

[21] Dehghani A., Boutorabi S. M. A., Nano double oxide film (NDOF) characteristics of A356 alloy casting protected with beryllium in turbulence conditions, in Persian, *Founding Research Journal*, 2018, 2(2):71-78

[22] Li G, Jiang W, Guan F, Zhu J, Zhang Z, Fan Z. Microstructure , mechanical properties and corrosion resistance of A356 aluminum / AZ91D magnesium bimetal prepared by a compound casting combined with a novel Ni-Cu composite interlayer. *Journal of Materials Processing Tech*. 2021;288:1–12.

[23] He K, Zhao J, Cheng J, Shangguan J, Wen F, Wang Y. Influence of a Zn interlayer on the interfacial microstructures and mechanical properties of arc-sprayed Al/AZ91D bimetals manufactured by the solid-liquid compound casting process. *Materials*. 2019;12(19):1–21.

[24] Li G, Jiang W, Guan F, Zhu J, Yu Y, Fan Z. Effect of different Ni interlayers on interfacial microstructure and bonding properties of Al/Mg bimetal using a novel compound casting. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020;50:614–28.

[25] Delannay F, Froyen L, Deruyttere A. The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal-matrix composites. *Journal of materials science*. 1987;22(1):1–16.

[26] Shabestari SG, Shahri F. Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy. *Journal of Materials Science*. 2004;39(6):2023–32.

[27] Bertelli F, Brito C, Ferreira IL, Reinhart G, Nguyen-Thi H, Mangelinck-Noël N, et al. Cooling thermal parameters, microstructure, segregation and hardness in directionally solidified Al–Sn–(Si; Cu) alloys. *Materials & Design*. 2015;72:31–42.

[28] Yuan GC, Li ZJ, Lou YX, Zhang XM. Study on crystallization and microstructure for new series of Al–Sn–Si alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2000;280(1):108–15.

[29] Hegde S, Prabhu KN. Modification of eutectic silicon in Al–Si alloys. *Journal of materials science*. 2008;43(9):3009–27.

[30] Nafisi S, Ghomashchi R. Combined grain refining and modification of conventional and rheo-cast A356 Al–Si alloy. *Materials Characterization*. 2006;57(4–5):371–85.

[31] Chen X, Geng H, Li Y. Study on the eutectic modification level of Al-7Si Alloy by computer aided recognition of thermal analysis cooling curves. *Materials Science and Engineering A*. 2006;419(1–2):283–9.

[32] Wang T, Liang C, Chen Z, Zheng Y, Kang H, Wang W. Development of an 8090/3003 bimetal slab using a modified direct-chill casting process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014;214(9):1806–11.

[33] Fu Y, Jie J, Wu L, Park J, Sun J, Kim J, et al. Microstructure and mechanical properties of Al–1Mn and Al–10Si alloy circular clad ingot prepared by direct chill casting. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;561:239–44.

[34] Schmidt P. Heat transfer during filling in die casting processes. *Materials Science and Engineering A*. 1993;173(1–2):271–4.

[35] Sekhar JA, Abbaschian GJ, Mehrabian R. Effect of pressure on metal-die heat transfer coefficient during solidification. *Materials Science and Engineering*. 1979;40(1):105–10.

- [36]. Karun AS, Hari S, Ebhota WS, Rajan TPD, Pillai UTS, Pai BC. Design and processing of bimetallic aluminum alloys by sequential casting technique. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48(1):279–93.
- [37] IbrahimMervat M, El-Hadad S, Mourad M, Effect of liquid-solid volume ratios on the interfacial microstructure and mechanical properties of high chromium cast iron and low carbon steel bimetal, *Materials Research Express*, 2019, 6(12) 1265c2.
- [38] Kliauga AM, Ferrante M. The effect of Sn additions on the semi-solid microstructure of an Al-7Si-0.3Mg alloy. *Materials Science and Engineering A*. 2002;337(1–2):67–72.
- [39] Fu H, Xiao Q, Xing J. A study of segregation mechanism in centrifugal cast high speed steel rolls. *Materials Science and Engineering A*. 2008;479(1–2):253–60.
- [40] Diouf P, Jones A. Investigation of bond strength in centrifugal lining of babbitt on cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2010;41(3):603–9.
- [41] Ghoncheh MH, Shabestari SG. Effect of Cooling Rate on the Dendrite Coherency Point During Solidification of Al2024 Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2015;46(3):1287–99.
- [42] Gholami M, Divandari M. Interfacial Phases and Defects Characteristics of Al/Cu/Zn Bimetal Produced Via Centrifugal Casting Process. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*. 2018;15(4):52–61. Chirita G, Soares D, Silva FS.
- [43] Zhang H, Chen Y, Luo AA. Improved Interfacial Bonding in Magnesium/Aluminum Overcasting Systems by Aluminum Surface Treatments. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2014;45(6):2495–503.
- [44] Mcleod a. D, Gabryel CM. Kinetics of the Growth of Spinel, MgAl₂O₄, on Alumina Particulate in Aluminum Alloys Containing Magnesium. *Metallurgical Transactions A*. 1992;23A(4):1279–83.
- [45] He K, Zhao J, Li P, He J, Tang Q. Investigation on microstructures and properties of arc-sprayed-Al/AZ91D bimetallic material by solid–liquid compound casting. *Materials & Design*. 2016;112:553–64
- [46] Divandari M., J. Campbell, A new technique for the study of aluminum oxide films, *Aluminum Trans.*, 2000, 2(2) 233-238
- [47] Liu JC, Hu J, Nie XY, Li HX, Du Q, Zhang JS, et al. The interface bonding mechanism and related mechanical properties of Mg/Al compound materials fabricated by insert molding. *Materials Science and Engineering: A*. 2015;635:70–6.
- [48] Abbasi M, Karimi Taheri A, Salehi MT. Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2001;319(1–2):233–41.
- [49] عیسی آبادی قاسم. بررسی و کنترل آسیب های وارد شده به مذاب آلیاژهای آلومینیوم ریختگی در حین آماده سازی مذاب و ریخته‌گری. پژوهشنامه ریخته‌گری، ۱۴۰۰؛ ۵(۲): ۱۳۸-۱۱۹
- [50] Liu G, Wang Q, Liu T, Ye B, Jiang H, Ding W. Effect of T6 heat treatment on microstructure and mechanical property of 6101/A356 bimetal fabricated by squeeze casting. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;696:208–15.