

بررسی اثر تشکیل ترکیبات بین فلزی روی استحکام و مقاومت الکتریکی دو فلزی Al-Cu تولید شده به روش ریخته‌گری استاتیک ترکیبی

سهیل توسلی^۱، مهرداد عباسی^{۲*}، رامین تهوری^۳

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۰۳/۲۰، ش.ص ۴۴-۲۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۰۸/۱۷)

چکیده

در این پژوهش دو فلزی مس/ آلومینیوم، از روش ریخته‌گری استاتیک ترکیبی تولید، اثرات دمای مذاب آلومینیوم و دمای پیشگرم مس بر روی نوع و ضخامت ترکیبات بین فلزی و همچنین میکروساختار فصل مشترک بین مس و آلومینیوم به وسیله میکروسکوپ نوری و الکترون میکروسکوپ (EPMA) با قابلیت میکرو آنالیز، بررسی شده است. نتایج بیانگر این است که فصل مشترک دو فلزی Al-Cu شامل ساختار یوتکتیک α -Al₂Cu، ترکیب بین فلزی Al₂Cu و یک لایه نازک شامل چندین زیر لایه از ترکیبات بین فلزی در مجاورت مس، شامل ترکیباتی مانند AlCu، Al₃Cu₄، Al₂Cu₃ و Al₄Cu₉ خواهد بود. افزایش دمای مذاب آلومینیوم و دمای پیشگرم مس، منجر به افزایش ضخامت ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک و افزایش مقاومت الکتریکی ویژه گردید که دارای مقادیر بالاتری نسبت به مقاومت الکتریکی محاسبه شده از نظر تئوری بود. استحکام لایه کنی^۴ پیوند نیز با افزایش ضخامت ترکیبات بین فلزی کاهش یافت که در مقایسه با استحکام لایه کنی پیوند نمونه تولید شده به روش جوش سرد نوردی مشاهده شد، هر دو نمودار از استحکام ۱۲۰ N/cm به پایین با افزایش ضخامت فازهای بین فلزی رفتار مشابه یکدیگر نشان می دهند.

واژه‌های کلیدی: ریخته‌گری مرکب، دو فلزی Al/Cu، ترکیبات بین فلزی، استحکام پیوند، مقاومت الکتریکی.

^۱ - دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، کرج، ایران

^۲ - استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، کرج، ایران

^۳ - عضو هیئت علمی، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، کرج، ایران

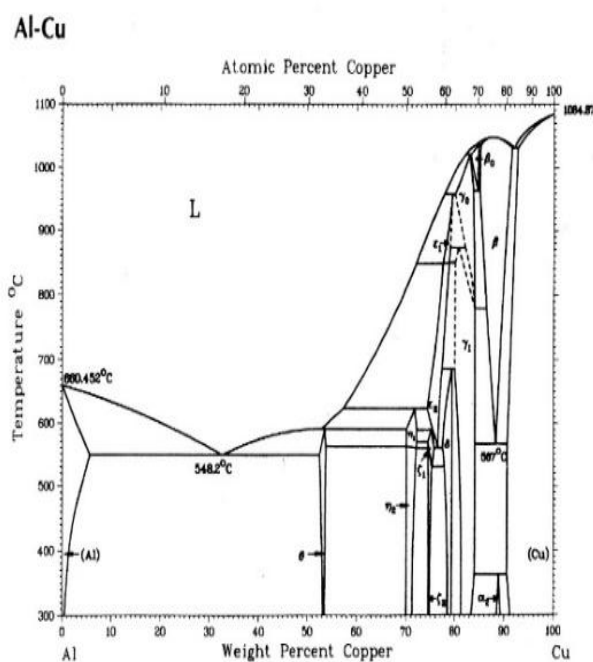
*-نویسنده مسئول مقاله: mabbasi@kiau.ac.ir

^۴ - Bond Peeling Strength

پیشگفتار

طور قابل ملاحظه‌ای با نوع، ضخامت، میکروساختار و ترکیب فازهای بین فلزی فصل مشترک تحت تاثیر قرار می‌گیرد. با توجه به دیاگرام فازی دوتایی Al/Cu نشان داده شده در شکل ۱، فازها و بین فلزی‌های مختلفی بسته به ترکیب شیمیایی و دما ممکن است تشکیل گردد [۱۸]. به عنوان مثال ترکیبات بین فلزی Al_2Cu_3 ، Al_3Cu_4 (ζ)، $AlCu$ (η)، Al_2Cu (θ) (δ) و Al_4Cu_9 (γ) با ساختار کریستالی مختلفی در محدوده‌های غلظتی مشخصی مشاهده می‌گردد.

در مطالعات و تحقیقات انجام شده برای ترکیبات بین فلزی، ساختار کریستالی چند ریختی^۱ و فازهای نیمه پایدار در دیاگرام دوفلزی آلومینیوم- مس گزارش شده است [۱۹] که در جدول ۱ به طور خلاصه قابل مشاهده می‌باشد.



شکل ۱ - دیاگرام تعادلی آلومینیوم- مس [۱۸]

امروزه با توسعه و پیشرفت صنعت و همچنین جهت حفظ منابع، نیاز به استفاده از مواد کامپوزیتی از جمله مواد دو یا چند فلزی، به دلیل دارا بودن خواص و ویژگی‌های قابل توجه آن‌ها در صنایع مختلف رو به افزایش است [۱، ۲]. در این میان دوفلزی Al-Cu با توجه به مزایای رسانایی بالا، خوردگی کم و وزن کم کاربردهای بیش‌تری پیدا کرده و توسعه یافته است [۳]. به منظور تولید دو فلزی‌ها از روش‌های متنوعی می‌توان استفاده نمود که البته باید خواص فیزیکی و مکانیکی فلزات پایه جهت انتخاب روش مناسب مورد توجه قرار گیرد [۴]. محققین فرآیندهای مختلفی را برای تولید دو فلزی Al-Cu مانند جوشکاری نفوذی [۵-۷]، جوش در اثر فرآیند کشش عمیق [۸، ۹]، نورد سرد [۱۰-۱۲]، انواع روش‌های اکستروژن [۱۳-۱۵]، جوشکاری انفجاری [۱۶، ۱۷] و ... مطالعه و بررسی نمودند. به طور کلی در روش جوش دادن حالت جامد، زمان طولانی فرآیند، هزینه عملیاتی بالا، شرایط ابعاد و هندسه خاص به عنوان نقص‌های این فرآیندها گزارش شده است. در مقابل، روش‌های ریخته‌گری با توجه به محدودیت‌های کم‌تر برای کاربردهای صنعتی بیش‌تر مورد توجه قرار گرفته است.

ریخته‌گری مرکب به فرآیند اتصال بین دو فلز یا آلیاژ که یکی از آن‌ها در حالت مذاب و دیگری در حالت جامد است اطلاق می‌گردد که در دسته پیوندهای جامد- مذاب طبقه بندی می‌شوند. تشکیل پیوندهای متالورژیکی در فصل مشترک در اثر نفوذ است که در این روش یک منطقه واکنش نفوذی بین دو ماده تشکیل می‌گردد [۴]. فازهای بین فلزی تولید شده در فصل مشترک بین Al-Cu، باعث کاهش تعداد الکترون‌های آزاد موجود، افزایش مقاومت الکتریکی، کاهش استحکام اتصال و کاهش در انعطاف پذیری می‌گردد، در نتیجه کنترل هسته گذاری و رشد فصل مشترک به منظور کنترل خواص مطلوب مکانیکی، فیزیکی، الکتریکی در تولید این دوفلزی‌ها حائز اهمیت می‌باشد [۷، ۸].

عباسی و همکاران [۱۰] در سال ۲۰۰۱ مشاهده نمودند که خواص فیزیکی و مکانیکی دوفلزی Al-Cu به

^۱ - Polymorphism

زی و همکاران [۱] در سال ۲۰۰۷ با آنالیز کردن واکنش از نقطه ذوب Al تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد مشاهده کردند که وقتی دمای آلومینیوم مذاب در حدود ۷۰۰ درجه سانتیگراد بود، Al مذاب، لوله مسی را به راحتی پر کرد و از واکنش شدید بین Cu و Al جلوگیری گردید.

در مطالعه حاضر سعی شده با دقت بیشتری فازها را به کمک آنالیز EPMA شناسایی کرده و اثر دمای فوق گداز آلومینیوم، دمای پیشگرم مس جامد روی تشکیل فازها، ریزساختار، ضخامت فصل مشترک و همچنین تاثیر عوامل مذکور روی مقاومت الکتریکی ویژه و استحکام پیوند دوفلزی Al-Cu مورد بررسی قرار می‌گیرد.

دیواندری و گلپایگانی [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 که اگر ماتریکس، آلیاژ آلومینیوم باشد در یک منطقه کوچک اطراف سیم مسی وارد شده، احتمال تشکیل فازها و ترکیبات بین فلزی بسیاری از Al-Cu وجود دارد که فازهای $Al_2Cu(\theta)$ ، $Cu_3Al_2(\delta)$ ، $AlCu(\eta_2)$ و یوتکتیک $Al_2Cu/Al(Cu)$ به همراه ذرات سیلیسیم تشخیص داده شد. در دیگر تحقیقات انجام شده [۲۰-۲۳]، در فصل مشترک دوفلزی Al-Cu تولید شده به روش ریخته‌گری در شرایط مختلف، برخی ترکیبات بین فلزی مانند $Al_2Cu(\theta)$ ، $AlCu(\eta_2)$ ، $Cu_3Al_2(\delta)$ ، $Al_4Cu_9(\gamma)$ و ساختار یوتکتیک $\alpha-Al/Al_2Cu(\alpha+\theta)$ تشخیص داده شده‌اند.

جدول ۱- مشخصات کریستالوگرافی ترکیبات بین فلزی Al-Cu [۱۹]

ترکیبات Al-Cu	نسبت اتمی Cu به Al	ساختار کریستالی	تعداد اتم در سلول واحد	حجم سلول واحد ^a (Å ³)
Cu	-	fcc	۴	۴۷/۲۴
Al	-	fcc	۴	۶۶/۴۱
Al ₂ Cu	۰/۵	Tetragonal	۳	۴۴/۰۶
		Tetragonal	۱۲	۱۷۹/۵۲
Al ₃ Cu ₂	۰/۶۷	Trigonal	۵	۷۴/۳۸
AlCu	۱	Monoclinic	۲۰	۲۸۰/۶۲
Al ₉ Cu _{11.5}	۱/۲۸	Orthorhombic	۲۱	۲۸۷/۴۹
Al ₃ Cu ₄	۱/۳۳	Orthorhombic	۸۳	۱۱۵۳/۰۴
Al ₂ Cu _{3.4}	۱/۷	Hexagonal	۵	۷۵/۳۷
Al ₄ Cu ₉	۲/۲۵	Cubic	۵۲	۶۶۰/۰۵
AlCu ₃	۳	Cubic	۱۶	۱۹۷/۱۴
		Orthorhombic	۸	۹۹/۶۱

در ۴۰۰ درجه سانتیگراد با دامنه خطا $\pm 5^{\circ}\text{C}$ تولید گردید. نتایج آزمون‌های انجام شده در جدول ۳ نشان داده شده است. در نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای مذاب آلومینیوم 800°C با توجه به محتوای حرارتی بالا در فصل مشترک که منجر به سوراخ شدن جداره لوله مسی و انهدام نمونه‌های با پیشگرم مس بالای ۲۲۰ درجه گردید، آزمون‌ها روی نمونه‌های A800C300 (شکل ۵ ب) با پیشگرم مس 300°C و A800C400 با پیشگرم مس 400°C انجام نشد. ضخامت فصل مشترک نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای پیشگرم مس ۱۰۰ و 300°C درجه سانتیگراد نیز اندازه گیری شد که در نمودار شکل ۴ نشان داده شده است. به منظور مطالعه ساختار فصل مشترک به وسیله میکروسکوپ نوری مقطع عرضی نمونه‌ها بریده شده و با محلول $\text{HF}(48\%)(1\text{mL}):\text{HNO}_3(68\%)(2.5\text{mL}):\text{H}_2\text{O}(95\text{mL})$ اچ گردیدند. با استفاده از آنالیز نقطه‌ای و خطی میکرو آنالیزور پروب الکترونی^۱ EPMA، بر پایه دقت WDS^۲ و اندازه پرتو^۳ ۱ تا ۳ میکرون و دامنه خطای ۰.۳٪، ریز ساختار، ضخامت لایه واکنشی، ترکیب استکیومتری فازهای بین فلزی تشکیل شده و نحوه توزیع عناصر در فصل مشترک بررسی گردید. مقاومت الکتریکی ویژه به وسیله دستگاه سنجش مقاومت مجهز به یک میکرو اهم متر دقیق با اعمال شدت جریان (I) ۶ آمپر و اندازه گیری طول (L) بین دو نقطه و محاسبه سطح مقطع نمونه (S) از طریق رابطه‌های ۱ و ۲ به طور تجربی به دست آمد. R مقاومت الکتریکی، ΔV اختلاف پتانسیل، I شدت جریان، ρ مقاومت الکتریکی ویژه، S سطح مقطع و L فاصله بین دو نقطه انتخابی روی نمونه می باشد.

$$R = \Delta V / I \quad (1)$$

$$\rho = R \cdot S / L \quad (2)$$

در پایان مقاومت الکتریکی ویژه به دست آمده با مقاومت الکتریکی محاسبه شده از طریق تئوری و همچنین استحکام اتصال به دست آمده با استحکام پیوند حاصل شده از روش جوش سرد نوردی [۱۰] مقایسه می‌گردد.

مواد و روش‌ها

آلومینیوم و مس تقریباً خالص مناسب برای مصارف الکتریکی با مشخصات نشان داده شده در جدول ۲ برای تولید میله دوفلزی Al/Cu مورد استفاده قرار گرفتند.

جدول ۲ - مشخصات آلیاژهای مس و آلومینیوم مورد استفاده

ماده	کاربرد	ترکیب شیمیایی
لوله مس UNS C11000	لایه بیرونی	$\text{Cu } 99.9\% - \text{P } 0.004\% - \text{O } 0.04\%$
آلومینیوم ۱۰۵۰ UNS A91050	هسته مرکزی	$\text{Al } 99.5\% - \text{Zn } 0.05\% - \text{Mg } 0.05\% - \text{Mn } 0.05\% - \text{Fe } 0.4\% - \text{Si } 0.25\%$

در این مطالعه میله دوفلزی Al/Cu با روکش مسی با قطر خارجی ۱۵/۸۷ میلی‌متر و ضخامت لوله مسی ۱ میلی‌متر به وسیله ریخته‌گری استاتیک آلومینیوم درون لوله مسی با طول ۲۰۰ میلی‌متر تولید گردید. لازم به ذکر است به دلیل حساسیت اندازه گیری مقاومت الکتریکی ویژه، قطر خارجی لوله مسی با دقت ۰/۰۱ میلی‌متر لحاظ شده است. در ابتدا سطح داخلی لوله مسی به منظور چربی زدایی و از بین بردن لایه اکسیدی و زدودن لایه‌های آلودگی با محلول اسید نیتریک ۱۰ درصد شستشو گردید. لوله مسی قبل از ریختن مذاب آلومینیوم تا درجه حرارت‌های مختلفی پیشگرم شد. در انتها برای ساختن دوفلزی Al/Cu، آلومینیوم مذاب به روش ریخته‌گری استاتیک به درون لوله مسی ریخته‌گری و در ادامه پس از ۶۰ ثانیه از پایان ریخته‌گری، در ماسه مرطوب تا دمای محیط سرد گردید.

نمونه‌هایی در دماهای فوق گداز آلومینیوم شامل 700°C ، 750°C ، 800°C با دامنه خطا اندازه گیری $\pm 10^{\circ}\text{C}$ و دماهای پیشگرم لوله مسی به ترتیب بدون پیشگرم کردن (در دمای محیط ۲۵)، ۱۰۰، ۲۰۰، ۳۰۰ و

¹ - Electron Probe Micro-Analysis

² - Wavelength-Dispersive X-Ray Spectroscopy

³ - Beam size

جدول ۳ - نتایج آزمون‌های انجام شده با تغییر دمای مذاب آلومینیوم و پیشگرم مس

فازهای تشکیل شده	میانگین استحکام پیوند (N/Cm)	مقاومت الکتریکی ویژه ρ ($\Omega \times \text{mm}^2/\text{m}$)	ضخامت میانگین لایه ترکیبات بین فلزی خالص (μm)	ضخامت متوسط کل فصل مشترک (μm)	دمای مس $^{\circ}\text{C}$	دمای آلومینیوم $^{\circ}\text{C}$	نمونه	ردیف
$\alpha+\theta - \text{Al}_2\text{Cu}-\text{AlCu}-\text{Al}_4\text{Cu}_9$	۱۲۵	۰/۰۳۰۸	۶	۹۳۰	۲۵	۷۰۰	A700C25	۱
-	۵۷	۰/۰۳۶۹	-	۲۰۰۰	۲۲۰	۷۰۰	A700C220	۲
$\alpha+\theta-\text{Al}_2\text{Cu}-\text{AlCu}-\text{Al}_2\text{Cu}_3-\text{Al}_4\text{Cu}_9$	۲۶	۰/۰۳۹۸	۹/۵	۳۱۰۰	۴۰۰	۷۰۰	A700C400	۳
$\alpha+\theta - \text{Al}_2\text{Cu}-\text{AlCu}-\text{Al}_4\text{Cu}_9$	۸۸	۰/۰۲۹۹	۷	۹۵۰	۲۵	۷۵۰	A750C25	۴
-	۵۶	۰/۰۳۷۵	-	۲۲۰۰	۱۰۰	۷۵۰	A750C100	۵
-	۵۰	۰/۰۳۹۱	-	۲۷۰۰	۲۰۰	۷۵۰	A750C200	۶
$\alpha+\theta-\text{Al}_2\text{Cu}-\text{AlCu}-\text{Al}_2\text{Cu}_3-\text{Al}_4\text{Cu}_9$	۱۴	۰/۰۴۴	۱۲/۵	۴۵۰۰	۴۰۰	۷۵۰	A750C400	۷
$\alpha+\theta - \text{Al}_2\text{Cu}-\text{AlCu}-\text{Al}_4\text{Cu}_9$	۸۲	۰/۰۳۱۵	۷/۵	۹۸۰	۲۵	۸۰۰	A800C25	۸
$\alpha+\theta-\text{Al}_2\text{Cu}-\text{AlCu}-\text{Al}_3\text{Cu}_4-\text{Al}_2\text{Cu}_3-\text{Al}_4\text{Cu}_9$	۱۱	۰/۰۵۰۲	۱۴	۵۱۰۰	۲۲۰	۸۰۰	A800C220	۹

\bar{F} مقدار متوسط نیروی کششی از میانگین نیروهایی که به طور لحظه‌ای توسط دستگاه کشش نمایش داده می‌شد

به دست آمد و L_b به عنوان عرض بین دو شیار ایجاد شده روی میله دوفلزی، در واقع طول پیوند بین لایه‌های مس و آلومینیوم بود.

نتایج و بحث

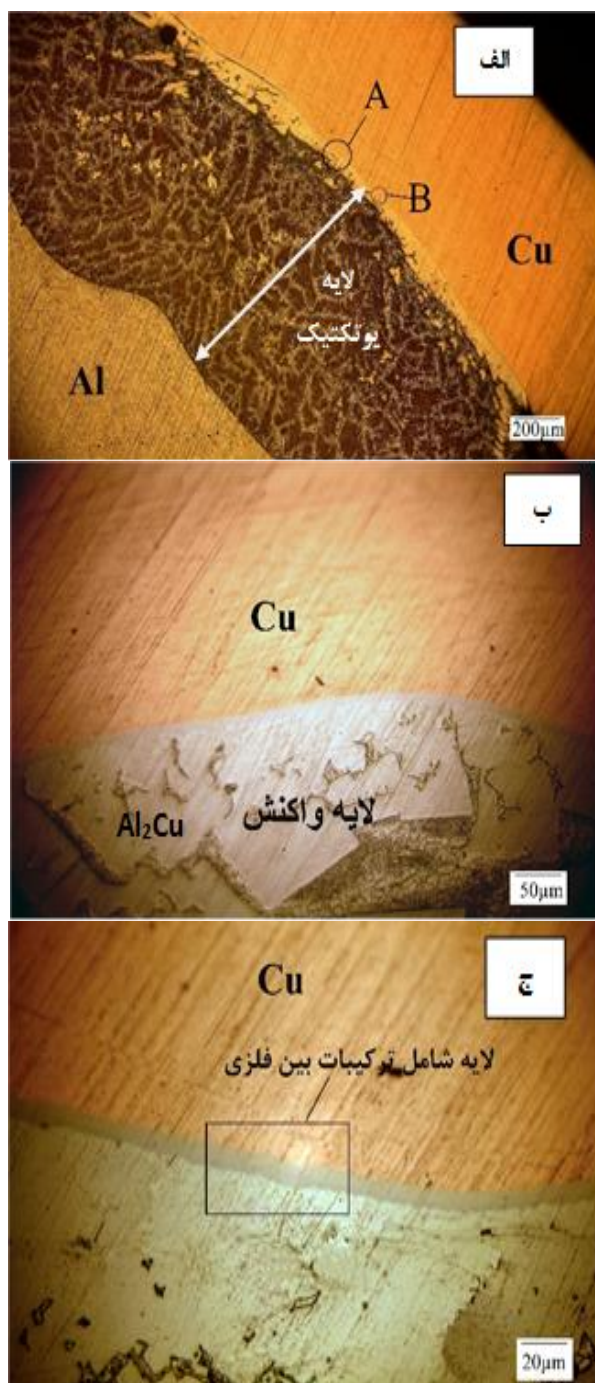
ایجاد فصل مشترک Al-Cu در روش ریخته‌گری

بعد از عملیات ریخته‌گری و پر شدن قالب، انجماد از دیواره‌های قالب مسی شروع می‌شود. با تماس مذاب آلومینیوم با جداره داخلی لوله مسی جامد، محتوای

آزمون سختی سنجی ویکرز برای به دست آوردن سختی فازهای تشکیل شده در یک بارگذاری نیروی ۱۰ گرم و زمان ۱۵ ثانیه انجام گردید. عدد سختی (VH) بر حسب کیلوگرم نیرو بر میلی‌متر مربع محاسبه گردید. در پایان استحکام پیوند به وسیله آزمون لایه کنی توسط یک دستگاه لود سل ۱۰۰۰ نیوتنی با دقت ۰/۰۱ نیوتن مطالعه و بررسی گردید. استحکام پیوند که عبارت از نیروی لازم برای لایه کنی در واحد طول پیوند بود بر اساس رابطه (۳) به دست آمد.

$$F_b = \frac{\bar{F}}{L_b} \quad \text{N/cm} \quad \text{بر حسب (۳)}$$

$\text{AlCu}(\eta)$, $\text{Al}_2\text{Cu}(\theta)$, $\alpha\text{-Al}_2\text{Cu}$ ($\alpha+\theta$)
 Al_4Cu_9 (γ), Al_2Cu_3 (δ) شناسایی گردید.



شکل ۲- ریز ساختار نمونه A700C25 (الف) لایه فصل مشترک (ب) منطقه A (ج) منطقه B

حرارتی مذاب از طریق مناطق در تماس به مس جامد انتقال می‌یابد. 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 می‌گردند. با شروع فرآیند انجماد به تدریج از انحلال اتم‌های مس درون مذاب کاسته می‌شود و ترکیبات بین فلزی با توجه به دیاگرام دوتایی آلومینیوم/مس (شکل ۱) در فصل مشترک تشکیل خواهد شد.

شکل ۲، تصویر میکروسکوپ نوری فصل مشترک بین آلومینیوم و مس را در نمونه A700C25 نشان می‌دهد. همان گونه که دیده می‌شود، ۳ لایه با ضخامت‌های مختلف در فصل مشترک قابل تشخیص می‌باشد. آزمون EPMA برای شناسایی این لایه‌ها اجرا شد که دقت بسیار بالاتری نسبت به شناسایی فازها از روش SEM/EDS دارد. لایه‌ها به ترتیب از سمت آلومینیوم به سمت مس شامل ترکیب یوتکتیک $\alpha\text{-Al}/\text{Al}_2\text{Cu}$ ($\alpha+\theta$) به عنوان ضخیم‌ترین لایه، لایه ترکیب بین فلزی Al_2Cu (شکل ۲-ب) و یک لایه نازک ترکیبات بین فلزی در مجاورت مس (شکل ۲-ج) است. در این لایه نازک کناری، ترکیبات بین فلزی $\text{AlCu}(\eta)$ و Al_4Cu_9 (γ) به وسیله آزمون الکترون میکروسکوپ EPMA شناسایی شد که در شکل ۳(الف) نشان داده شده است.

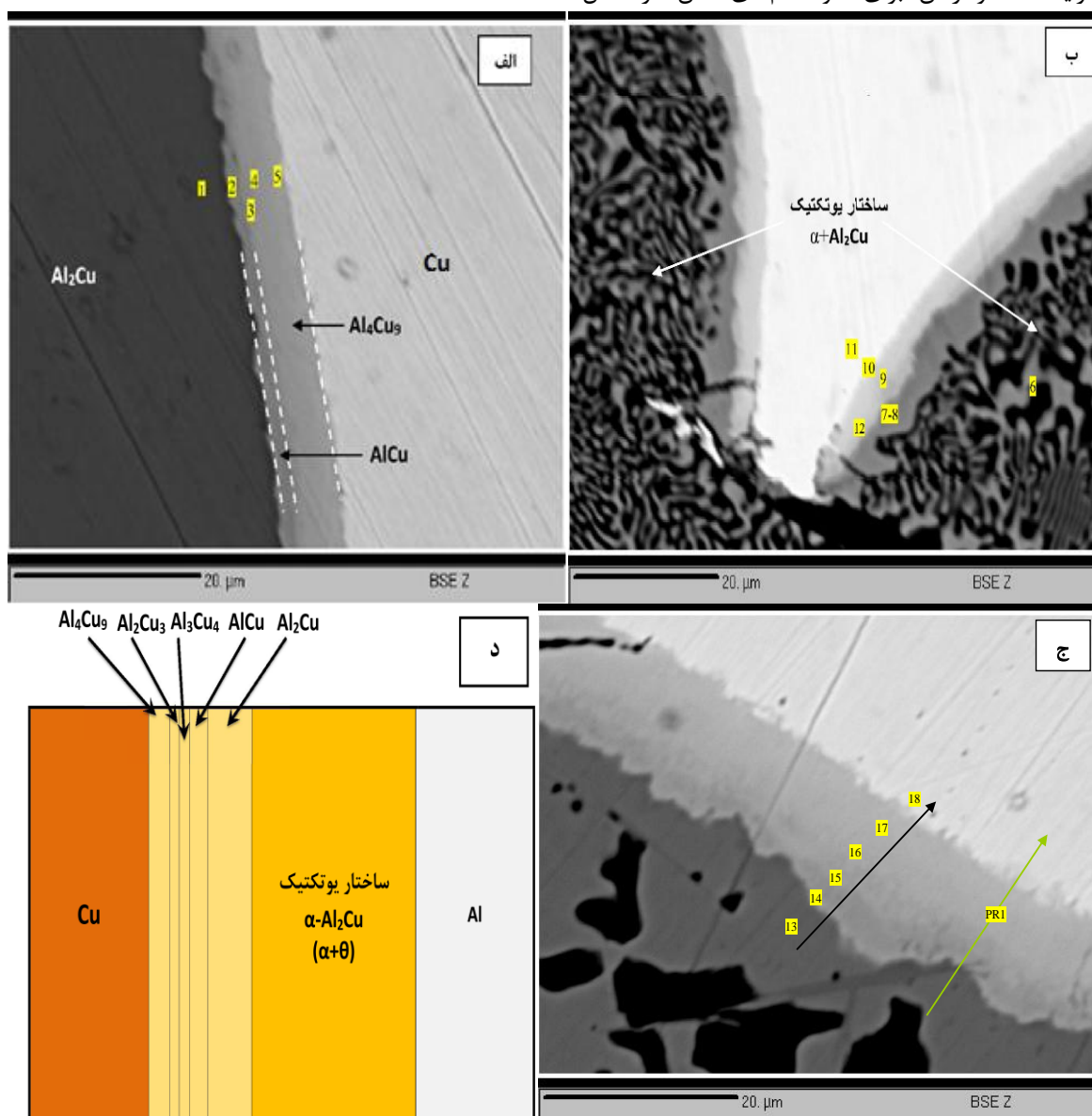
در شکل ۳(ب) مربوط به نمونه A700C400، از سمت آلومینیوم به طرف مس به ترتیب ترکیب یوتکتیک $\alpha\text{-Al}_2\text{Cu}$ ، ترکیبات بین فلزی خالص AlCu ، Al_2Cu_3 و Al_4Cu_9 شناسایی گردیده است.

ترکیبات بین فلزی در نقاط ۱ تا ۱۸ در شکل ۳ توجه به آنالیز نقاط و دیاگرام فازی دوتایی Al-Cu در جدول ۴ دیده می‌شود.

از نتایج نشان داده شده در جدول ۳ مشاهده می‌گردد، تمامی نمونه‌هایی که با دماهای مذاب آلومینیوم ۷۰۰، ۷۵۰ و ۸۰۰ درجه سانتیگراد و در شرایط بدون پیشگرم کردن لوله مسی (در دمای محیط 25°C) ریخته‌گری گردیده‌اند، ساختار فصل مشترک از سمت آلومینیوم به طرف مس شامل ترکیبات $\alpha\text{-Al}_2\text{Cu}$ ($\alpha+\theta$)، $\text{Al}_2\text{Cu}(\theta)$ ، $\text{AlCu}(\eta)$ و Al_4Cu_9 (γ) می‌باشد و در نمونه‌های A700C400 و A750C400 ترکیبات

مشترک و تشکیل یک لایه مجزا از فاز Al_3Cu_4 (ζ) مناسب بوده است. محل تشکیل فازها نیز به صورت شماتیک در شکل ۳ (د) نشان داده شده است.

اما بیشترین تعداد ترکیبات در نمونه A800C220 تشخیص داده شد که افزون بر ترکیبات بین فلزی ذکر شده در نمونه‌های قبلی، یک لایه بسیار نازک ترکیب بین فلزی Al_3Cu_4 (ζ) نیز در نقطه ۱۵ شکل ۳ (ج) به وسیله آزمون EPMA تشخیص داده شد. افزایش محتوای حرارتی فصل مشترک در نمونه A800C220 نشان داد، شرایط دما و زمان برای نفوذ اتم‌های مس در فصل

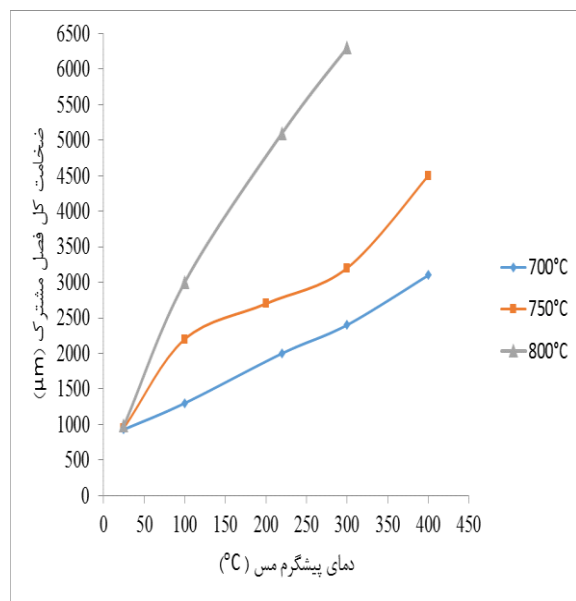


شکل ۳- الف) لایه مجاور مس در فصل مشترک نمونه A700C25 (ب) بخشی از لایه فصل مشترک نمونه A700C400 (ج) قسمتی از فصل مشترک نمونه A800C220 (د) شکل شماتیکی فصل مشترک

۲۰۰ میکرومتر است و ضخامت لایه ترکیبات بین فلزی خالص کناری نیز در جدول ۳ قابل مشاهده می‌باشد.

اثر دمای ریخته‌گری مذاب آلومینیوم

بررسی نمونه‌های ریخته‌گری شده به روش استاتیک در دماهای مختلف آلومینیوم مذاب نشان داد دمای پائین مذاب، منجر به کم شدن سیالیت مذاب آلومینیوم در پر کردن لوله مسی می‌گردد (زیر ۶۷۵ درجه سانتیگراد) که این عامل باعث عدم اتصال مناسب می‌گردد.



شکل ۴- تغییر ضخامت فصل مشترک بر حسب دمای پیشگرم مس در دماهای مذاب آلومینیوم ۷۰۰°C، ۷۵۰°C، ۸۰۰°C

در مقابل دیده شد که افزایش دمای آلومینیوم مذاب، باعث افزایش ضخامت فصل مشترک، ایجاد و رشد فازهای بین فلزی ترد در میله دوفلزی تولید شده می‌گردد. برای بررسی تاثیر دمای آلومینیوم مذاب بر روی فصل مشترک، نمونه‌های A700C25، A750C25 و A800C25 که در دماهای مختلف فوق‌گداز آلومینیوم و همگی در شرایط بدون پیشگرم مس در دمای محیط (۲۵ °C) ریخته‌گری شدند، مقایسه گردیدند.

در نمونه A700C25 با دمای مذاب آلومینیوم ۷۰۰°C و بدون پیشگرم لوله مسی، ضخامت فصل مشترک در حدود ۹۳۰ میکرومتر و ضخامت لایه ترکیبات بین فلزی کناری در حدود ۶ میکرومتر به دست آمد. با افزایش

جدول ۴- نتایج اسکن نقطه ای EPMA شکل ۳

آنالیز نقاط ۳ تا ۱۰ (درصد وزنی)			
شماره نقطه.	Al	Cu	فاز
۱	۴۴.۹۴	۵۳.۸۵	Al ₂ Cu
۲	۳۳.۳۹	۶۷.۵	AlCu
۳	۲۲.۱۷	۷۸.۳۱	Al ₄ Cu ₉
۴	۲۰.۳۱	۸۰.۰۶	Al ₄ Cu ₉
۵	۱۹.۰۱	۸۲.۰۱	Al ₄ Cu ₉
۶	۶۸.۱۸	۳۳.۵۴	α-Al ₂ Cu
۷	۴۵.۰۷	۵۶.۰۳	Al ₂ Cu
۸	۴۴.۸	۵۴.۲۱	Al ₂ Cu
۹	۲۲.۱۸	۷۸.۵۴	Al ₂ Cu ₃
۱۰	۱۹.۰۸	۷۹.۲۱	Al ₄ Cu ₉
۱۱	۱.۷۴	۹۶.۶۷	Cu
۱۲	۲۸.۵۵	۷۱.۷	AlCu
۱۳	۵۰.۰۳	۵۰.۶۷	Al ₂ Cu
۱۴	۳۴.۶۵	۶۴	AlCu
۱۵	۲۳.۷۵	۷۵.۹۱	Al ₃ Cu ₄
۱۶	۲۱.۵۷	۷۷.۸۳	Al ₂ Cu ₃
۱۷	۱۹.۵۱	۷۹.۸۸	Al ₄ Cu ₉
۱۸	۰.۰۲	۹۸.۸۶	Cu

ضخامت لایه واکنشی نفوذی در فصل مشترک

در اتصال به روش ریخته‌گری مرکب، به دلیل اینکه فصل مشترک در دمای بالا تشکیل شده، اتم‌های مس می‌تواند در آلومینیوم مذاب با سرعت مناسبی نفوذ کند.

در نتیجه فصل مشترک میله دوفلزی تولید شده دارای ضخامت زیادی می‌باشد. میانگین ضخامت لایه فصل مشترک نمونه‌ها در جدول ۳ قابل مشاهده می‌باشد. شکل ۴ نمودار تغییر ضخامت لایه فصل مشترک نمونه‌های دوفلزی Al-Cu تولید شده در دماهای ریخته‌گری ۷۰۰، ۷۵۰ و ۸۰۰ درجه سانتیگراد در دماهای پیشگرم مس ۲۵ تا ۴۰۰ درجه سانتیگراد را نشان می‌دهد. همان گونه که دیده می‌شود نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای ۸۰۰ درجه سانتیگراد دارای بیش‌ترین رشد ضخامت لایه فصل مشترک در بین دیگر نمونه‌ها می‌باشند. ضخامت ترکیب بین فلزی Al₂Cu برای اکثر نمونه‌ها بین ۸۰ تا

دمای آلومینیوم به ۷۵۰ درجه سانتیگراد و شرایط بدون پیشگرم لوله مسی برای نمونه A750C25، ضخامت فصل مشترک تقریباً به ۹۵۰ میکرومتر و ضخامت لایه ترکیبات بین فلزی در مجاورت مس به حدود ۷ میکرومتر رسید که مشاهده می‌شود، ضخامت فصل مشترک در حدود ۲/۱۵ درصد اضافه گردید و در نمونه A800C25 در شرایط مذاب آلومینیوم ۸۰۰ درجه سانتیگراد و بدون پیشگرم کردن لوله مسی، ضخامت فصل مشترک حدود ۹۸۰ میکرومتر و لایه ترکیبات بین فلزی کناری در حدود ۷/۵ اندازه گیری گردید که در مقایسه با نمونه A750C25 ضخامت فصل مشترک فقط در محدوده ۳/۱۶ درصد افزایش یافته است.

اثر دمای پیشگرم لوله مسی

بررسی نمونه‌ها نشان می‌دهد که افزایش دمای پیشگرم مس، منجر به افزایش ضخامت فصل مشترک می‌گردد. همان گونه که مشاهده شد، در دوفلزی آلومینیوم/مس تشکیل ترکیبات بین فلزی به وسیله نفوذ Cu کنترل می‌شود. به دلیل اینکه اتم‌های Cu دارای شعاع کوچکتر (۰/۱۲۸ nm) نسبت به اتم‌های Al (۰/۱۴۳ nm) هستند [۱۹]، پس این بدیهی می‌باشد که برای اتم‌های کوچکتر (Cu) نفوذ کردن به سمت ناحیه از اتم‌های بزرگتر (Al) راحت‌تر می‌باشد. از طرف دیگر، نقطه ذوب Cu بیشتر از Al است پس شکستن پیوندهای بین اتم‌های Cu نسبت به اتم‌های Al سخت‌تر می‌باشد که برای اتم‌های Al نفوذ کردن به سمت شبکه Cu را مشکل‌تر می‌سازد. در مقابل، پیوندها در Al ضعیف‌تر هستند و تشکیل جای خالی در Al نسبت به Cu آسان‌تر است [۲۴]. همه موارد اشاره شده در نفوذ بیشتر اتم‌های Cu درون Al موثر می‌باشد. بنابراین، افزایش دمای مس می‌تواند اتم‌های بیش‌تری از Cu برای نفوذ درون فصل مشترک Al-Cu را تحریک کند.

در نمونه‌های ریخته‌گری شده با دمای مذاب آلومینیوم ۷۰۰ درجه سانتیگراد با افزایش دمای پیشگرم لوله مسی تا ۴۰۰ درجه سانتیگراد، ضخامت فصل مشترک از ۹۳۰ میکرومتر به ۳۱۰۰ میکرومتر رسید که تقریباً ۳/۳ برابر افزایش مشاهده شد. در نمونه‌های ریخته‌گری شده با دمای آلومینیوم ۷۵۰ درجه سانتیگراد با پیشگرم لوله

شکل ۵ نشان می‌دهد که در برخی از مناطق، دمای پیشگرم بالا برای لوله مسی، باعث تمرکز حرارتی می‌گردد که این امر، سبب ایجاد ذوب موضعی در سطح داخلی لوله مسی می‌گردد که این خود، منجر به از بین رفتن هم مرکزی میله دوفلزی تولید شده از لحاظ میکروسکوپی می‌گردد. در واقع غیریکنواختی ضخامت لایه واکنش در اطراف لوله مسی، نشان دهنده ذوب، انحلال موضعی و توزیع غیر یکنواخت حرارت در نقاط مختلف لوله مسی جامد در حین ریخته‌گری و انجماد می‌باشد.

در شکل ۵ (الف) لایه سیاه رنگ قابل مشاهده در مرز بین مس و آلومینیوم در نواحی که ذوب موضعی مس رخ داده، به نظر می‌رسد مربوط به لایه اکسیدی باشد که در حین ریخته‌گری به وجود آمده است.

با توجه به نتایج به دست آمده دیده می‌شود، اگرچه افزایش دمای مذاب آلومینیوم منجر به افزایش ضخامت لایه‌های ترکیب بین فلزی می‌گردد؛ اما در مقایسه با دمای پیشگرم لوله مسی اثر زیادی روی رشد ضخامت فصل مشترک و لایه‌های ترکیب بین فلزی 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 گردد. افزایش دمای مذاب آلومینیوم به تنهایی در شرایط بدون پیشگرم، باعث رشد تدریجی ضخامت ترکیبات بین فلزی و فصل مشترک می‌شود.

بنابراین، انتظار می‌رود که اتم‌های آهن از سمت آلومینیوم مذاب به سمت مس جامد با درصد آهن کم‌تر نفوذ کند. با توجه به اینکه ضریب نفوذ عناصر در فلز مذاب ۵ تا ۶ برابر بیش‌تر از حالت جامد می‌باشد [۲۲] اتم‌های آهن از سمت مذاب آلومینیوم شروع به نفوذ به سمت مس جامد می‌کند و در حین انجماد با گذشت زمان، فازهای بین فلزی جامد در مجاورت مس شروع به جوانه زنی و رشد می‌کنند که با توجه به ضریب نفوذ کم‌تر در جامدات از سرعت نفوذ با گذشت زمان کاسته می‌شود. همان‌گونه که در جدول ۵ و شکل ۶ دیده می‌شود، عنصر آهن بیش‌تر در ترکیبات بین فلزی، در حین انجماد تجمع کرده که با توجه به ساختار کریستالی ترکیبات (جدول ۱) و اولویت تشکیل فازها در ۳ لایه اصلی می‌توان به شرح زیر توضیح داد:

پس از انجماد لایه یوتکتیکی با فرآیند انجماد سریع، ابتدا فاز Al_2Cu به دلیل انرژی تشکیل پایین‌تر نسبت به دیگر فازها شروع به جوانه زنی و رشد بر روی سطح داخلی لوله مسی می‌کند [۱۲، ۱۹] و پس از آن دیگر ترکیبات بین فلزی مانند $AlCu$ و Al_4Cu_9 در اثر استحاله حالت جامد با نفوذ عنصر مس درون فاز Al_2Cu تشکیل می‌شوند.

در مرحله انجماد، تشکیل و رشد فاز θ به عنوان فاز جامد نفوذی، همان‌گونه که به عنوان سدی برای نفوذ اتم‌های Cu به درون لایه واکنشی در فصل مشترک در حین انجماد عمل می‌کند، می‌تواند مانعی برای نفوذ اتم‌های آهن درون مس نیز گردد. دمای بالای فصل مشترک مربوط به فرآیند ریخته‌گری و ضریب فشردگی کم‌تر Al_2Cu با ساختار تتراگونال با توجه به جدول ۱ که در محدوده $0.066-0.068 \text{ atm/A}^{0.3}$ به دست آمد تصور می‌گردد، نفوذ برای عنصر آهن در فاز θ نسبت به فازهای η و γ شناسایی شده در فصل مشترک راحت‌تر باشد.



شکل ۵-الف) تصویر میکروسکوپی ذوب موضعی مس در نمونه A800C220 (ب) ذوب موضعی در نمونه ریخته‌گری شده با دمای $Al\ 800^{\circ}C$ و دمای $Cu\ 220^{\circ}C$

تجمع عنصر آهن در فصل مشترک

شکل ۶ مربوط به ناحیه‌ای از نمونه A800C220 می‌باشد. آنالیز نقاط برچسب خورده در آن در جدول ۵ نشان داده شده است. در آنالیز خطی PR1 همان‌گونه که مشاهده می‌شود، اتم‌های آهن در لایه ترکیبات بین فلزی تجمع کرده که بر خلاف انتظار می‌باشد؛ زیرا از لحاظ ترمودینامیکی عناصر از غلظت زیاد به کم تمایل به نفوذ دارند.

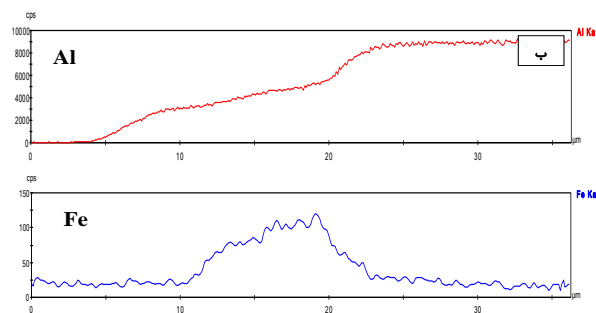
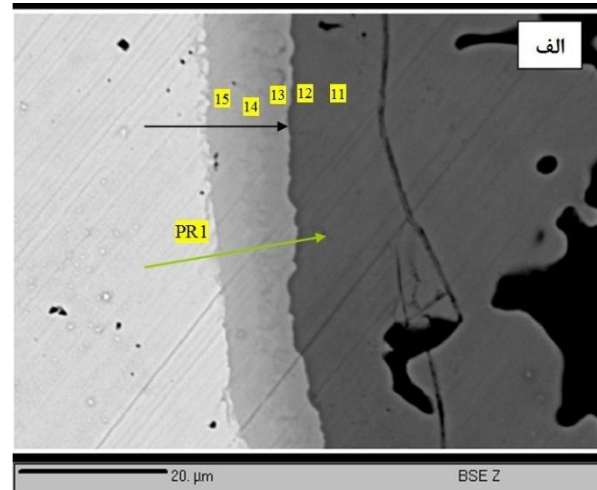
در ترکیبات شیمیایی آلومینیوم و مس اولیه، درصد عنصر آهن در آلومینیوم در حدود 0.4% و با توجه به نتایج آنالیز EPMA در مس کم‌تر از 0.2% به دست آمد. پس همان‌گونه که دیده می‌شود، درصد عنصر آهن در آلومینیوم پایه به مراتب بیش‌تر از مقدار عنصر آهن موجود در مس پایه است.

با توجه به ضریب فشردگی زیاد آن‌ها و همچنین کاهش دما و رشد فازهای جامد، نفوذ برای اتم‌های آهن سخت‌تر خواهد شد. از طرفی با توجه به شعاع اتمی نزدیک عناصر آهن و مس به ترتیب با $0/126$ و $0/128$ نانومتر [۱۹] به نظر می‌رسد با کاهش دما در حین عملیات انجماد، نفوذ اتم‌های Fe درون ساختار مس نیز دشوار گردد.

در آنالیز خطی شکل ۶(ب) مشاهده شد که عنصر آهن بیش‌تر در ترکیب بین فلزی AICu که دارای ضریب فشردگی بالا می‌باشد تجمع کرده است. در زمینه نفوذ عنصر آهن درون آلومینیوم نیز، همان‌گونه که در جدول ۶ مربوط به مشخصات نفوذ عناصر مختلف درون آلومینیوم مذاب دیده می‌شود [۲۵]، انرژی لازم برای نفوذ اتم‌های آهن درون آلومینیوم مذاب در دماهای مختلف نسبت به انرژی لازم برای نفوذ اتم‌های مس درون آلومینیوم مذاب بیشتر می‌باشد که نفوذ دشوارتر و کم‌تر اتم‌های آهن نسبت به مس را درون آلومینیوم مذاب نشان می‌دهد.

آزمون رسانایی الکتریکی

مقاومت الکتریکی ویژه به دست آمده برای نمونه‌ها در جدول ۳ نمایش داده شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود، با افزایش ضخامت فصل مشترک، مقاومت الکتریکی ویژه افزایش می‌یابد.



شکل ۶- الف) قسمتی از فصل مشترک نمونه A800C220 (ب) آنالیز خطی عناصر Al و Fe در راستای خط PR1

زمانی که عنصر آهن پس از نفوذ درون ساختار Al_2Cu می‌خواهد درون لایه کناری مربوط به ترکیبات بین فلزی شامل ترکیبات AICu با ساختار مونوکلینیک و ضریب فشردگی $0/071 \text{ atm}/A^{03}$ و فاز Al_4Cu_9 با ساختار مکعبی و ضریب فشردگی $0/078 \text{ atm}/A^{03}$ نفوذ کند،

جدول ۵ - درصد وزنی آنالیز EPMA برای نقاط ۱۱ تا ۱۵ برچسب خورده در شکل ۶

شماره نقطه	Fe	Cu	Al	Si	مجموع	فاز
۱۱	۰.۰۲	۵۳.۹۴	۴۵	۰	۹۸.۹۶	Al_2Cu
۱۲	۰.۰۸	۵۵.۶۹	۴۳.۱۷	۰	۹۸.۹۴	Al_2Cu
۱۳	۰.۱۱	۶۹.۲۹	۳۱.۴۵	۰	۱۰۰.۸۵	AlCu
۱۴	۰.۲۸	۷۲.۱۸	۲۶.۷۵	۰.۰۱	۹۹.۲۲	AlCu
۱۵	۰.۰۲	۸۴.۸۴	۱۵.۲۵	۰	۱۰۰.۱۱	Al_4Cu_9

جدول ۶ - ضرایب نفوذ و انرژی فعالسازی عناصر آهن و مس برای نفوذ در آلومینیوم مذاب [۲۵]

نفوذ عناصر Fe و Cu در Al			
عنصر نفوذ کننده	$D_0(m^2/s)$	$Q(kJ/mole)$	محدوده دمایی °K
Fe	91	258.7	792-931
	1.35×10^{-2}	192.5	823-906
	1.1	221.6	892-927
	5.3×10^{-3}	183.4	793-922
			723-911
	7.7×10^{-1}	220.9	723-931
	4.1×10^{-13}	58.2	632-903
	1.2×10^{-5}	134.9	1093-1203
		220	855, 896
			762, 881
Cu	6.47×10^{-5}	135.0	706-925
		175.3	773-823
		290.2	713-813
	8.4×10^{-6}	136.4	730-838
	2.9×10^{-5}	130.2	777-908
	1.5×10^{-5}	126.4	623-903
	2.0×10^{-4}	142.3	673-887
	6.0×10^{-6}	119.7	660-873
	1.0×10^{-5}	127.6	463-573
	6.5×10^{-5}	136.1	594-928
			858-926
			667-930

جدول ۷ - مقاومت الکتریکی ویژه مس و آلومینیوم و ترکیبات بین فلزی [۲۶]

مقاومت الکتریکی ویژه ($\Omega mm^2/m$)	ترکیب	ردیف
۰/۰۲۷۶	Al	۱
۰/۰۸	Al ₂ Cu	۲
۰/۱۱۴	AlCu	۳
۰/۱۲۲	Al ₃ Cu ₄	۴
۰/۱۳۴	Al ₂ Cu ₃	۵
۰/۱۴۲	Al ₄ Cu ₉	۶
۰/۰۱۶۵	Cu	۷

مقاومت الکتریکی میله‌های دوفلزی به دست آمده، حاصل جمع مقاومت الکتریکی مس، آلومینیوم و ترکیبات بین فلزی موجود در فصل مشترک می‌باشد که هر کدام از آن‌ها مقاومت الکتریکی ویژه مخصوص به خود دارند که از منابع مختلف قابل دستیابی می‌باشد [۲۶]. مقاومت الکتریکی ویژه هر ترکیب در جدول ۷ قابل مشاهده می‌باشد.

با توجه به رابطه‌های ۴ تا ۶ می‌توان مقاومت الکتریکی ویژه هر یک از دوفلزی‌ها را با قراردادن ضخامت لایه‌ها و مقاومت الکتریکی ویژه هر ترکیب به دست آورد.

$$R = R_{Cu} + R_{Al_4Cu_9} + R_{Al_2Cu_3} + R_{Al_3Cu_4} + R_{AlCu} + R_{Al_2Cu} + R_{Al} \quad (۴)$$

$$\rho = R \cdot S / L \quad (۵)$$

$$\rho L = \rho_{Cu} L_{Cu} + \rho_{Al_4Cu_9} L_{Al_4Cu_9} + \rho_{Al_2Cu_3} L_{Al_2Cu_3} + \rho_{Al_3Cu_4} L_{Al_3Cu_4} + \rho_{AlCu} L_{AlCu} + \rho_{Al_2Cu} L_{Al_2Cu} + \rho_{Al} L \quad (۶)$$

مقاومت الکتریکی ویژه محاسبه شده تئوری :

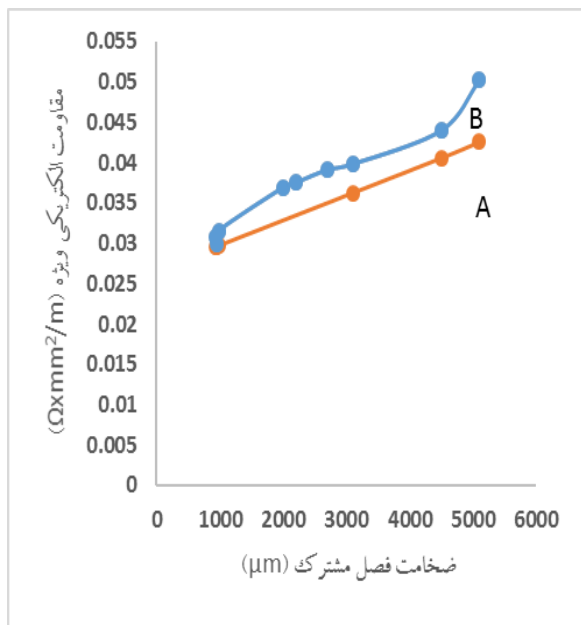
$$\rho = 0.0295 (\Omega\text{mm}^2/\text{m})$$

مقاومت الکتریکی ویژه بدست آمده از راه تجربی:

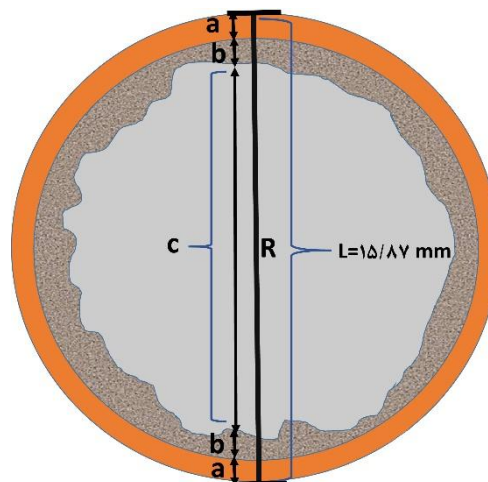
$$\rho = 0.0308 (\Omega\text{mm}^2/\text{m})$$

محاسبه مقاومت ویژه برای نمونه‌ها با توجه به ضخامت ترکیبات بین فلزی به دست آمده در مشاهدات میکروسکوپ نوری و الکترونی در جدول ۸ نشان داده شده است.

شکل ۸ تغییرات مقاومت الکتریکی ویژه بر حسب ضخامت فصل مشترک برای مقایسه نتایج به دست آمده از روش‌های محاسبه تئوری و آزمون تجربی را نشان می‌دهد. همان گونه که مشاهده می‌شود، مقاومت‌های ویژه به دست آمده از آزمون تجربی بیش‌تر از نتایج محاسبه شده از طریق تئوری می‌باشد. این اختلاف و مقاومت الکتریکی ویژه بالاتر در نمونه‌ها می‌تواند در اثر وجود ناخالصی، حفره و یا دیگر عیوب احتمالی در فرآیند ریخته‌گری به وجود آمده باشد.



شکل ۸ - A - نمودار حاصل از محاسبه تئوری B - نمودار حاصل از آزمون تجربی



شکل ۷ - تصویر شماتیک محاسبه مقاومت الکتریکی ویژه تئوری روی خط R ($a=L_{Cu}$, $b=L_{Al/Cu}$, $c=L_{Al}$)

شکل ۷ روش محاسبه تئوری مقاومت الکتریکی ویژه را روی خط R به عنوان قطر میله دوفلزی با طول ۱۵/۸۷mm نشان می‌دهد. با توجه به نوع و ضخامت فازهای شناسایی شده به وسیله آنالیز EPMA، با جایگذاری در رابطه ۶ مقاومت الکتریکی ویژه تئوری محاسبه گردید. در دو سمت خط R در شکل ۷، جداره مسی (ناحیه a) و فصل مشترک Al/Cu (ناحیه b) مشاهده می‌گردد که به همین دلیل اعداد ضخامت مربوطه در محاسبات دو برابر در نظر گرفته شد.

به عنوان مثال محاسبه در نمونه A700C25 با ترکیبات بین فلزی $\alpha\text{-Al}/\text{Al}_2\text{Cu}$, Al_2Cu , AlCu , Al_4Cu به ترتیب با ضخامت‌های تقریبی ۰/۰۰۱، ۰/۰۰۵، ۰/۱۲۰، ۰/۸۰۴ میلی‌متر در فصل مشترک و فلزات پایه مس و آلومینیوم با ضخامت‌های تقریبی ۱ و ۱۲/۰۱ میلی‌متر در رابطه ۶ جایگذاری گردید.

$$\rho L = 0.0165 \times 2 + 0.142 \times 0.1 + 0.114 \times 0.002 + 0.08 \times 0.24 + 0.24 \times 0.804 + 0.08 \times 0.804 + 0.276 \times 12.01 = 0.46894$$

$$L = 15.87$$

استحکام اتصال

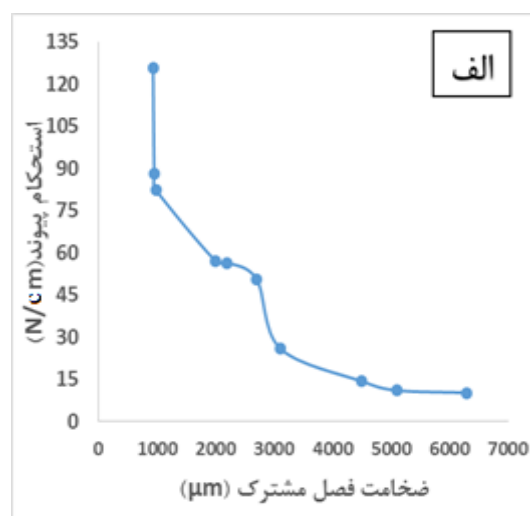
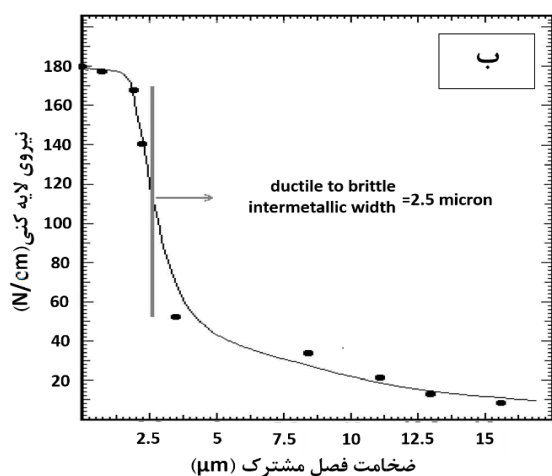
انتظار می‌باشد. در نمونه سرد نورد شده مشاهده می‌شود که با ضخامت لایه نفوذی فصل مشترک در حدود ۲/۵ میکرومتر، استحکام 120 N/cm به دست آمد که معادل استحکام به دست آمده برای نمونه روش ریخته‌گری مرکب با ضخامت ۶ میکرومتر لایه نفوذی و ۹۳۰ میکرومتر ضخامت کلی می‌باشد. همان گونه که دیده می‌شود در دو شکل الف و ب از استحکام 120 N/cm به پایین، نمودارها رفتار مشابه یکدیگر نشان می‌دهند. بنابراین؛ انتظار می‌رود با تمهیداتی نظیر افزایش سرعت سرد کردن نمونه پس از عملیات ریخته‌گری تا دمای محیط جهت کاهش ضخامت فصل مشترک، استحکام‌های بالاتری نسبت به روش جوش سرد نوردی به دست آید.

استحکام پیوند نمونه‌ها بر حسب N/cm در جدول ۳ نشان داده شده است. شکل ۹ (الف) نمودار تغییر استحکام لایه کنی پیوند را بر حسب ضخامت فصل مشترک در روش ریخته‌گری استاتیک نشان می‌دهد و شکل (ب) مربوط به نتایج استحکام اتصال به دست آمده در منبع [۱۰] به روش نورد سرد می‌باشد.

به طور کلی استحکام پیوند با افزایش در ضخامت لایه فصل مشترک کاهش می‌یابد. در مقایسه استحکام پیوند در مقابل ضخامت فصل مشترک به دست آمده در روش‌های ریخته‌گری استاتیک و روش جوش نورد سرد، با توجه به ضخامت بسیار بالای فصل مشترک در روش ریخته‌گری مرکب، استحکام پیوند به دست آمده فراتر از

جدول ۸- مقاومت الکتریکی ویژه محاسبه شده به روش تئوری

فاز	Cu	Al ₄ Cu ₉	Al ₂ Cu ₃	Al ₃ Cu ₄	AlCu	Al ₂ Cu	α-Al	Al ₂ Cu	Al	جمع	L	ρ
مقاومت ویژه $\Omega\text{mm}^2/\text{m}$	۰/۰۱۶۵	۰/۱۴۲	۰/۱۳۴	۰/۱۲۲	۰/۱۱۴	۰/۰۸	۰/۰۲۴	۰/۰۸	۰/۰۲۲۶			
A700C25 طول (mm)	۲	۰/۰۱			۰/۰۰۲	۰/۲۴	۰/۸۰۴	۰/۸۰۴	۱۲/۰۱	۰/۴۶۸۹۴	۱۵/۸۷	۰/۰۲۹۵۴۹
A700C400 طول (mm)	۲	۰/۰۱۲	۰/۰۰۲		۰/۰۰۵	۰/۲۴	۲/۹۷۰۵	۲/۹۷۰۵	۷/۶۷	۰/۵۷۵۳۶۶	۱۵/۸۷	۰/۰۳۶۲۵۵
A750C25 طول (mm)	۲	۰/۰۱۱			۰/۰۰۳	۰/۲۴	۰/۸۲۳	۰/۸۲۳	۱۱/۹۷	۰/۴۷۰۰۶۸	۱۵/۸۷	۰/۰۲۹۶۲۲
A750C400 طول (mm)	۲	۰/۰۱۳۴	۰/۰۰۲۲		۰/۰۰۹۴	۰/۲۴	۴/۳۶۷۵	۴/۳۶۷۵	۴/۸۷	۰/۶۴۴۱۰۱	۱۵/۸۷	۰/۰۴۰۵۸۶
A800C25 طول (mm)	۲	۰/۰۱			۰/۰۰۵	۰/۲۴	۰/۸۵۲۵	۰/۸۵۲۵	۱۱/۹۱	۰/۴۷۱۵۶۶	۱۵/۸۷	۰/۰۲۹۷۱۴
A800C220 طول (mm)	۲	۰/۰۰۷۵۲	۰/۰۰۶۸۴	۰/۰۰۴۷۸	۰/۰۰۸۸۶	۰/۳	۴/۹۳۶	۴/۹۳۶	۳/۶۷	۰/۶۷۵۲۱۴	۱۵/۸۷	۰/۰۴۲۵۴۷



شکل ۹- تغییرات استحکام اتصال بر حسب ضخامت فصل مشترک. (الف) ریخته‌گری استاتیک (ب) جوش سرد نوردی [۱۰]

نتیجه‌گیری

۱- فصل مشترک دوفلزی Al/Cu تشکیل شده در اثر فرآیند ریخته‌گری مرکب دارای ۳ لایه اصلی بود که از سمت آلومینیوم مرکزی به طرف مس بیرونی به ترتیب شامل ساختار یوتکتیک $\alpha\text{-Al/Al}_2\text{Cu}$ ($\alpha+\theta$)، ترکیب بین فلزی Al_2Cu (θ) و یک لایه نازک در مجاورت مس که شامل چندین ترکیب بین فلزی خالص مانند AlCu (η)، Al_3Cu_4 (ζ)، Al_2Cu_3 (δ)، Al_4Cu_9 (γ) بود.

۲- با افزایش دمای مذاب آلومینیوم و پیشگرم مس، تعداد لایه‌ها و ضخامت ترکیبات بین فلزی افزایش یافت که علاوه بر فازهای یوتکتیک $\alpha\text{-Al/Al}_2\text{Cu}$ و Al_2Cu که در تمامی نمونه‌ها تشخیص داده شده بود، در نمونه‌های با شرایط بدون پیشگرم مس، در لایه مجاور مس ترکیبات AlCu، Al_4Cu_9 و با افزایش پیشگرم مس به 400°C در شرایط دمای 700°C و 750°C مذاب Al فازهای AlCu، Al_2Cu_3 ، Al_4Cu_9 و در نمونه A800C220 فازهای AlCu، Al_2Cu_3 ، Al_3Cu_4 ، Al_4Cu_9 شناسایی گردید.

۳- افزایش دمای مذاب آلومینیوم و دمای پیشگرم مس منجر به افزایش ضخامت فصل مشترک می‌گردد که تاثیر دمای پیشگرم مس به دلیل تحریک بیش‌تر اتم‌های مس برای نفوذ در فصل مشترک بیش‌تر بود به طوری که در نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای مذاب آلومینیوم 800°C ضخامت فصل مشترک از $980\ \mu\text{m}$ در نمونه بدون پیشگرم به $5100\ \mu\text{m}$ در نمونه با پیشگرم 220°C رسید که در حدود $5/2$ برابر رشد در ضخامت فصل مشترک دیده می‌شود.

۴- تجمع عنصر آهن در برخی نواحی لایه ترکیب بین فلزی خالص در مجاورت مس مشاهده شد که با توجه به رفتار نفوذ اتم‌ها در فلز مذاب و جامد، خواص نفوذ در ساختار کریستالی مختلف با ضریب فشردگی و اندازه سلول‌های واحد در هر ترکیب بین فلزی و همچنین اولویت و محل قرارگیری هر فاز در حین فرآیند انجماد توضیح داده شد.

محدوده سختی ویکرز فازهای موجود در فصل مشترک در جدول ۹ نشان داده شده است. با توجه به سختی پائین‌تر ترکیب یوتکتیک نسبت به سایر فازهای تشکیل شده در نمونه‌های تولید شده با روش ریخته‌گری استاتیک دیده می‌شود اگرچه فاز یوتکتیک $\alpha\text{-Al/Al}_2\text{Cu}$ ضخیم‌ترین لایه می‌باشد؛ اما شامل مقدار زیادی $\alpha\text{-Al}$ افزون بر Al_2Cu است که دارای انعطاف پذیری مناسبی می‌باشد و این کمک می‌کند تا لایه یوتکتیک، مقاومت تغییر شکل پلاستیک را بالا ببرد؛ اما تغییر ضخامت لایه‌های مربوط به ترکیبات بین فلزی خالص با سختی به مراتب بالاتر نسبت به لایه یوتکتیک به میزان قابل توجهی روی خواص مکانیکی فصل مشترک تاثیر می‌گذارد. به نظر می‌رسد استحکام پیوند فصل مشترک تحت تاثیر ضخامت لایه‌های ترکیبات بین فلزی خالص با توجه به سختی بسیار بالای آنها می‌باشد و لایه یوتکتیک تاثیر قابل ملاحظه‌ای روی استحکام پیوند نداشته باشد. همچنین مشاهده شد که ترکیب فازی و میکروساختار فصل مشترک نیز از عوامل تاثیر گذار در استحکام پیوند می‌باشند. به عنوان مثال همان گونه که در جدول ۳ دیده می‌شود، با افزایش ضخامت و تعداد لایه‌های ترکیبات بین فلزی استحکام پیوند کاهش می‌یابد.

جدول ۹- محدوده مقدار سختی ترکیبات

ردیف	ترکیب	سختی (kgf/mm ²)	ویکرز
۱	Al	۳۵-۴۰	
۲	$\alpha\text{-Al/Al}_2\text{Cu}$	۱۵۰-۲۵۰	
۳	Al_2Cu	۴۰۰-۵۰۰	
۴	AlCu	۸۰۰-۸۵۰	
۵	$\text{AlCu}+\text{Al}_2\text{Cu}_3$	۹۶۰-۱۰۰۰	
۶	$\text{Al}_2\text{Cu}_3+\text{Al}_3\text{Cu}_4$	۱۱۰۰-۱۲۰۰	
۷	Al_4Cu_9	۷۳۰-۸۰۰	
۸	Cu	۷۵-۸۵	

مقایسه با ساختار یوتکتیک بیش تر بود. همچنین ترکیب فازی و میکروساختار فصل مشترک نیز از عوامل موثر در استحکام پیوند بود.

۷- در مقایسه استحکام لایه کنی پیوند نمونه‌های تولید شده به روش‌های ریخته‌گری مرکب و جوش نورد سرد، مشاهده شد از استحکام 120 N/cm به پایین، نمودارها رفتار مشابه یکدیگر نشان می‌دهند.

۵- با افزایش ضخامت فصل مشترک مقاومت الکتریکی ویژه افزایش یافت که در مقایسه با نتایج محاسبه شده از طریق تئوری بیش تر بود. این اختلاف به وجود ناخالصی، حفره و یا دیگر عیوب احتمالی در فرآیند ریخته‌گری نسبت داده شد.

۶- به طور کلی استحکام پیوند فصل مشترک با افزایش در ضخامت لایه ترکیب بین فلزی کاهش می‌یابد که در این میان تاثیر ضخامت ترکیبات بین فلزی خالص در

References:

1-J.Xie, Ch.Wu, Liu, "A Novel Forming Process of Copper Cladding Aluminum Composite Materials with Core-Filling Continuous Casting", Materials Science Forum, Vol. 539-543, pp 956-961, 2007.

2-R. Uscinowicz, "Impact of temperature on shear strength of single lap Al-Cu bimetallic joint", Composites, Vol.44, PP.344-356, 2013.

3-A.Khosravifard, R.Ebrahimi, "Investigation of parameters affecting interface strength in Al/Cu clad bimetal rod extrusion process", Materials and Design, Vol. 31, pp.493-499, 2010.

4-G.R.Zare, M.Divandari, H.Arabi, "Investigation on interface of Al/Cu couples in compound casting", Materials Science and Technology, Vol. 29, pp.190-196, 2013.

5-H.Liu, F.J.Ke, H.Pan, Acta Physica Sinica, "Molecular Dynamics Simulation of the Diffusion Bonding and Tensile Behavior of a Cu-Al Interface", Vol.56(1), pp.407 [in Chinese], 2007.

6-WA.Owczarski, DF.Paulonis, "Application of Diffusion Welding in the USA", Welding J. , Vol.62, pp.22, 1981.

7-K.S.Lee, Y.N. Kwon, "Solid-state bonding between Al and Cu by vacuum hot pressing", Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol. 23, pp.341-346, 2013.

8-E. Hug, N. Bellido, "Brittleness study of intermetallic (Cu, Al) layers in copper-clad aluminium thin wires", Materials Science and Engineering A, Vol.528, pp7103-7106, 2011.

9-S.Lee, M.G.Lee, S.P. Lee, G.A. Lee, Y.B. Kim, J.S.Lee, D.S.Bae, "Effect of bonding interface on delamination behavior of drawn Cu/Al bar clad material", Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol.22, pp.s645-s649, 2012.

10-M.Abbasi, A.Karimitaheri, 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, pp.233-241, 2001.

11-L.Y. Sheng, F. Yang, T.F. Xi, C. Lai, H.Q. Ye, "Influence of heat treatment on interface of Cu/Al bimetal composite fabricated by cold rolling", Composites, Vol 42, Part B, pp.1468-1473, 2011.

12-Chen, Hwang, "Effect of Annealing on the Interfacial Structure of Aluminum-Copper Joints", Materials Transactions,

Vol. 48, No. 7, pp.1938-1947, 2007.

13-B. Avitzur, "Handbook of Metal forming processes", Wiley, New York, 1983.

14-P.Kazanowski, M. E.Epler, W. Z.Misiolek, "Bimetal rod extrusion-process and product optimization", Journal of Materials Science and Engineering A, Vol.369, pp.170-180, 2004.

15-J.T.Luo, S.Zhao, C.H. Zhang, "Casting-cold extrusion of Al/Cu clad composite by copper tubes with different J. Cent. South Univ., "sketch sections Vol.19, pp.882-886, 2012.

۱۶-ح. بختیاری، م. خانزاده قره شیران، ع.ا اکبری موسوی، " تاثیر عملیات حرارتی بر ترکیبات بین فلزی فصل مشترک جوش انفجاری فولاد زنگ نزن ۳۲۱ به آلومینیوم ۱۲"، مجله مواد نوین، جلد ۵، شماره ۴، تابستان ۱۳۹۴.

17-S.Bereski, Z.Stradomeski, "quality of bimetallic Al-Cu joint after explosive cladding", Journal of achievement in materials, Vol.22, pp.73-76 , 2007.

18-ASM metals handbook. Alloy phase diagram, vol. 3. Ohio: ASM International - 1992.

19-H.Xu , C.Liu , V.V.Silberschmidt , S.S. Pramana , T.J. White , Z. Chen , V.L. Acoff , "Behavior of aluminum oxide, intermetallics and voids in Cu-Al wire bonds",Acta Materialia, Vol. 59, pp.5661-5673, 2011.

20-M. Divandari, A.R. Vahid Golpayegani, " 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-A.R.Vahid Golpayegani, M.Divandari "An investigation on the production of casting composite via lost foam process", J Iranian Foundrymen's Soc , Vol.82, 26th Year, [Rikhtegary, in Persian with English abstract], 2006.

22-D.Moreno, J.Garrett, J.D.Embury "A technique for rapid characterization of intermetallics and interfaces", Intermetallics, Vol.7, pp-1001-1009 , 1999.

23-H.Liang, Z. Xue, C. Wu, Q. Liu , Y. Wu, "Research on continuous core-filling casting forming process of copper-clad aluminum bimetal composite material", Acta Metall. Sin.Vol.23 No.3 pp206-214 June 2010.

24-S.Chen , F.Ke, M. Zhou, Y. Bai , " 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-Y. Dua, Y.A. Changb, B. Huang , "Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al:critical evaluation and correlation " , Materials Science and Engineering A. Vol.363, pp.140-151, 2003.

26-J.Rayen, M. Sherer, C. Bauser , "Investigation of Interfacial Reaction in Thin Couples of Aluminum and Copper", J. Thin Solid Film, Vol. 65, pp. 381-391, 1980.