Archive of SID

بررسی تشکیل ترکیبات بین‌فلزی در ریخته‌گری مرکب دوفلزی مس و آلومینیوم

سهیل توسلی، مهرداد عباسی* و رامین تهوری
دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد کرج

(دریافت مقاله: ۱۳۹۴/۳/۷- دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۴/۹/۳)

چکیده – هدف از این مقاله، بررسي تشکیل ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک دوفلزی آلومینیوم و مس است که از روش ریخته‌گری مرکب مذاب آلومینیوم درون لوله مسي جامد تولید می‌شوند. مکانیزم تشکیل ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک و اثرات دمای بارریزی مذاب آلومینیوم و دمای پیشگرم لوله مسي جامد بر نوع و ضخامت ترکیبات بین‌فلزی بررسي شد و ریزساختار فصل مشترک Al/Cu به‌وسیله میکروسکوپ نوری و ریزتحلیلگر پروب الکتروني (EPMA) شناسایي شد. نتایج مبین این است که فصل مشترک از سه لایه اصلي شامل لایه I ترکیب یوتکتیک α-Al/Al$_2$Cu ، لایه II ترکیب بین‌فلزی Al$_2$Cu(θ) و لایه III شامل چندین ترکیب بین‌فلزی مانند AlCu، Al$_3$Cu$_4$، Al$_2$Cu$_3$ و Al$_4$Cu$_9$ تشکیل شده است. با توجه به ترکیب هایپریوتکتیک مذاب، در فصل مشترک ابتدا لایه II با مکانیزم جوانه زني و رشد فاز θ، سپس لایه I با مکانیزم انحلال و انجماد و در انتها لایه III با مکانیزم استحاله فازی حالت جامد به‌وجود آمده است. افزایش دمای مذاب آلومینیوم و پیشگرم مس جامد منجر به افزایش ضخامت ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک و در نتیجه افزایش مقاومت الکتریکي ویژه و کاهش استحکام پیوند Al/Cu شد که با توجه به نتایج آزمون تجربي به نظر می‌رسد استحکام پیوند تحت تاثیر ضخامت لایه‌های II و III باشد.

واژگان کلیدی: ریخته‌گری مرکب، دوفلزی Al/Cu، تشکیل ترکیبات بین‌فلزی ، استحکام پیوند، ریزسختي سنجي ، مقاومت الکتریکي

Investigating Formation of Intermetallics in Compound Casting of Al/Cu Bimetals

S. Tavassoli, M. Abbasi* and R. Tahavvori

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

Abstract: ***The purpose of this article is to study the formation of intermetallic compounds (IMCs) at the interface of Al/Cu bimetal produced by compound casting of molten Al in solid copper tubes. The mechanism of the intermetallic compounds formations at the interface, the effects of molten aluminum pouring temperature and solid copper tubes preheating tempreture,***

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: s1_tavassoli@yahoo.com

www.SID.ir

Archive of SID

were investigated on the IMCs type and thickness and Al/Cu interface microstructures were characterized by optical microscope (OM) and electron probe micro-analyzer (EPMA). Results show that the interface consists of three main layers, where Layer (I) is α-Al/Al_2Cu eutectic structure, layer (II) is intermetal of Al_2Cu and layer (III) constituites several intermetallic compounds such as AlCu, Al_3Cu_4, Al_2Cu_3 and Al_4Cu_9. Considering the components of hypereutectic melt at the interface, initially layer (II) was formed by θ phase nucleation and growth mechanism, then layer (I) was formed by Al and Cu dissolving and solidification. Finally layer (III) was formed by solid-state phase diffusion. Raising molten Al temperature and preheating solid Cu leads to increase of the intermetallic compounds thickness at interface which consequently increases the specific electrical resistance and decreases the Al/Cu bond strength. From experimental results it seems that the bond strength is affected by the thicknesses of layer II and III.

Keywords: ***Compound casting, Al-Cu bimetal, Intermetallic compound formation, Bond strength, Microhardness, Electrical resistivity***

۱- مقدمه

کامپوزیت‌های دو یا چند لایه فلزی به دلیل مزیت‌های منحصر به فرد آن‌ها و استفاده از ویژگی‌های متفاوت دو یا چند فلز در یک کامپوزیت یکپارچه توسعه یافته‌اند [۱]. یکی از دوفلزی‌های مورد توجه، میله دو فلزی Al/Cu است که مزایای رسانایی بالا و خوردگی کم مس، وزن کم آلومینیوم و هم‌چنین هزینه کم‌تر در مقایسه با هدایت الکتریکی برابر آلیاژهای مس را عرضه می‌کند، به‌طوری که درحدود ۳۰ تا ۴۰٪ ارزان‌تر و ۴۰ تا ۶۰٪ سبک‌تر است [۲]. دوفلزی Al/Cu با در نظر گرفتن اثر پوسته‌ای لایه مسی برای انتقال پاسخ‌های فرکانس بالا و هدایت الکتریکی، به‌کار گرفته می‌شوند.

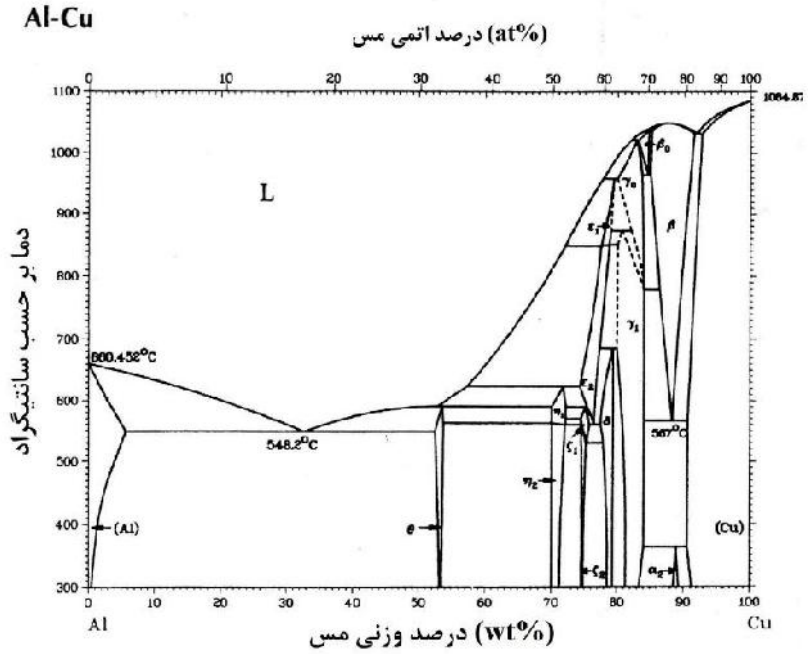
تاکنون پژوهش‌ها و روش‌های بسیاری در ارتباط با تولید دوفلزی‌های Al/Cu مانند جوش‌کاری نفوذی [۳-۵]، جوش در اثر فرایند کشش عمیق [۶، ۷]، نورد سرد [۸-۱۰]، انواع روش‌های اکستروژن [۱۱-۱۳] و جوش‌کاری انفجاری [۱۴، ۱۵] انجام شده است که همگی جز روش‌های جوش‌کاری حالت جامد محسوب می‌شوند. جوش‌کاری به روش اتصال در حالت جامد، محدودیت‌هایی در هندسه و ابعاد نمونه‌ها و نقص‌هایی مانند فرایند زمان‌بر و هزینه‌های بالای تولید دارد. اخیراً روش‌های ریخته‌گری با توجه به محدودیت‌های کم‌تر به‌عنوان روشی برای تولید در مقیاس صنعتی مورد توجه قرار گرفته است [۱۶].

ریخته‌گری مرکب به فرایند اتصال بین دو فلز یا آلیاژ که یکی از آن‌ها در حالت مذاب و دیگری در حالت جامد است اطلاق می‌شود که در دسته پیوندهای جامد- مذاب طبقه‌بندی می‌شوند [۱۷]. در این روش تشکیل پیوندهای متالورژیکی در فصل مشترک در اثر ذوب موضعی و نفوذ در حالت جامد است. بخشی از نفوذ عناصر آلیاژی منجر به تشکیل محلول جامد و بخشی باعث تشکیل فازهای واکنشی در فصل مشترک می‌شود. از نقطه نظر فرایند جوش‌کاری با توجه به اینکه فلزات Al و Cu میل ترکیبی در دماهای بالاتر از ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد دارند، مستعد رشد فازهای بین‌فلزی ترد با پیوند غیر فلزی و استحکام پایین بین آن‌ها هستند [۸]. ایجاد این فازهای بین‌فلزی ترد مشاهده شده بین آلومینیوم و مس، باعث کاهش تعداد الکترون‌های آزاد موجود و افزایش مقاومت الکتریکی، هم‌چنین کاهش استحکام اتصال و کاهش در انعطاف‌پذیری می‌شود. در نتیجه کنترل رشد فازهای بین‌فلزی در فصل مشترک برای پیدا کردن یک ضخامت بهینه از این لایه به‌منظور کنترل خواص مطلوب مکانیکی، فیزیکی و الکتریکی در تولید این دوفلزی‌ها از اهمیت برخوردار است [۵، ۶] . در پژوهش‌های گذشته مشخص شده است که خواص فیزیکی و مکانیکی دوفلزی Al/Cu به‌طور قابل ملاحظه‌ای با ضخامت و ریزساختار و ترکیب فازی فصل مشترک تحت‌تأثیر قرار می‌گیرد [۸]. با توجه به دیاگرام فازی دوتایی Al/Cu نشان داده شده در شکل ۱، فازها و بین‌فلزی‌های مختلفی بسته به ترکیب شیمیایی و دما ممکن است تشکیل شود [۱۸].

روش ریخته‌گری ترکیبی عمودی[1] برای تولید میله‌های دوفلزی اولین بار توسط نیومن [۱۹] در سال ۱۹۶۹ پیشنهاد شد که به‌وسیله ریخته‌گری هم‌زمان دو فلز توانست دوفلزی‌های مختلفی را تولید کند. این روش برای اغلب محصولات دوفلزی

www.SID.ir

Archive of SID



شکل ۱- دیاگرام فازی دوتایی آلومینیوم- مس

که فلز هسته دارای نقطه ذوب کم‌تری نسبت به فلز روکش باشد قابل اجرا است. دیواندری و وحیدگلپایگانی [۲۰] در سال ۲۰۰۹ با قرار دادن سیم مسی در فوم پلی استیرن و ریخته‌گری مذاب آلیاژ آلومینیوم A356 به روش ریخته‌گری در قالب توپر، نشان دادند اگر زمینه، آلیاژ آلومینیوم باشد در یک منطقه کوچک اطراف سیم مسی وارد شده احتمال تشکیل فازها و ترکیبات بین‌فلزی بسیاری از Al-Cu وجود دارد که فازهای $Al_2Cu(\theta)$، $Cu_3Al_2(\delta)$، $AlCu(\eta2)$ و یوتکتیک $Al(Cu)/Al_2Cu$ به همراه ذرات سیلیسیم تشخیص داده شد. در دیگر بررسی‌های انجام شده در فصل مشترک دوفلزی Al-Cu تولید شده به روش ریخته‌گری در شرایط مختلف برخی ترکیبات بین‌فلزی مانند $Al_2Cu(\theta)$، $AlCu(\eta2)$، $Al_2Cu_3(\delta)$، $Al_4Cu_9(\gamma)$ و ساختار یوتکتیک $\alpha\text{-}Al/Al_2Cu$ $(\alpha+\theta)$ تشخیص داده شده‌اند [۱۶، ۲۱، ۲۲].

در مطالعه حاضر، اثر متغیرهای ریخته‌گری شامل دمای فوق گداز آلومینیوم و دمای پیشگرم مس جامد بر ریز ساختار و رشد فازهای بین‌فلزی ایجاد شده در فصل مشترک از یک طرف و تأثیر عوامل یاد شده بر خواص فیزیکی و مکانیکی دوفلزی Al-Cu از طرف دیگر مورد بررسی قرار می‌گیرد.

۲- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از آلومینیوم و مس خالص مناسب برای مصارف الکتریکی استفاده شده است. ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی مس و آلومینیوم به‌کار رفته در مراحل مختلف پژوهش توسط آزمون طیف سنجی نشری با منبع قوس الکتریکی و سختی سنجی مشخص شده که در جدول ۱ ارائه شده است.

۲-۱- فرایند تولید مفتول دو فلزی Al/Cu

در این پژوهش میله دوفلزی Al/Cu با روکش مسی با قطر خارجی ۱۵/۸۷ میلی‌متر و ضخامت لوله مسی ۱ میلی‌متر به‌وسیله ریخته‌گری استاتیک آلومینیوم درون لوله مسی با طول ۲۰۰ میلی‌متر تولید شد. در ابتدا سطح داخلی لوله مسی به‌منظور چربی زدایی و از بین بردن لایه اکسیدی و زدودن لایه‌های آلودگی با محلول اسید نیتریک ۱۰ درصد شستشو شد. بعد از آماده‌سازی سطحی، لوله مسی به‌عنوان قالب ریخته‌گری در

www.SID.ir

Archive of SID

جدول ۱- مشخصات آلیاژهای مس و آلومینیوم مورد استفاده در این پژوهش

ماده	کاربرد	ترکیب شیمیایی	سختی ویکرز (10gf)
لوله مس Cu-UNS C11000	لایه بیرونی	O ٪۰/۰۴ – P ٪۰/۰۰۴ – Cu ٪۹۹/۹	۸۲
آلومینیوم ۱۰۵۰ Al-UNS A91050	هسته مرکزی	Si ٪۰/۲۵ – Fe ٪۰/۴ –Mn ٪۰/۰۵ –Mg ٪۰/۰۵ – Zn ٪۰/۰۵ – Al ٪۹۹/۵	۳۸

پایه‌ای به‌صورت عمودی برای ریختن مذاب آلومینیوم درون آن، نصب شد. آلومینیوم مذاب نیز بعد از خارج کردن از کوره برای جلوگیری از اکسیداسیون سطحی به‌وسیله فلاکس بوراکس مورد محافظت قرار گرفت. لوله مسی قبل از ریختن مذاب آلومینیوم در درجه حرارت‌های مختلفی به‌وسیله المنت حرارتی و ترموکوپل پیشگرم و درجه حرارت آن کنترل شد. در انتها برای ساختن دوفلزی Al/Cu ، آلومینیوم مذاب به روش ریخته‌گری استاتیک به درون لوله مسی ریخته‌گری شد و در ادامه بعد از ۶۰ ثانیه از پایان ریخته‌گری، در ماسه مرطوب قرار گرفت و به دمای محیط رسید. برای بررسی رشد فازهای بین‌فلزی در مفتول آلومینیوم روکش مسی، آزمایش‌های مختلفی در دماهای فوق گداز آلومینیوم به‌ترتیب در دماهای ۷۰۰°C، ۷۵۰°C، ۸۰۰°C با دامنه خطای ±۱۰°C و دماهای پیشگرم لوله مسی به‌ترتیب بدون پیشگرم کردن (در دمای محیط ۲۵ درجه سانتی‌گراد)، ۱۰۰، ۲۰۰، ۳۰۰ و ۴۰۰ درجه‌سانتی‌گراد با دامنه خطای ±۵ درجه‌سانتی‌گراد انجام گرفت. در نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای مذاب آلومینیوم ۸۰۰ درجه‌سانتی‌گراد محتوای حرارتی بالا در فصل مشترک منجر به سوراخ شدن جداره لوله مسی و انهدام نمونه‌های با پیشگرم مس بالای ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد شد. شرایط و برخی نتایج آزمون‌های انجام شده در جدول ۲ نشان داده شده است.

۲-۲- آزمون‌های انجام شده

۲-۲-۱-آزمون‌های میکروسکوپی

از میکروسکوپ نوری و ریزتحلیلگر پروب الکترونی (EPMA) و اسکن نقطه‌ای و خطی به‌منظور مطالعه ریز ساختار، ضخامت لایه واکنشی، ترکیب استکیومتری فازهای بین‌فلزی تشکیل شده و توزیع عناصر در فصل مشترک استفاده شد. تحلیل دقیق ریزتحلیلگر پروب الکترونی، بر پایه دقت بالای طیف سنجی تفکیک طول موج (WDS)، خلاء بالا و پایداری فوق العاده اشعه الکترونی با اندازه پرتو[۲] ۱ تا ۳ میکرون و درصد خطای ۳٪ دارای حساسیت و دقت بسیار بالاتری نسبت به روش میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف سنجی تفکیک انرژی (EDS) برای شناسایی فازها و مطالعه ریز ساختار است که در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفت.

۲-۲-۲- آزمون ریزسختی سنجی ویکرز

آزمون ریز سختی سنجی ویکرز برای به‌دست آوردن سختی فازهای تشکیل شده در یک بارگذاری نیروی ۱۰ گرم و زمان ۱۵ ثانیه انجام شد. عدد سختی (VH) بر حسب کیلوگرم نیرو بر میلی‌متر مربع محاسبه شد.

۲-۲-۳-آزمون رسانایی الکتریکی

مقاومت ویژه نمونه‌های دوفلزی تولید شده، در دمای محیط (۲۰-۲۳ درجه سانتی‌گراد) توسط دستگاه سنجش مقاومت مجهز به یک اهم‌متر حساس با دقت ۰/۰۱ میکرو اهم به‌دست آمد. توسط این دستگاه شدت جریان (I) مشخصی برابر ۶ آمپر به‌صورت جریان مستقیم (DC) به نمونه وارد می‌شود و سپس با قرار دادن پراب‌های دستگاه روی دو نقطه که در فاصله مشخصی از هم قرار دارند اختلاف پتانسیل بین دو نقطه اشاره شده توسط ولت متر دستگاه اندازه‌گیری شد. ریزپردازنده موجود در دستگاه با تقسیم اختلاف

www.SID.ir

Archive of SID

جدول ۲- برخی مشخصات به‌دست آمده با تغییر پارامترهای دمای مذاب آلومینیوم و پیشگرم مس جامد

ردیف	نمونه	دمای آلومینیوم °C	دمای مس °C	ضخامت فصل مشترک (μm)	ضخامت میانگین لایه III (μm)	مقاومت الکتریکی ویژه ρ (Ωxmm²/m)	میانگین استحکام پیوند (N/Cm)	فازهای تشخیص داده شده توسط آزمون EPMA
۱	A700C25	۷۰۰	۲۵	۹۳۰	۶	۰/۰۳۰۸	۱۲۵/۸۸	α+θ- Al_2Cu-AlCu-Al_4Cu_9
۲	A700C400	۷۰۰	۴۰۰	۳۱۰۰	۹/۵	۰/۰۳۹۸	۲۶/۰۸۷	α+θ-Al_2Cu-AlCu-Al_2Cu_3-Al_4Cu_9
۳	A750C25	۷۵۰	۲۵	۹۵۰	۷	۰/۰۲۹۹	۸۸/۲۹	α+θ - Al_2Cu-AlCu-Al_4Cu_9
۴	A750C400	۷۵۰	۴۰۰	۴۵۰۰	۱۲/۵	۰/۰۴۴	۱۴/۳۱۶	α+θ-Al_2Cu-AlCu-Al_2Cu_3-Al_4Cu_9
۵	A800C25	۸۰۰	۲۵	۹۸۰	۷/۵	۰/۰۳۱۵	۸۲/۴۲۸	α+θ - Al_2Cu-AlCu-Al_4Cu_9
۶	A800C220	۸۰۰	۲۲۰	۵۱۰۰	۱۴	۰/۰۵۰۲	۱۱/۱۰۱	α+θ-Al_2Cu-AlCu-Al_3Cu_4-Al_2Cu_3-Al_4Cu_9

پتانسیل اندازه‌گیری شده بر جریان عبور داده شده، طبق رابطه ۱، مقاومت الکتریکی (R) بین دو نقطه را اندازه‌گیری می‌کند و به‌طور دیجیتال نمایش می‌دهد. سپس با اندازه‌گیری طول (L) بین دو نقطه و محاسبه سطح مقطع نمونه (S)، مقاومت ویژه نمونه (ρ) از طریق رابطه ۲ به‌طور تجربی به‌دست آمد.

$$R=\Delta V/I \qquad (۱)$$

$$\rho=R.S/L \qquad (۲)$$

۲-۲-۴-آزمون لایه‌کنی

استحکام پیوند ایجاد شده توسط آزمایش لایه‌کنی[۳] به‌وسیله یک دستگاه سلول بار[۴] ۱۰۰۰ نیوتنی با دقت ۰/۰۱ نیوتن مطالعه و بررسی شد. در روش انجام شده ابتدا دو شیار با عرض یک سانتی‌متر در راستای طولی روی قطعه ایجاد شد. در ادامه قسمت بلند شده لایه مسی به گیره متصل و سر میله به سلول بار وصل شد و توسط یک دستگاه کشش یونیورسال ۱۰ کیلو نیوتن با نیروی ثابت، لایه‌کنی اتفاق افتاد و با ثبت زمان نهایتاً نتایج نیروی اعمالی به‌صورت دیجیتالی به‌طور لحظه‌ای به‌دست آمد (شکل ۲). در انتها استحکام پیوند که عبارت از نیروی لازم برای لایه‌کنی در واحد طول پیوند بود بر اساس رابطه ۳ به‌دست آمد.

$$F_b=\frac{\bar{F}}{L_b}\,N/Cm \quad \text{نیروی لایه کنی برحسب} \qquad (۳)$$

مقدار متوسط نیروی کششی $\bar{F}$ از متوسط گیری بین نیروهائی که به‌طور لحظه‌ای توسط دستگاه کشش نمایش داده می‌شد به‌دست آمد و L_b به‌عنوان عرض بین دو شیار ایجاد شده روی مفتول در واقع طول پیوند بین لایه‌های مس و آلومینیوم بود.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار

هنگامی که مذاب آلومینیوم بعد از ریخته‌گری با جداره مس جامد تماس پیدا می‌کند، محتوای حرارتی مذاب از طریق مناطق در تماس، به مس جامد منتقل می‌شود. در چنین شرایطی اگر محتوای حرارتی مذاب به اندازه کافی باشد موجب ذوب سطحی لایه مس خواهد شد و اتم‌های مس جدا شده از سطح، وارد مذاب آلومینیوم می‌شوند که در نتیجه در اطراف جداره مس جامد یک محلول مذاب فوق اشباع آلومینیم- مس تشکیل خواهد شد. با شروع فرایند انجماد به تدریج از انحلال اتم‌های

www.SID.ir

Archive of SID

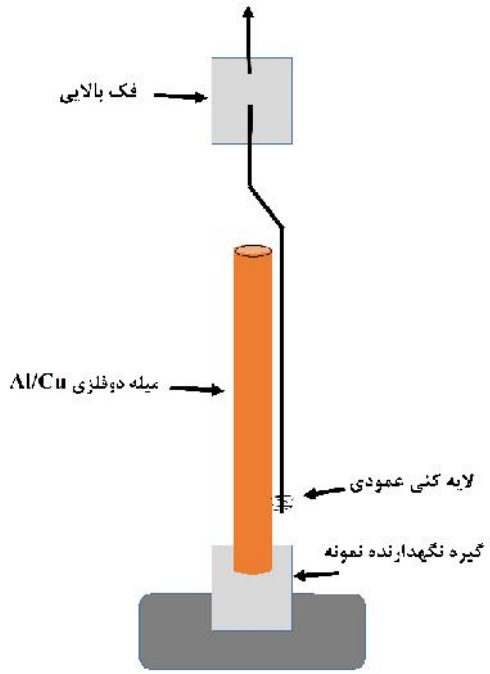
مس درون مذاب کاسته می‌شود و ترکیبات بین‌فلزی با توجه به دیاگرام دوتایی آلومینیوم/ مس (شکل ۱) در فصل مشترک تشکیل می‌شوند. دمای مذاب آلومینیوم و دمای پیشگرم مس جامد از عواملی محسوب می‌شوند که به‌طور مستقیم در محتوای حرارتی فصل مشترک Al/Cu مؤثرند.

مشاهده‌های میکروسکوپی نوری و الکترونی از مقطع میله دوفلزی تولید شده در نمونه‌های مختلف، وجود فصل مشترک چند لایه شامل ترکیبات بین‌فلزی بین مس و آلومینیوم را نشان داد. از مشاهده‌ها و بررسی‌های انجام شده دیده می‌شود که در تمامی نمونه‌ها در محل اتصال، فصل مشترک دارای سه لایه اصلی از سمت آلومینیوم به سمت مس شامل لایه I (یوتکتیک (α-Al/Al$_2$Cu (α+θ)، لایه II (ترکیب بین‌فلزی (Al$_2$Cu (θ) و لایه III (لایه شامل ترکیبات بین‌فلزی خالص) است. در لایه اصلی III چندین لایه با ترکیبات بین‌فلزی متفاوت مانند AlCu (η)، Al$_3$Cu$_4$ (ζ)، Al$_2$Cu$_3$ (δ) و Al$_4$Cu$_9$(γ) به‌وسیله ریزتحلیلگر پروب الکترونی تشخیص داده شد. شکل ۳ تصویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار نمونه A750C300 ریخته‌گری‌شده با دمای مذاب آلومینیوم ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد درون قالب مسی با دمای پیشگرم ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد که سه لایه اصلی توضیح داده شده در آن مشاهده می‌شود.

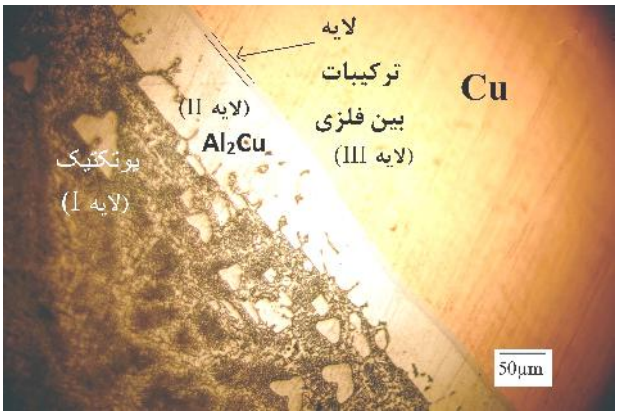
۳-۲- ضخامت فصل مشترک

در اتصال به روش ریخته‌گری مرکب، به دلیل اینکه فصل مشترک در دمای بالا تشکیل شده، اتم‌های مس می‌توانند در آلومینیوم مذاب با سرعت مناسبی حل شوند. در نتیجه فصل مشترک میله‌های دوفلزی تولید شده دارای ضخامت زیادی است. شکل ۴- الف ضخامت کلی ناحیه‌ای از فصل مشترک و شکل ۴- ب ضخامت لایه III نمونه A700C25 ریخته‌گری شده در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد در لوله مسی بدون پیشگرم را نشان می‌دهد.

ضخامت فصل مشترک نمونه‌های دوفلزی Al-Cu تولید



شکل ۲- آزمون استحکام پیوند به روش لایه‌کنی



شکل ۳- لایه‌های I ،II و III در ریزساختار نمونه A750C300

شده در دماهای ریخته‌گری ۷۰۰، ۷۵۰ و ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد در دماهای پیشگرم مس ۲۵ تا ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد در شکل ۵ رسم شده است. همان‌طور که دیده می‌شود نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد دارای بیشترین مقدار رشد ضخامت لایه فصل مشترک در بین دیگر نمونه‌ها هستند و با افزایش دمای پیشگرم مس تا ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد این ضخامت به حدود ۶۳۰۰ میکرومتر می‌رسد.

جدول ۲ ضخامت‌های اندازه‌گیری شده مربوط به لایه III

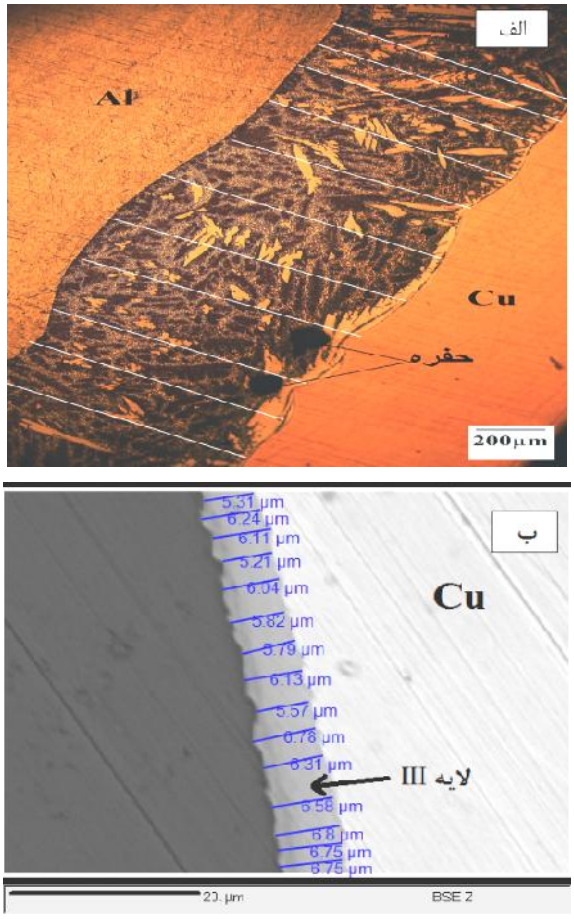
www.SID.ir

Archive of SID

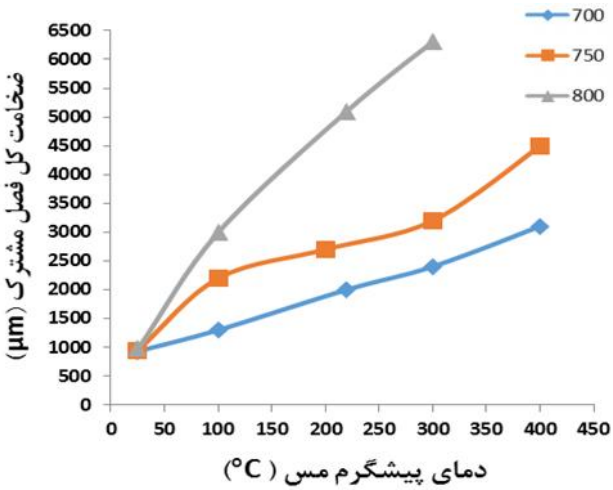
ترکیبات بین‌فلزی خالص را در شش نمونه اصلی نشان می‌دهد. در این لایه نیز دیده شد که نرخ رشد به مراتب در نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای ۸۰۰ درجه‌سانتی‌گراد از دیگر نمونه‌ها بالاتر است.

با توجه به نتایج نشان داده شده در جدول ۲ دیده می‌شود، اگرچه افزایش دمای مذاب آلومینیوم منجر به افزایش ضخامت لایه‌های ترکیب بین‌فلزی می‌شود، اما در مقایسه با دمای پیشگرم لوله مسی اثر زیادی روی رشد ضخامت فصل مشترک ندارد. در واقع دمای فصل مشترک تابعی از دمای مذاب و جز جامد است که افزایش هر یک از این دو عامل می‌تواند موجب بالا رفتن محتوای حرارتی فصل مشترک شود. هم‌چنین با توجه به ضریب هدایت حرارتی بالاتر مس ($۴۰۱w.m^{-1}.k^{-1}$) نسبت به آلومینیوم ($۲۳۷w.m^{-1}.k^{-1}$)، افزایش دمای لایه مس می‌تواند تأثیر بیش‌تری در محتوای حرارتی فصل مشترک داشته باشد. افزایش دمای مذاب آلومینیوم به تنهایی در شرایط بدون پیشگرم، باعث رشد تدریجی ضخامت ترکیبات بین‌فلزی و فصل مشترک می‌شود.

به‌دلیل این‌که ضریب نفوذ اتم‌های Cu در Al بیش‌تر از اتم‌های Al در Cu است [۲۳] و هم‌چنین اتم‌های Cu دارای یک شعاع کوچک‌تر (۰/۱۲۸نانومتر) نسبت به اتم‌های Al (۰/۱۴۳ نانومتر) هستند، پس بدیهی است که برای اتم‌های کوچک‌تر (Cu) نفوذ کردن به سمت ناحیه از اتم‌های بزرگ‌تر (Al) راحت‌تر است. از طرف دیگر، نقطه ذوب Cu بیش‌تر از Al است، پس شکستن پیوندهای بین اتم‌های Cu نسبت به اتم‌های Al سخت‌تر بوده و برای اتم‌های Al نفوذ کردن به سمت شبکه Cu را مشکل‌تر می‌سازد. در مقابل پیوندها در Al ضعیف‌ترند و تشکیل جای خالی در Al نسبت به Cu آسان‌تر است [۲۴]. همه موارد اشاره شده به نفع نفوذ بیش‌تر اتم‌های Cu درون Al رقم می‌خورد. بنابراین افزایش دمای مس می‌تواند اتم‌های بیش‌تری از Cu برای نفوذ درون فصل مشترک Al-Cu را تحریک کند.



شکل ۴- الف) بخشی از لایه واکنشی نمونه A700C25 با میانگین ضخامت ۹۳۲/۴۳ میکرومتر و ب) لایه III در نمونه A700C25 با ضخامت میانگین ۶/۱۴۶ میکرومتر



شکل ۵- تغییر ضخامت فصل مشترک بر حسب دمای پیشگرم مس در دماهای مذاب آلومینیوم ۷۰۰، ۷۵۰ و ۸۰۰ درجه‌سانتی‌گراد

www.SID.ir

Archive of SID

۳-۳- ترکیبات بین‌فلزی

به‌وسیله ریزتحلیلگر پروب الکترونی EPMA تحلیل نقطه‌ای از درون لایه‌های مشاهده شده انجام گرفته است که با دقت بالایی ترکیب هر لایه و فاز مشخص شده است. هم‌چنین تغییرات خطی غلظت عناصر نیز بر روی یک خط در عرض لایه‌ها بررسی شده است. برای تمامی نمونه‌هایی که با دماهای مذاب آلومینیوم ۷۰۰ ، ۷۵۰ و ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد و در شرایط بدون پیشگرم کردن لوله مسی و در دمای محیط ۲۵ ریخته‌گری شدند، در لایه III ترکیبات بین‌فلزی AlCu و Al_4Cu_9 شناسایی شد. شکل ۶ تصاویر EPMA مربوط به نمونه‌های A700C25 و A800C25 را نشان می‌دهد که به‌طور خلاصه در جدول ۲ قابل رویت است. در شکل ۶-الف با توجه به تحلیل EPMA ترکیب بین‌فلزی $Al_2Cu(\theta)$ علاوه بر یک لایه که در کنار مس مشاهده شده (لایه II) **است**، در برخی مناطق به‌صورت جزایری پراکنده در فصل مشترک مشاهده می‌شود. شکل ۶- ج مربوط به تحلیل خطی PR1 نشان داده شده در شکل ۶- ب برای عناصر مس و آلومینیوم است. با توجه به تغییرات شیب‌های غلظتی در نمودار مربوط به نفوذ اتم‌های مس، چهار ناحیه مجزا در این نمودار قابل شناسایی است که از سمت آلومینیوم به سمت مس به‌ترتیب شامل فازهای Al_2Cu، AlCu، Al_4Cu_9 و Cu است. هم‌چنین ضخامت لایه III شامل فازهای AlCu و Al_4Cu_9 ، ۷/۵ میکرومتر به‌دست آمد که ۲/۳ میکرومتر مربوط به فاز η و ۵/۲ میکرومتر مربوط به فاز γ بود.

در نمونه‌های A700C400 و A750C400 ریخته‌گری شده با دماهای مذاب آلومینیوم ۷۰۰ و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد و پیشگرم ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد لوله مسی، ترکیبات بین‌فلزی α-Al/Al_2Cu، Al_2Cu، AlCu، Al_2Cu_3 و Al_4Cu_9 در تحلیل EPMA شناسایی شد که در جدول ۲ نشان داده شده است.

در شکل ۷- الف قسمتی از لایه‌های II و III فصل مشترک نمونه A800C220 دیده می‌شود. در این نمونه علاوه بر ترکیبات Al_2Cu، AlCu و Al_4Cu_9 ترکیب بین‌فلزی Al_3Cu_4 در نقطه ۳ شناسایی شد. لازم به ذکر است این فاز در ناحیه دیگری از فصل مشترک شناسایی نشد که در واقع نشان می‌دهد ترکیب بین‌فلزی $Al_3Cu_4(\zeta)$ به دلیل ضخامت کم به سختی قابل شناسایی است. این نشان می‌دهد، شاید پس از ریخته‌گری و فرایند سرد شدن در ماسه مرطوب، زمان و دما برای تشکیل فاز ζ به‌صورت یک لایه فصل مشترک مناسب نبوده است. در شکل ۷- ب مربوط به تحلیل شیمیایی خطی عناصر مس و آلومینیوم در راستای خط PR1 با توجه به تغییرات غلظت و تغییر شیب، لایه‌های مربوط به ترکیبات بین‌فلزی مختلف به سختی قابل تشخیص است که ضخامت لایه‌های بین‌فلزی برای AlCu، Al_3Cu_4، Al_2Cu_3 و Al_4Cu_9 به‌ترتیب در حدود ۴/۴۲ ، ۲/۳۹، ۳/۴۲ و ۳/۷۵ میکرومتر به‌دست آمد. ترکیبات شناسایی شده به‌وسیله آزمون EPMA برای نمونه‌های مختلف در جدول ۲ نشان داده شده است.

۳-۴- مکانیزم تشکیل فصل مشترک و استحاله فازی

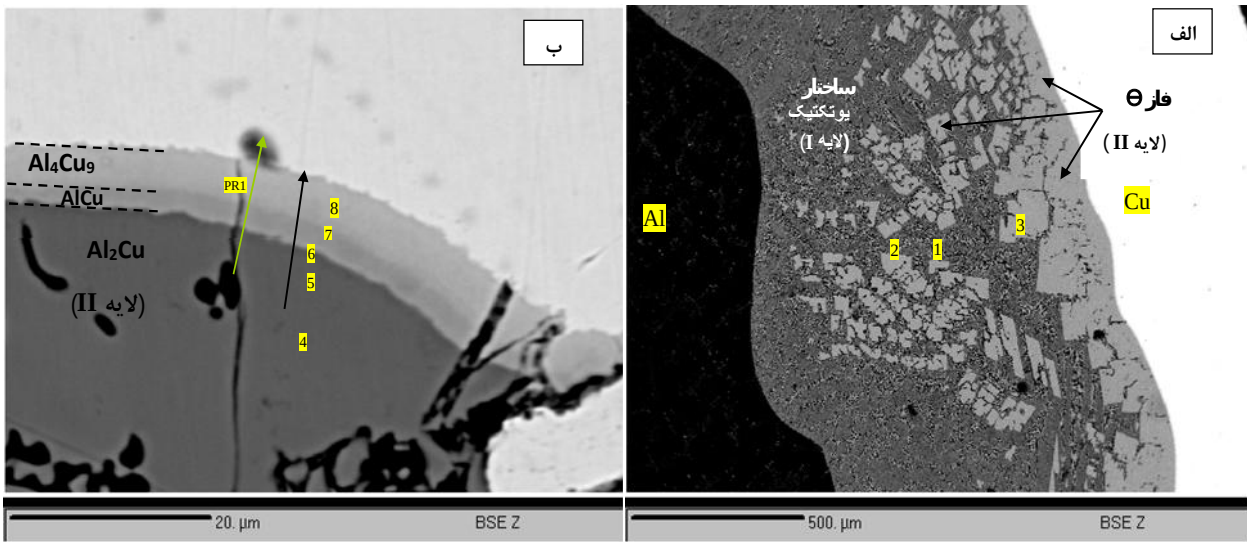
از روی تحلیل‌های شیمیایی نقطه‌ای و خطی آزمون EPMA دیده شد که محتوای آلومینیوم دارای یک کاهش در راستای شعاعی از هسته آلومینیومی به سمت غلاف مسی است و هم‌چنین در این تحلیل‌ها دیده شد که محتوای Al در پوسته مسی و یا محتوای Cu در هسته آلومینیومی اندک است که این نشان می‌دهد که واکنش یا نفوذ بین Al یا Cu تنها در محدوده فصل مشترک اتفاق می‌افتد.

۳-۴-۱-تشکیل لایه I

با توجه به دیاگرام فازی Al-Cu (شکل ۱)، مس می‌تواند در شرایط تعادلی تا ۵/۶۵ درصدوزنی در دمای ۵۴۸/۲ درجه سانتی‌گراد در آلومینیوم حل شود و محلول جامد بسازد، اما مقدار بیش‌تر از مس نمی‌تواند وارد محلول جامد شود، پس شروع به تشکیل فازهای مختلف و ترکیبات بین‌فلزی

www.SID.ir

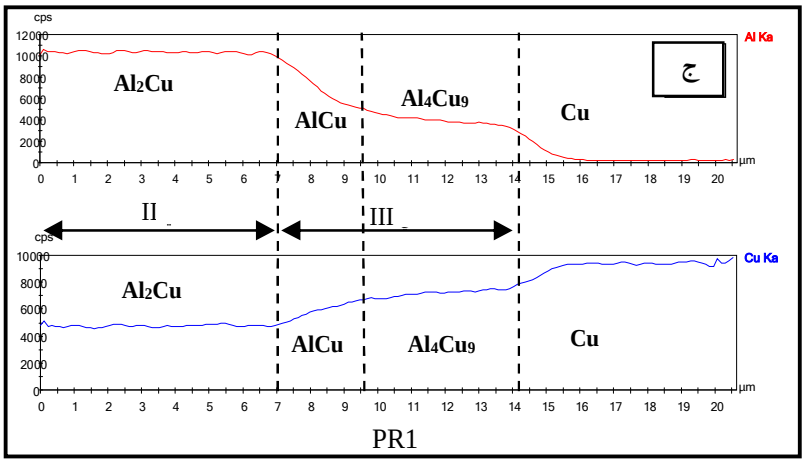
Archive of SID



د

تحلیل نقاط ۱ تا ۸ (Wt%)

شماره نقطه	Cu	Al	فاز
۱	۳۲/۰۲	۶۹/۰۸	α-Al_2Cu
۲	۳۰/۰۲	۷۱/۰۴	α-Al_2Cu
۳	۵۴/۴۴	۴۶/۰۴	Al_2Cu
۴	۵۲/۶	۴۷/۲۸	Al_2Cu
۵	۵۲/۶	۴۷/۵۹	Al_2Cu
۶	۵۲/۶۹	۴۸/۱۱	Al_2Cu
۷	۶۷/۰۴	۳۴/۰۱	AlCu
۸	۸۴/۴۲	۱۶/۰۶	Al_4Cu_9

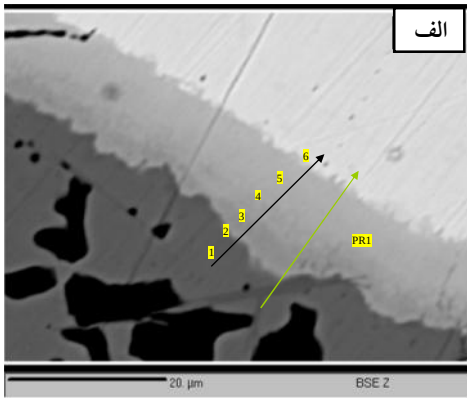


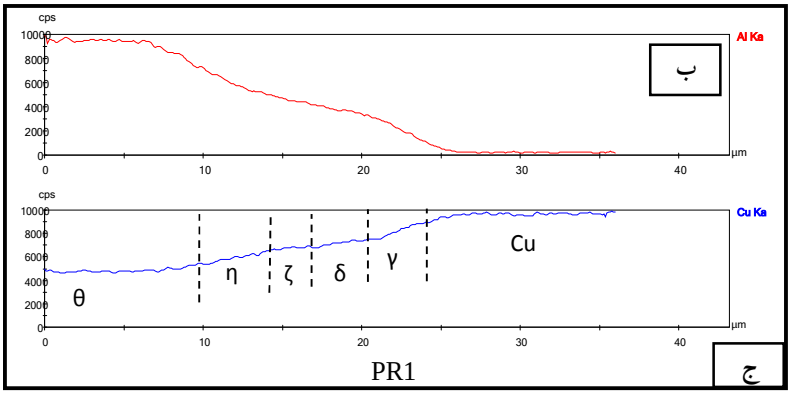
شکل۶- الف) لایه I یوتکتیک و لایه II فاز θ (Al_2Cu) در نمونه A700C25، ب) لایه II و III نمونه A800C25 شامل Al_2Cu، AlCu و Al_4Cu_9، ج) تحلیل خطی عناصر Al و Cu در راستای خط PR1 و د) تحلیل نقاط ۱ تا ۸ به درصد وزنی

می‌کند. محدودیت انحلال Cu در Al بدان معنی است که مس شروع به تشکیل دادن ترکیبات بین‌فلزی خواهد کرد. زمانی که دمای فصل مشترک به زیر دمای یوتکتیک ۵۴۸/۲ درجه سانتی‌گراد کاهش می‌یابد در محدوده غلظتی گسترده‌ای که درصد وزنی مس بین ۵/۶۵ و ۵۲/۵ باشد آلیاژ می‌تواند یک فاز ساختار یوتکتیکی دوفازی شامل α-Al و فاز Al_2Cu تشکیل دهد. با بررسی و مشاهده نتایج آزمون‌های انجام شده، دیده می‌شود این لایه به‌عنوان لایه I با خصوصیات یوتکتیک در همه نمونه‌ها با بیشترین ضخامت به‌وجود آمده است. بنابراین می‌توان بر این باور بود که لایه (α-Al/Al_2Cu) از طریق انحلال اتم‌های مس از سطح داخلی پوسته لوله مسی درون Al مذاب تشکیل شده، سپس با جوانه زنی فازهای α و θ و کاهش انرژی داخلی و آنتروپی سیستم، واکنش یوتکتیک آلیاژ دوتایی Al-Cu در طول فرایند سرد کردن و انجماد اتفاق افتاده است. بنابراین مکانیزم تشکیل لایه I شامل ذوب و انحلال و انجماد است. آلومینیوم فلز فعالی است که در فاز مذاب حالت خورنده دارد به همین دلیل ابتدا اتم‌های Cu در فاز جامد را به سرعت در

www.SID.ir

Archive of SID





د

شماره نقطه	تحلیل شیمیایی نقاط ۱ تا ۶ (درصدوزنی) Cu	Al	فاز
۱	۵۰/۶۷	۵۰/۰۳	Al_2Cu
۲	۶۴	۳۴/۶۵	AlCu
۳	۷۵/۹۱	۲۳/۷۵	Al_3Cu_4
۴	۷۷/۸۳	۲۱/۵۷	Al_2Cu_3
۵	۷۹/۸۸	۱۹/۵۱	Al_4Cu_9
۶	۹۸/۸۶	۰/۰۲	Cu

شکل ۷- ریزساختار نمونه A800C220: الف) تصویر EPMA ریزساختار فصل مشترک،
ب و ج) تحلیل شیمیایی خطی در راستای خط PR1 و د) تحلیل شیمیایی نقاط ۱ تا ۶ نشان داده شده در قسمت الف

خود حل می‌کند و سپس در اثر انجماد، ساختار یوتکتیکی α+θ را تشکیل می‌دهد.

عواملی نظیر زمان برهم‌کنش، دمای مس جامد و Al مذاب روی ضخامت زیر لایه I و ضخامت کل تأثیر گذار است. به‌عبارت دیگر هر چه دمای فصل مشترک بالاتر یا زمان برهم کنش طولانی‌تر باشد، اتم‌های مس بیش‌تری فرصت حل شدن در Al مذاب را خواهند داشت، بنابراین بالابردن دمای مذاب آلومینیوم و دمای پیشگرم مس می‌تواند باعث افزایش ضخامت فصل مشترک و به خصوص افزایش قابل ملاحظه‌ای درضخامت لایه I شود.

۳-۴-۲-تشکیل لایه II

با توجه به اینکه ترکیب بین‌فلزی Al_2Cu (θ) دارای کم‌ترین انرژی اکتیواسیون برای تبلور اولیه در بین ترکیبات بین‌فلزی موجود در دیاگرام دوتایی Al-Cu است [۱۰ ، ۲۵] و هم‌چنین با توجه به بررسی‌های کریستالوگرافی انجام شده [۲۵] دیده شد به‌طورکلی آلیاژهای تقارن بالا با سلول‌های واحد کوچک به راحتی متبلور خواهند شد و جوانه خواهند زد در حالی که نظم بلند مرتبه و فازهای با تقارن کم، احتمال تشکیل کم‌تری در هنگام پیوند را خواهند داشت. بنابراین تصور می‌شود فاز Al_2Cu با ساختار تتراگونال و سلول واحد تا حدودی کوچک و ضریب فشردگی کم‌تر در بین ترکیبات و فازهای شناسایی شده، راحت‌تر شروع به جوانه زنی و رشد می‌کند. هم‌چنین با توجه به ترکیب هایپریوتکتیک مذاب و دیاگرام تعادلی مس-آلومینیوم (شکل ۱) استنباط می‌شود که فاز Al_2Cu (لایه II) ابتدا در دمای بالاتر از ۵۴۸ درجه‌سانتی‌گراد روی سطح داخلی پوسته مسی شروع به جوانه‌زنی کرده است. در ادامه با کاهش دما به ۵۴۸ درجه‌سانتی‌گراد (دمای تحول یوتکتیک) لایه I تشکیل

www.SID.ir

Archive of SID

شده است. لازم به اشاره است که در کلیه نمونه‌های ریخته‌گری شده کنونی با شرایط سرد کردن یکنواخت تا رسیدن به دمای محیط (قرار دادن در ماسه مرطوب بعد از ۶۰ ثانیه از پایان ریخته‌گری)، ضخامت لایه Al_2Cu در بخش‌های مختلف برای اکثر نمونه‌ها بین ۸۰ تا ۲۰۰ میکرومتر بود.

۳-۴-۳- تشکیل لایه III

لایه III که در تمامی نمونه‌ها تشخیص داده شده و شامل ترکیبات بین‌فلزی است، دارای مرز صاف در دو طرف و ضخامت کم و تقریباً یکسان در کلیه مناطقی که پیوند به‌وجود آمده است و دارای شیب غلظتی در نمودار اسکن خطی است (شکل ۶- ج و ۷- ب). مقایسه آن با لایه II بدون شیب غلظتی، نشان می‌دهد که مکانیزم تشکیل این لایه‌ها می‌تواند متفاوت باشد. در راستای اسکن خطی PR1 در شکل ۶ -ج از سمت هسته آلومینیومی به سمت پوسته مسی، محتوای مس در لایه III افزایش و در لایهII (Al_2Cu) ثابت باقی می‌ماند که می‌توان تصور کرد که اتم‌های Cu به‌طور پیوسته‌ای درون لایه II (Al_2Cu) بعد از انجماد فاز θ نفوذ کرده‌اند و باعث یک استحاله فازی حالت جامد از فاز θ(Al_2Cu) به ترکیبات بین‌فلزی مانند AlCu، Al_3Cu_4، Al_2Cu_3، Al_4Cu_9 شده‌اند. بنابراین همان‌طور که مشاهده شد لایه III یک لایه نفوذ-کنترل است که برای رشد نیاز به دما و زمان کافی دارد. با توجه به مطالب فوق سرعت سرد کردن که در این جا ثابت در نظر گرفته شده، می‌تواند یکی از فاکتورهای کنترل کننده ضخامت لایه III به‌وجود آمده از طریق استحاله فازی حالت جامد باشد.

به دلیل اینکه لایه I با واکنش یوتکتیکی تشکیل می‌شود و فاز $\alpha+Al_2Cu$ می‌تواند به‌طور هم‌زمان در محدوده وسیع ۵/۶۵ تا ۵۲/۵ تولید شود، لایه I ضخیم‌ترین لایه تشکیل شده است. استحاله فازی حالت جامد لایه III ناشی از نفوذ پیوسته مس درون لایه Al_2Cu بعد از انجماد لایه II است و از آنجا که ضریب نفوذ اتم فلزی در فلز جامد ۵ تا ۶ برابر کم‌تر از آن در فلز مذاب است [۲۱] و زمان نفوذ کوتاه است پس لایه مربوط به ترکیبات بین‌فلزی، کوچک‌ترین لایه است. بنابراین با شروع جوانه زنی و رشد فاز جامد Al_2Cu، نفوذ اتم‌های مس از سمت لایه مس به طرف آلومینیوم مرکزی محدود می‌شود و ترکیب بین‌فلزی Al_2Cu جامد مانند سدی در برابر نفوذ اتم‌های Cu به درون لایه واکنشی فصل مشترک عمل می‌کند.

شکل ۸ طرح کلی مکانیزم و اولویت تشکیل سه لایه اصلی فصل مشترک را در نمونه‌های دوفلزی Al/Cu تولید شده به روش ریخته‌گری استاتیک را نشان می‌دهد که به‌طور خلاصه به شرح زیر است:

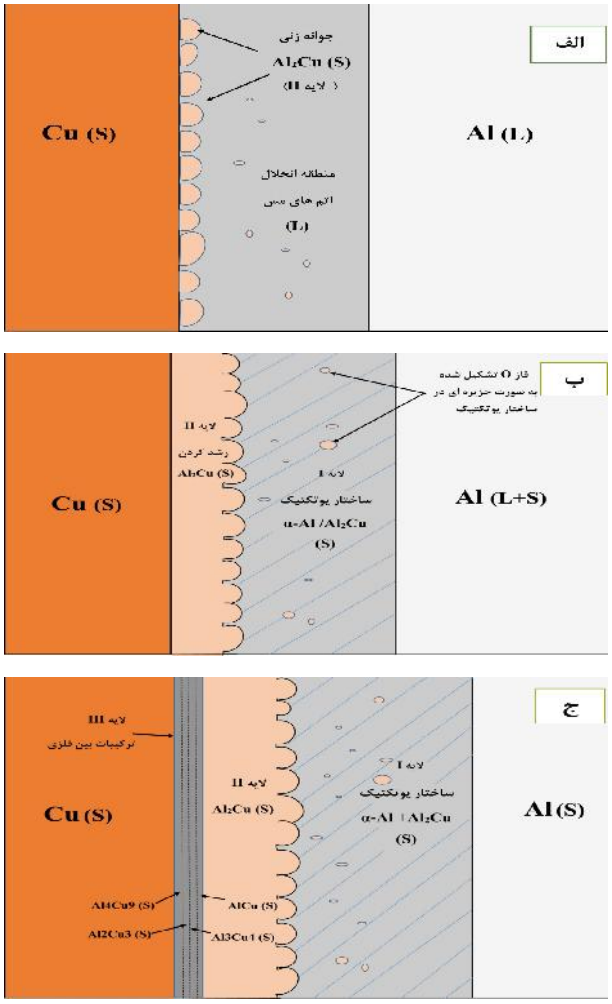
ابتدا در اثر دمای بالای فرایند، اتم‌های مس به سرعت از سطح داخلی پوسته مسی درون آلومینیوم مذاب انحلال پیدا می‌کند و یک منطقه آلیاژی دوتایی Al-Cu با ترکیب هایپریوتکتیک نزدیک سطح داخلی پوسته لوله مسی تشکیل می‌دهد. با شروع فرایند انجماد و با توجه به ترکیب هایپر یوتکتیک مذاب، ابتدا فاز $Al_2Cu(\theta)$ روی جداره داخلی لوله مسی به دلیل ضریب هدایت حرارتی بالای مس با مکانیزم جوانه زنی غیر همگن و رشد به‌وجود می‌آید. در ادامه با کاهش دما به زیر ۵۴۸ درجه‌سانتی‌گراد، فاز یوتکتیک تشکیل می‌شود. در انتها نیز در اثر فرایند نفوذ در هم مس و آلومینیوم، فازهای AlCu، Al_3Cu_4، Al_2Cu_3 و Al_4Cu_9 به‌وسیله استحاله فازی حالت جامد از فاز Al_2Cu تشکیل می‌شوند.

۳-۵- سختی سنجی

نتایج آزمون سختی سنجی نشان داد که ترکیبات و فازهای تشکیل شده در فصل مشترک دارای سختی به مراتب بالاتری نسبت به فلزات پایه مس و آلومینیوم هستند. در این میان سختی ترکیبات بین‌فلزی خالص در لایه III که در مجاورت مس حضور دارند بیشترین مقدار را نشان داد که می‌تواند دارای اثر تعیین‌کننده‌ای در خواص مکانیکی فصل مشترک دوفلزی باشد. از نتایج آزمون سختی سنجی و فازهای تشخیص داده شده به‌وسیله ریزتحلیلگر پروب الکترونی در فصل مشترک می‌توان سختی فازهای تشکیل شده در سه لایه را به شرح زیر از سمت

www.SID.ir

Archive of SID



شکل ۸- تصویر نمادین تشکیل فصل مشترک در دو فلزی Al-Cu به روش ریخته‌گری استاتیک

آلومینیوم به سمت مس تخمین زد.

سختی ویکرز با واحد کیلوگرم نیرو بر میلی متر مربع به‌ترتیب برای Al در محدوده ۳۵ تا ۴۵ ، ترکیب یوتکتیک α-Al/Al_2Cu در محدوده ۱۵۰ تا ۲۵۰ ، ترکیب بین‌فلزی Al_2Cu در محدوده ۴۰۰ تا ۵۰۰ ، ترکیب بین‌فلزی AlCu در محدوده ۸۰۰ تا ۸۵۰، ترکیبات بین‌فلزی $AlCu+Al_2Cu_3$ در محدوده ۹۶۰ تا ۱۰۰۰، ترکیبات بین‌فلزی $Al_2Cu_3+Al_3Cu_4$ در محدوده ۱۱۰۰ تا ۱۲۰۰، ترکیب بین‌فلزی Al_4Cu_9 در محدوده ۷۳۰ تا ۸۰۰ و سختی Cu در محدوده ۷۵ تا ۸۵ است.

سختی بیش‌تر فازهای بین‌فلزی تشکیل شده در لایه‌های II و III می‌تواند دلیل بر چقرمگی شکست پایین‌تر آن‌ها باشد، زیرا به‌دلیل خاصیت تردی و سختی بالاتر این ترکیبات نسبت به لایه یوتکتیک I و هم‌چنین نسبت به آلومینیوم و مس خالص در مقایسه با لایه‌های مجاور خود دارای قابلیت تغییر شکل‌پذیری و خاصیت الاستیسیته ضعیف‌تری هستند. شکل ۹ اثرات آزمون سختی را در در نمونه A800C25 نشان می‌دهد. شماره ۱ با سختی ۵۴۷/۱ ویکرز در منطقه فاز θ و نقطه ۲ با سختی ۷۹۲/۵ احتمالاً با توجه به موقعیت قرارگیری اثر فرورونده مربوط به فاز η است.

۳-۶- مقاومت الکتریکی ویژه

نتایج تغییر در مقاومت ویژه نمونه‌ها با افزایش ضخامت ترکیبات بین‌فلزی در جدول ۲ و شکل ۱۰ نمایش داده شده است. همان‌طور که دیده می‌شود با افزایش ضخامت فصل مشترک، مقاومت الکتریکی ویژه افزایش و رسانایی الکتریکی کاهش می‌یابد.

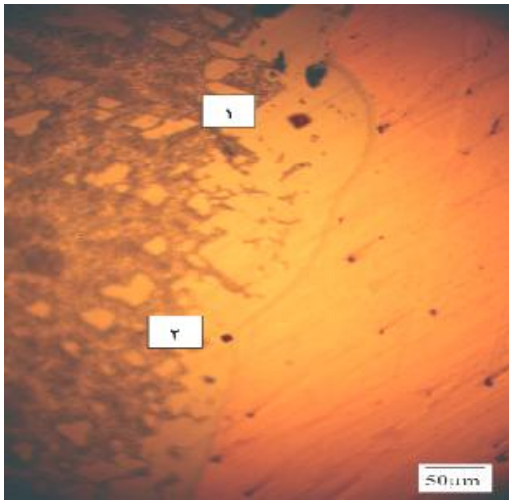
۳-۷- استحکام اتصال

استحکام پیوند نمونه‌ها در جدول ۲ دیده می‌شود. شکل ۱۱ نمودار تغییر استحکام پیوند را بر حسب ضخامت فصل مشترک نشان می‌دهد. همان‌طور که دیده می‌شود با افزایش ضخامت فصل مشترک، استحکام پیوند کاهش می‌یابد.

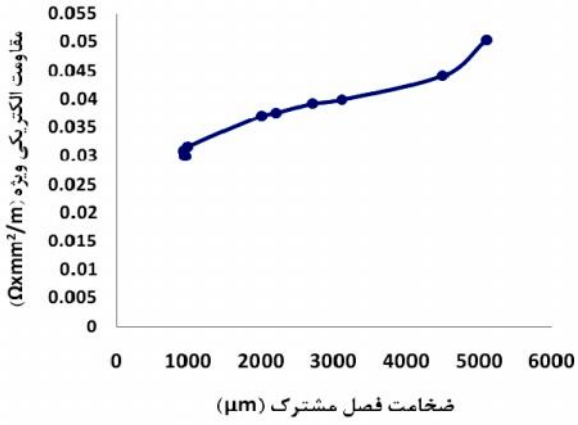
هنگامی که دمای فصل مشترک به زیر دمای یوتکتیک آلیاژ Cu-Al یعنی زیر دمای ۵۴۸ درجه سانتی‌گراد کاهش می‌یابد، فاز یوتکتیک α-Al/Al_2Cu تشکیل می‌شود. با توجه به سختی پایین‌تر ترکیب یوتکتیک به‌دست آمده نسبت به سایر فازهای تشکیل شده دیده می‌شود اگرچه فاز یوتکتیک α-Al/Al_2Cu ضخیم‌ترین لایه است، اما شامل مقدار زیادی α-Al علاوه بر Al_2Cu است که دارای انعطاف‌پذیری مناسبی است و این کمک می‌کند تا لایه I مقاومت تغییر شکل پلاستیک را بالا ببرد. اما از آنجا که لایه‌های II و III از ترکیبات بین‌فلزی خالص تشکیل شده‌اند و سختی به مراتب بالاتری نسبت به لایه I دارند،

www.SID.ir

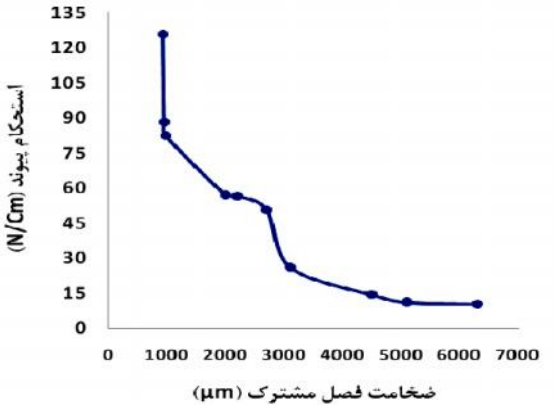
Archive of SID



شکل ۹- اثرات فرورونده هرمی در آزمون ریزسختی سنجی در نمونه A800C25. نقطه ۱ واقع در منطقه فاز θ و نقطه ۲ واقع در منطقه η است.



شکل ۱۰- تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه برحسب ضخامت فصل مشترک



شکل ۱۱- تغییرات استحکام اتصال برحسب ضخامت فصل مشترک

تغییر ضخامت به میزان قابل توجهی روی خواص مکانیکی فصل مشترک تأثیر می‌گذارد. پس به نظر می‌رسد استحکام پیوند فصل مشترک تحت تأثیر ضخامت لایه‌های II و III باشد و لایه I تأثیر قابل ملاحظه‌ای روی استحکام پیوند نداشته باشد.

هم‌چنین از دیاگرام فازی دوتایی مس و آلومینیوم دیده شد که واکنش‌های شیمیایی بین مس و آلومینیوم قادر است به راحتی برای تولید چندین ترکیب بین‌فلزی با ماهیت پیوند غیرفلزی اتفاق بیافتد. به‌عنوان مثال نمونه A800C220 با بیشترین فازهای بین‌فلزی تشخیص داده شده دارای کمترین استحکام پیوند در جدول ۲ بود. بنابراین ترکیب فازی و ریزساختار فصل مشترک نیز از عوامل اصلی مؤثر در استحکام پیوند است.

۴- نتیجه‌گیری

۱- تأثیر دمای پیشگرم مس نسبت به دمای فوق گداز آلومینیوم در تشکیل و رشد فازهای بین‌فلزی در فصل مشترک و افزایش ضخامت آن‌ها به مراتب بیش‌تر است.

۲- فصل مشترک دوفلزی Al/Cu تشکیل شده در اثر فرایند ریخته‌گری مرکب دارای سه لایه اصلی بود که از سمت آلومینیوم مرکزی به طرف مس بیرونی به‌ترتیب، لایه I به‌عنوان ضخیم ترین لایه، شامل ساختار یوتکتیک (α+θ) α-Al/Al_2Cu، لایه II ترکیب بین‌فلزی (θ) Al_2Cu و لایه III به‌عنوان نازک‌ترین لایه شامل چندین ترکیب بین‌فلزی خالص مانند (η) AlCu، (ζ) Al_3Cu_4، (δ) Al_2Cu_3، (γ) Al_4Cu_9 بود، در صورتی‌که در روش‌های جوش حالت جامد فقط لایه‌های II و III مشاهده شده است.

۳- ترکیب بین‌فلزی Al_2Cu(θ) بیشترین سهم را در ترکیبات بین‌فلزی شناسایی شده داشت، زیرا هم در لایه یوتکتیک I و هم در لایه II به‌صورت یک لایه ترکیب بین‌فلزی خالص مجزا شناسایی شده است.

۴- در رابطه با اولویت تشکیل لایه‌های اصلی، با توجه به ترکیب هایپریوتکتیک مذاب در فصل مشترک ابتدا لایه II با

www.SID.ir

Archive of SID

مکانیزم جوانه زنی و رشد روی سطح داخلی لوله مسی، سپس لایه I یوتکتیک با مکانیزم انحلال- انجماد در زیر دمای ۵۴۸°C و در نهایت لایه III با مکانیزم نفوذ و استحاله حالت جامد به‌وجود آمدند.

۵- در لایه III که یک لایه نفوذ کنترل است مشاهده شد در نمونه‌های A700C25، A750C25 و A800C25 ابتدا ترکیبات بین‌فلزی Al_4Cu_9 و AlCu به‌وجود آمدند و در ادامه با افزایش دمای پیشگرم و افزایش محتوای حرارتی فصل مشترک در نمونه‌های A700C400، A750C400 و A800C220 ترکیبات بین‌فلزی Al_3Cu_2 و Al_3Cu_4 تشکیل شدند.

۶- با توجه به آزمون ریزسختی سنجی انجام گرفته، مقدار سختی به‌ترتیب برای Al در محدوده ۳۵ تا ۴۵، ترکیب یوتکتیک α-Al/Al_2Cu در محدوده ۱۵۰ تا ۲۵۰ ، ترکیب بین‌فلزی Al_2Cu در محدوده ۴۰۰ تا ۵۰۰ ، ترکیب بین‌فلزی AlCu در محدوده ۸۰۰ تا ۸۵۰ ، ترکیبات بین‌فلزی $AlCu+Al_2Cu_3$ در محدوده ۹۶۰ تا ۱۰۰۰، ترکیبات بین‌فلزی $Al_2Cu_3+Al_3Cu_4$ در محدوده ۱۱۰۰ تا ۱۲۰۰، ترکیب بین‌فلزی Al_4Cu_9 در محدوده ۷۳۰ تا ۸۰۰ و سختی Cu در محدوده ۷۵ تا ۸۵ با واحد کیلوگرم نیرو بر میلی متر مربع به‌دست آمد.

۷- با افزایش ضخامت فصل مشترک مقاومت الکتریکی ویژه افزایش و رسانایی الکتریکی کاهش یافت.

۸- به‌طورکلی استحکام پیوند فصل مشترک با افزایش در ضخامت لایه ترکیب بین‌فلزی کاهش می‌یابد که در این میان به نظر می‌رسد تأثیر ضخامت لایه‌های II و III بیش‌تر باشد. هم‌چنین ترکیب فازی و ریزساختار فصل مشترک نیز از عوامل مؤثر در استحکام پیوند بود.

واژه‌نامه

1. core-filling casting
2. beam size
3. peeling test
4. load cell

مراجع

1. Eizadjou, M., Kazemi Talachi, A., Danesh Manesh, H., Shakur Shahabi, H. and Janghorban, K., "Investigation of Structure and Mechanical Properties of Multi-Layered Al/Cu Composite Produced by Accumulative Roll Bonding (ARB) Process", *Composites Science and Technology*, Vol. 68, pp. 2003–2009, 2008.
2. Khosravifard, A. and Ebrahimi, R., "Investigation of Parameters Affecting Interface Strength in Al/Cu Clad Bimetal Rod Extrusion Process", *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 493–499, 2010.
3. Liu, H., Ke, F.J. and Pan, H., "Molecular Dynamics Simulation of the Diffusion Bonding and Tensile Behavior of a Cu-Al Interface", *Acta Physica Sinica*, Vol. 56(1), pp. 407-412, 2007.
4. Owczarski W.A. and Paulonis D.F., "Application of Diffusion Welding in the USA", *Welding Journal*, Vol. 62, pp. 22, 1981.
5. Lee, K.S. and Kwon, Y.N., "Solid-State Bonding between Al and Cu by Vacuum Hot Pressing", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 23, pp. 341−346, 2013.
6. Hug, E. and Bellido, N., "Brittleness Study of Intermetallic (Cu, Al) Layers in Copper-Clad Aluminum Thin Wires", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528 , pp. 7103– 7106, 2011.
7. Lee, S., Lee, M.G., Lee, S.P., Lee, G.A., Kim, Y.B., Lee, J.S. and Bae, D.S, "Effect of Bonding Interface on Delamination Behavior of Drawn Cu/Al Bar Clad Material", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 22, pp. s645−s649, 2012.
8. Abbasi, M., Karimitaheri, A. and Salehi, M.T., "Growth Rate of Intermetallic Compounds in Al/Cu Bimetal Produced by Cold Roll Welding Process", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 319, pp. 233-241, 2001.
9. Sheng, L.Y., Yang, F., Xi, T.F., Lai, C. and Ye, H.Q., "Influence of Heat Treatment on Interface of Cu/Al Bimetal Composite Fabricated by Cold Rolling", *Composites Part B*, Vol. 42, pp. 1468-1473, 2011.
10. Chen, H., "Effect of Annealing on the Interfacial Structure of Aluminum-Copper Joints", *Materials Transactions*, Vol. 48, No. 7, pp. 1938 – 1947, 2007.
11. Avitzur, B., *Handbook of Metal Forming Processes*,

www.SID.ir

Archive of SID

Wiley, New York, 1983.

۱۲. صابرپور، ب.، کریمی طاهری، ع. و مهدی اخگر، ج.، "بررسی اثر اکستروژن در کانال زاویه‌دار همسان بر رفتار پیر کرنشی دینامیکی یک آلیاژAl-Mg-Si-Cu"، *نشریه استقلال*، سال ۲۸، شماره ۱، شهریور ۱۳۸۸.

13. Luo, J.T., Zhao, S.J. and Zhang, C.X., "Casting-Cold Extrusion of Al/Cu Clad Composite by Copper Tubes with Different Sketch Sections", *Journal of Central South University of Technology*, Vol.19, pp.882−886, 2012.
14. Mamalis, A.G., Szalay, A., Vaxevanidis, N.M. and Manolakos, D.E. "Fabrication of Bimetallic Rods by Explosive Cladding and Warm Extrusion", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 83, pp. 48–53, 1998.
15. Bereski, S. and Stradomeski, Z., "Quality of Bimetallic Al-Cu Joint after Explosive Cladding", *Journal of Achievement in Materials*, Vol. 22, pp. 73-76, 2007.
16. Zare, G.R., Divandari, M. and Arabi, H., "Investigation on Interface of Al/Cu Couples in Compound Casting", *Materials Science and Technology*, Vol. 29, pp. 190-196, 2013.
17. Papis, K.J.M., Hallstedt, B., Loeffler, J.F. and Uggowitzer, P.J., "Interface Formation in Aluminium–Aluminium Compound Casting", *Acta Materialia*, Vol. 56, p. 3643, 2008.
18. ASM Metals Handbook., *Alloy Phase Diagram*, Vol. 3. Ohio, ASM International;1992
19. Neumann, N.F., *US Patent*, 3421569, 1969.
20. Divandari, M. and Vahid Golpayegani, A.R., "Study of Al/Cu Rich Phases Formed in A356 Alloy by Inserting Cu Wire in Pattern in LFC Process", *Materials and Design*, Vol. 30, pp.3279–3285, 2009.
21. Moreno, D., Garrett, J. and Embury, J.D., "A Technique for Rapid Characterization of Intermetallics and Interfaces", *Intermetallics*, Vol. 7, pp. 1001-1009, 1999.
22. Liang, H., Xue, Z., Wu, C., Liu, Q. and Wu, Y., "Research on Continuous Core-Filling Casting Forming Process of Copper-Clad Aluminum Bimetal Composite Material", *Acta Metallurgica Sinica*, Vol. 23, pp. 206-214, 2010.
23. Shackelford, J.F. and Alexander, W., *Materials Science and Engineering Handbook*, 3rd ed., LLC Boca Raton, 2001.
24. Chen, S., Ke, F., Zhou, M. and Bai,Y., "Atomistic Investigation of the Effects of Temperature and Surface Roughness on Diffusion Bonding Between Cu and Al", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 3169–3175, 2007.
25. Xu, H., Liu, C., Silberschmidt, V.V., Pramana, S.S., White, T.J., Chen, Z. and Acoff , V.L., "Behavior of Aluminum Oxide, Intermetallics and Voids in Cu–Al Wire Bonds", *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 5661–5673, 2011.

www.SID.ir