

بررسی خواص و رفتار لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1Zr در اتصال غیرهمجنس آلومینا به مس

مهدی طاهری^{۱*}، قاسم عظیمی روین^۲ و عباس بهرامی^۱

۱- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان ۸۴۱۵۶-۸۳۱۱۱، ایران

۲- مرکز آموزش مهارت‌های فنی و مهندسی، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان ۸۴۱۵۶-۸۳۱۱۱، ایران

(تاریخ دریافت: ۱۴۰۳/۵/۳۰؛ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۸/۱۵)

<https://doi.org/10.47176/jame.44.1.1075>

چکیده: این مطالعه به منظور بررسی اثر هم‌افزایی عنصر زیرکونیوم در لایه میانی فعال لحیم‌کاری، با استفاده از لایه میانی چندجزئی طراحی شد. اتصال آلومینا به مس با استفاده از لایه‌های میانی فعال Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1Zr و Ag-Cu-Ti-Sn با استفاده از روش لحیم‌کاری سخت القایی بررسی شد. اتصالات آلومینا به مس با لایه‌های میانی فعال Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1Zr و Ag-Cu-Ti-Sn به ترتیب در دماهای ۸۴۰ و ۸۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۵ دقیقه و در خلأ^۶ ۱۰^{-۶} میلی‌بار لحیم‌کاری شدند. ریزساختار اتصالات با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی مجهز به آنالیز پراکندگی انرژی و خواص مکانیکی اتصالات با استفاده از آزمون استحکام برشی و آزمون ریزسختی ویکرز ارزیابی شدند. در اتصال آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn، دو فاز TiO₂ و Cu₃Ti₃O در ناحیه لایه واکنشی و ترکیبات یوتکتیک Ag-Cu پایه مس در ناحیه لحیم‌کاری، یافت شدند. در اتصال آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1Zr، دو فاز TiO₂ و ZrO₂ در ناحیه لایه واکنشی و دو فاز غنی از مس و نقره در ناحیه لحیم‌کاری مشاهده شد. استحکام برشی در اتصال لحیم‌کاری شده با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1Zr، ۳۳ درصد بیشتر از اتصال لحیم‌کاری شده با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn به دست آمد. ریزسختی در ناحیه لایه واکنشی اتصال با لایه میانی حاوی ۵/۱ درصد وزنی زیرکونیوم و بدون زیرکونیوم به ترتیب ۲۴۸ و ۱۴۶ ویکرز اندازه‌گیری شد.

واژه‌های کلیدی: لایه میانی فعال، لحیم‌کاری سخت القایی، آلومینا، ریزساختار، خواص مکانیکی.

* مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: taheri_m@alumni.iut.ac.ir

Investigating the Properties and Behavior of Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1 Zr Filler Metal in Dissimilar Bonding of Alumina to Copper

M. Taheri^{1*}, Gh. Azimi Roeeen² and A. Bahrami¹

1- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran

2- Center of Engineering and Technical Skills Training, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran

ABSTRACT

This study was intended to investigate the synergistic effect of zirconium element on the active filler metal, using a multi-component filler alloy. The bonding of alumina to copper was investigated using active filler metals, namely Ag-Cu-Ti-Sn and Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1Zr, using the induction brazing method. Alumina/copper joining was done with active filler metals of Ag-Cu-Ti-Sn and Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1Zr at temperatures of 840 and 880 °C, respectively, for 15 min under vacuum of 10^{-6} millibar. The microstructure of the joints were assessed using optical and scanning electron microscopes, equipped with energy dispersive spectroscopy and the mechanical properties of the joints were evaluated using the shear strength and the Vickers microhardness tests. Two phases of TiO and $\text{Cu}_3\text{Ti}_3\text{O}$ were detected in the reaction layer area in alumina-copper joint with Ag-Cu-Ti-Sn filler metal. Ag-Cu eutectic compounds were also found in the brazing zone. In alumina-copper joint with Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1Zr filler metal, two phases of TiO and ZrO_2 were observed in the reaction layer area, and two phases rich in copper and silver were observed in the brazing zone. The shear strength, obtained in brazing joint with Ag-Cu-Ti-Sn-%5.1Zr filler, was 33% higher than that of in the brazing joint with Ag-Cu-Ti-Sn filler. The microhardness in the region of the reaction layer of the joint with filler metal containing 5.1 wt.% of zirconium and that without zirconium was measured as 248 and 146 Vickers, respectively.

Keywords: Active filler metal, Induction Brazing, Alumina, Microstructure, Mechanical properties.

۱- مقدمه

سرامیک آلومینا به دلیل استحکام مکانیکی بالا، چگالی کم، مقاومت عالی در برابر سایش، خوردگی و شوک حرارتی، به طور گسترده در صنایع مورد استفاده قرار می گیرد. سرامیک‌ها و کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی در صنایع هوافضا و هسته‌ای، ارتباطات و ابزار دقیق کاربرد دارند. استفاده از قطعات کامپوزیت سرامیکی و فلزی مستلزم اتصال سرامیک به فلز است. اتصال سرامیک آلومینا و مس به دلیل تفاوت در ضریب انبساط حرارتی^۱ و تفاوت‌های شیمیایی بین سرامیک و فلزات به یک چالش تبدیل شده است. با توجه به خصوصیات غیر مشابه خواص مواد بین سرامیک و فلز، جوشکاری ذوبی برای اتصال این دو مواد مناسب نیست. همچنین به دلیل ترد بودن سرامیک‌ها، جوشکاری تحت فشار برای اتصال سرامیک به فلز نیز کاربرد ندارد (۱-۴).

اتصال با چسب، اتصال نفوذی^۲، لحیم کاری با لایه میانی فعال^۳ و اتصال فاز مایع گذرا^۴ برخی از روش‌های شناخته شده

اتصال سرامیک به فلز هستند. لحیم کاری، به طور گسترده برای اتصال سرامیک به فلزات استفاده می شود. لحیم کاری تحت خلأ به دلیل دمای نسبتاً پایین آن به یک روش مؤثر برای کاهش تنش پسماند تبدیل شده است و ترشوندگی^۵ سطح بین لایه میانی و سرامیک را می توان با افزودن عناصر فعال مانند Zr، Ti، Cr و غیره به لایه میانی افزایش داد. لحیم کاری در کوره خلأ، راندمان نسبتاً پایینی دارد و بنابراین باعث مصرف بالای انرژی می شود. اخیراً با توسعه روش‌های لحیم کاری، گرمایش القایی در فرآیندهای لحیم کاری پیاده سازی شده است (۵-۱۰). AMB یک فرآیند اتصال است که در آن سطوح سرامیکی و فلزی با آلیاژ لحیم کاری فعال^۶ ساندویچ شده و در کوره خلأ لحیم کاری می شوند. ABA عموماً از لایه‌های میانی پایه نقره، مس، نیکل یا طلا تشکیل شده است که حاوی Ti یا Zr به عنوان فلزات فعال هستند تا در حالت مذاب، ترشوندگی خود را بر روی سطوح سرامیکی افزایش دهند. علاوه بر این، در AMB نیازی به پوشش سطوح سرامیکی با لایه فلزی شده مولیبدن- منگنز^۷ نیست، زیرا

رفتار پخش شونده لایه میانی بر روی سطوح شد. نسبت پخش شونده^۸ تا زمانی که مقدار Sn به ۵ درصد وزنی رسید افزایش یافت و پس از آن به سرعت کاهش پیدا کرد. زمانی که Sn بیش‌تری مصرف می‌شود، فلز فعال Ti نمی‌تواند در ترشدن واکنشی آلومینا شرکت کند. بنابراین زمانی که مقدار Sn از ۵ درصد وزنی فراتر رود، S کاهش می‌یابد که نشان‌دهنده توانایی ترکنندگی ضعیف لایه‌های میانی Ag-Cu-Ti است. استحکام برشی اتصالات اندازه‌گیری شده نمونه‌ها به ترتیب ۷/۵، ۵/۵، ۱۴/۵ و ۴ مگاپاسکال بود. نمونه حاوی ۵ درصد وزنی Sn، حداکثر استحکام برشی را نشان داد. کار و همکاران (۱۸)، اتصال $Al_2O_3-Al_2O_3$ را با آلیاژ $Ag-Cu-4.9wt\%Ti$ در دماهای ۸۰۰، ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۱۵ دقیقه لحیم‌کاری کردند. دریافتند که نفوذ عناصر Ag، Cu و Al تأثیری بر استحکام اتصال ندارد. نفوذ عنصر Ti ظاهراً با افزایش دمای لحیم‌کاری افزایش می‌یابد و تشکیل فازهای TiO و Ti_3Cu_3O را کنترل می‌کند.

اتصال Al_2O_3/Cu ، در صنایع استراتژیک کاربرد ویژه‌ای دارد و تاکنون توسط محققان متعددی مورد بررسی قرار گرفته است. به دلیل تفاوت بالای نقطه ذوب مس و آلومینا و همچنین عدم کنترل مذاب آلومینا در حین جوشکاری، اتصال آلومینا به مس با روش‌های جوشکاری ذوبی به راحتی امکان‌پذیر نیست. با نگاه به مشکلات بیان شده، لحیم‌کاری سخت، یکی از روش‌های مناسب برای اتصال فلزات به سرامیک‌ها می‌باشد. با این وجود به دلیل قدرت ترشوندگی پایین سطوح سرامیکی، اتصال توسط فرایند لحیم‌کاری نیز با مشکل روبه‌رو خواهد شد. تحقیقات اخیر نشان داده است که در اتصال سرامیک‌های اکسیدی، استفاده از عناصر فعالی همچون تیتانیوم و زیرکونیوم برای رفع این مشکل می‌تواند راهگشا باشد. در حقیقت این عناصر می‌توانند به حفرات موجود در سطوح سرامیک نفوذ کرده و با ترکیب با اکسیژن موجود در این نوع سرامیک‌ها سبب تشکیل یک لایه پیوسته در جلوی سطح سرامیک به نام لایه واکنشی شوند و در واقع فصل مشترک اتصال را ایجاد نمایند. با

فلزات فعال موجود در ABA ترشوندگی را بهبود می‌بخشد و به تشکیل لایه واکنشی روی سطح سرامیک کمک می‌کند. بنابراین AMB فرآیند مناسبی برای اتصال قطعات فلزی سرامیکی با اشکال پیچیده است (۱۳-۱۱).

کسام و همکاران (۱۴)، $Al_2O_3-Al_2O_3$ را با آلیاژ Ticusil (Ti 4.7wt%- 26.7Cu- 68.8Ag) در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۱۰ دقیقه لحیم‌کاری کردند. مشاهده کردند لایه واکنشی TiO در جلوی فصل مشترک آلومینا تشکیل شده است. همچنین در مناطقی بالاتر از فاز TiO ، فاز روشن‌تر $Ti_3(Cu+Al)_3O$ تشکیل شده‌اند. لین و همکاران (۱۵)، اتصال $Al_2O_3-Al_2O_3$ را با استفاده از لایه‌های میانی $Ag-35.3Cu-1.75Ti-4.5Ti$ در دماهای ۱۲۰۰-۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد لحیم‌کاری کردند. آن‌ها دو مکانیزم برای تشکیل لایه‌های واکنشی مطرح کردند. در مکانیزم اول، تیتانیوم لایه‌های میانی با Al_2O_3 واکنش نشان داده تا TiO در سطح مشترک ایجاد شود و Cu_4Ti از واکنش Ti و Cu در حین اتصال تشکیل شده و در طول خنک شدن، Cu_4Ti احتمالاً با TiO واکنش داده تا لایه‌های واکنش Ti_2O و Cu_3Ti_3O را تشکیل دهد. در مکانیزم دوم، تیتانیوم لایه‌های میانی مستقیماً با اکسیژن Al_2O_3 واکنش داده و در طول پیوند، Ti_2O را تشکیل می‌دهند. سپس نفوذ و واکنش مس در لایه میانی با Ti_2O یک لایه واکنش Ti_3Cu_3O را در طول خنک شدن تشکیل می‌دهد.

فو و همکاران (۱۶)، آلومینا به مس را با لایه میانی پودری $Sn0.3Ag0.7Cu$ در دماهای ۵۸۰-۶۶۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ دقیقه لحیم‌کاری کردند. مشاهده کردند اتصالات در دماهای ۵۸۰ تا ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد دارای استحکام برشی بالایی می‌باشند. بیش‌ترین و کم‌ترین مقدار استحکام برشی به ترتیب در دماهای ۶۲۰ و ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد، ۳۲ و ۸ مگاپاسکال به دست آمدند. شین و همکاران (۱۷)، اتصال لحیم‌کاری آلومینا به مس را با استفاده از لایه میانی $Ag-Cu-Ti + Sn$ مورد بررسی قرار دادند. افزایش مقدار Sn در آلیاژ $Ag-Cu-Ti$ (۰، ۳، ۵ و ۱۰ درصد وزنی Sn) منجر به تغییرات قابل توجهی در

جدول ۱- ترکیب شیمیایی لایه‌های میانی برحسب درصد وزنی

ترکیب شیمیایی بر حسب درصد وزنی			لایه میانی لحیم‌کاری
Zr	Sn	Ag + Cu + Ti	
-	۵/۲	۹۴/۸	Ag-Cu-Ti-Sn
۵/۱	۵/۳	۸۹/۶	Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr

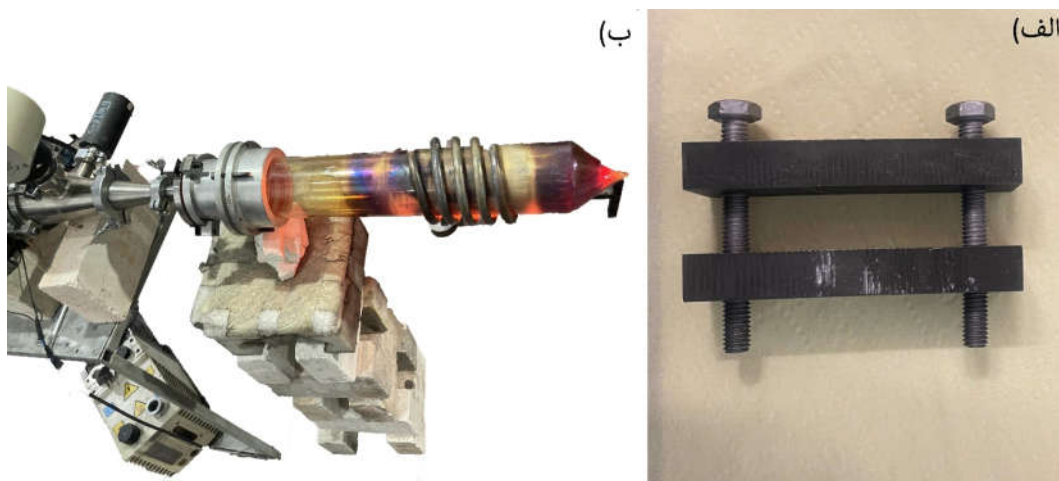


شکل ۱- الف) تصویری از لایه میانی ساخته شده در قالب قایقی گرافیتی، ب-۱) نمونه لحیم‌کاری شده با فلز پرکننده Ag-Cu-Ti-Sn و ب-۲) نمونه لحیم‌کاری شده با فلز پرکننده Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr.

۲- مواد و روش تحقیق

لایه‌های میانی لحیم‌کاری با استفاده از سیستم ذوب مجدد قوس خلأ^۹ اصفهان ساخته شدند. جهت یکنواختی ترکیب شیمیایی، لایه‌های میانی لحیم‌کاری در سیستم کوره خلأ القایی مجدد ذوب شدند. ترکیب شیمیایی لایه‌های میانی (برحسب درصد وزنی) با آنالیز SEM-EDS، در جدول (۱) نشان داده شده است. جهت دستیابی به ضخامت مورد نظر، لایه‌های میانی نورد سرد شدند و با سیستم اولتراسونیک در محلول استون تمیز شدند. پس از انجام نورد، ضخامت لایه‌های میانی Ag-Cu-Ti-Sn و Sn به ترتیب 135 ± 10 و 150 ± 10 میکرون گزارش شدند. سپس نمونه‌های آلومینا و مس با ابعاد $5 \times 5 \times 9$ میلی‌متر مکعب تهیه شدند. سطوح فلزات پایه توسط سنباده با شماره‌های ۸۰ تا ۶۰۰ صیقل داده شده و با دستگاه اولتراسونیک در استون تمیز شدند. شکل (۱-الف) تصویری از لایه میانی ساخته شده در قالب قایقی گرافیتی و (۱-ب) نمونه‌های لحیم‌کاری شده را نشان می‌دهند. شکل (۲-الف) تصویری از فیکسچر و (۲-ب) نمایی از فرایند لحیم‌کاری

این وجود پژوهش‌ها در این زمینه هنوز کامل نشده و نیازمند تحقیقات بیش‌تری در این زمینه می‌باشد. همان‌طور که بیان شد، یکی از راه‌های اتصال سرامیک به فلز، استفاده از فلزاتی است که تمایل بالایی به واکنش با اکسیژن موجود در سرامیک اکسیدی دارند و زیرکونیوم از رایج‌ترین این فلزات فعال می‌باشد که می‌توان در لایه میانی لحیم‌کاری استفاده کرد. همچنین از عنصر زیرکونیوم، به دلیل قدرت ترشوندگی بالا روی سطح سرامیک به‌عنوان متغیر در لایه میانی لحیم‌کاری انتخاب گردید. لذا این مطالعه جهت بررسی اثر هم‌افزایی عناصر نقره، مس، قلع، تیتانیوم و زیرکونیوم و همچنین اثر افزودن عنصر زیرکونیوم به فلزات پرکننده در اتصال آلومینا به فلز مس تحت فرآیند لحیم‌کاری سخت القایی طراحی شده است که در نهایت بتوان از اتصال بهینه شده در ساخت بدنه سرامیک-فلزی فیدتروهای لامپ پرتو ایکس استفاده کرد. بدین منظور از لایه‌های میانی Ag-Cu-Ti-Sn و Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr استفاده شد و اتصالات ایجاد شده از نظر خواص متالورژیکی، ریزساختاری و مکانیکی مورد ارزیابی قرار گرفتند.



شکل ۲- الف) تصویری از فیکسچر، ب) نمایی از فرایند لحیم کاری القایی.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- نقطه ذوب لایه‌های میانی لحیم کاری

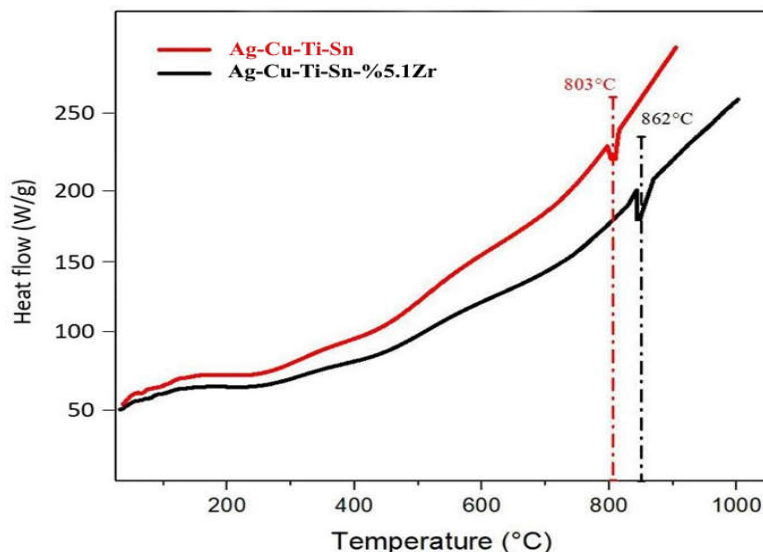
برای تعیین دمای نقطه ذوب لایه‌های میانی فرایند لحیم کاری از آنالیز DSC استفاده شد. شکل (۳) منحنی‌های DSC برای لایه‌های میانی Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr و Ag-Cu-Ti-Sn را نشان می‌دهد. نرخ گرمایش ۱۰ درجه بر دقیقه بود. یک پیک گرماگیر در هر دو لایه‌های میانی مشاهده می‌شود. حداکثر دمای نقطه ذوب لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr (۸۶۲ درجه سانتی‌گراد) کمی بالاتر از دمای نقطه ذوب Ag-Cu-Ti-Sn (۸۰۳ درجه سانتی‌گراد) است. افزودن تقریباً ۵ درصد وزنی Zr در لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr، دمای حداکثر ذوب را به ۸۶۲ درجه سانتی‌گراد افزایش داده است. آلیاژهای چند جزئی مانند آلیاژ Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr، رفتاری شبه آلیاژهای آنتروپی بالا دارند و این دسته آلیاژها پایداری حرارتی بالایی دارند و نقطه ذوب آن‌ها به‌طور تقریبی برابر با میانگین نقطه ذوب هر یک عناصر سازنده بر اساس درصد وزنی آن‌ها می‌باشد. عنصر Zr دارای نقطه ذوب بالایی (۱۸۵۵ درجه سانتی‌گراد) می‌باشد و اضافه شدن ۵/۱ درصد وزنی Zr به آلیاژ، سبب افزایش دمای ذوب آلیاژ می‌شود.

۳-۲- ریزساختار اتصالات لحیم کاری

شکل (۴- الف)، تصویر میکروسکوپی نوری از اتصال آلومینا به

القایی را نشان می‌دهد. مجموعه آماده شده، جهت انجام فرایند لحیم کاری در کوره خلأ القایی قرار گرفتند. فرایندهای لحیم کاری با لایه‌های میانی Ag-Cu-Ti-Sn و Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr به ترتیب در دماهای ۸۴۰ و ۸۸۰ درجه سانتی‌گراد، در مدت زمان ۱۵ دقیقه و در اتمسفر خلأ^{۶-۱۰} میلی‌بار صورت گرفت.

اتصالات لحیم کاری شده عمود بر سطح مشترک برش داده شدند. سطوح عرضی اتصالات توسط سنباده‌های ۸۰ تا ۲۵۰۰ صاف و صیقلی شدند. نمونه‌های صیقلی شده، توسط محلول اچ (۵ گرم $FeCl_3 + 15$ میلی‌لیتر $HCl + 75$ میلی‌لیتر اتانول (C_2H_5OH)) تحت حکاکی شیمیایی^{۱۰} قرار گرفتند. ریزساختار اتصالات، با استفاده از میکروسکوپ نوری^{۱۱} بررسی شدند و آنالیز شیمیایی اتصالات با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی^{۱۲} مجهز به سیستم طیف‌سنجی پراکندگی انرژی^{۱۳} مورد بررسی قرار گرفتند. آزمون ریزسختی ویکرز نمونه‌های اتصال با بار ۳۰۰ گرم و مدت زمان نشست ۱۰ ثانیه اندازه‌گیری شدند. آزمون استحکام برشی با استفاده از یک نگهدارنده مخصوص صورت گرفت. نمونه‌ها داخل محفظه تعبیه‌شده درون نگهدارنده قرار گرفته و دو قسمت نگهدارنده جهت کشش به فک‌های دستگاه کشش متصل شدند. برای تعیین نقطه ذوب لایه‌های میانی فرایند لحیم کاری، از دستگاه گرماسنجی روبشی تفاضلی^{۱۴} با نرخ گرمایش ۱۰ درجه بر دقیقه تحت اتمسفر گاز آرگون استفاده شد.

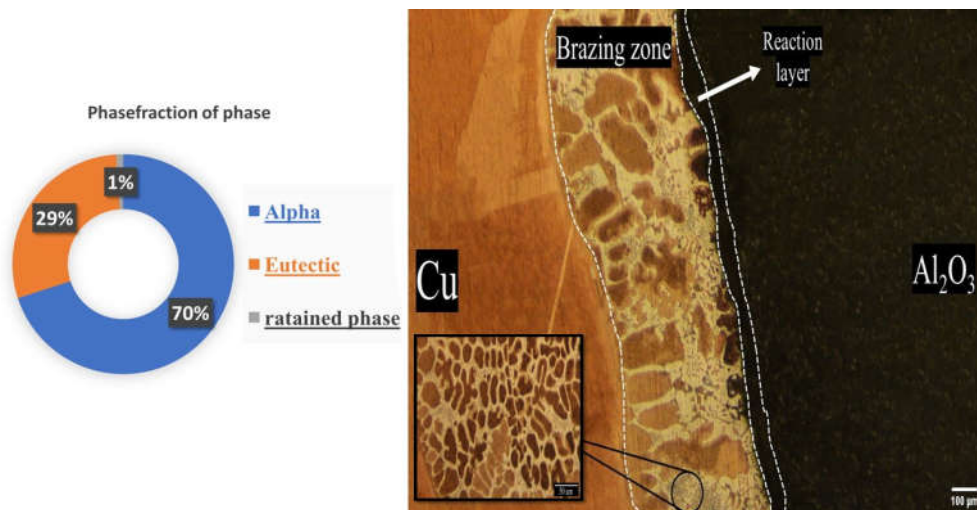


شکل ۳- منحنی لایه‌های میانی Ag-Cu-Ti-Sn و Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr

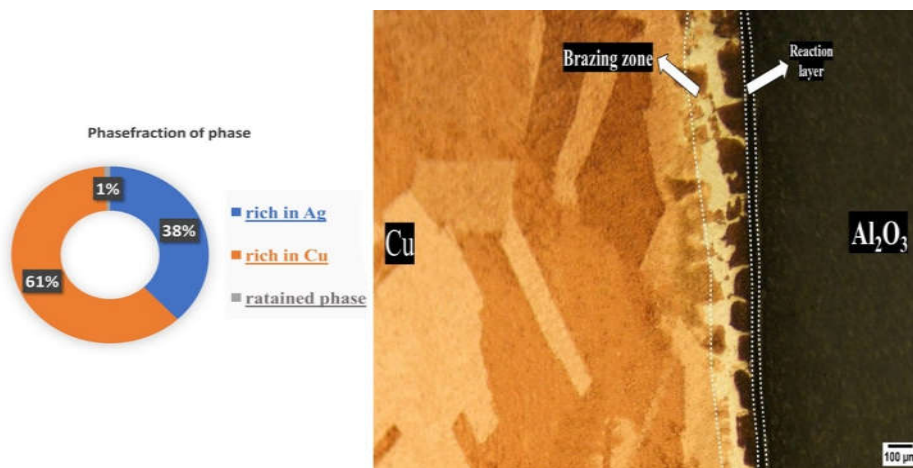
لحیم‌کاری، Ti مستقیماً با سطح سرامیک واکنش می‌دهد و یک لایه تحت عنوان لایه واکنشی^{۱۶} ایجاد می‌کند و ترشوندگی لایه میانی مذاب روی سطح سرامیک را بهبود می‌بخشد و همچنین پیوند بین سرامیک و فلز را تقویت می‌کند (۱۹ و ۲۰).

شکل (۶- الف)، تصویر SEM از اتصال آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn را نشان می‌دهد. در این تصویر حفرات ناشی از انقباض قابل مشاهده است. ناحیه لحیم‌کاری^{۱۷} و لایه واکنشی در تصویر مشخص شده است. از سوی دیگر به دلیل پایین بودن انتقال حرارت سرامیک آلومینا منطقه متأثر از حرارت^{۱۸} نامشخص است. ضخامت ناحیه لحیم‌کاری و لایه واکنشی به ترتیب ۱۴۰ و ۱۲ میکرومتر اندازه‌گیری شد. با افزایش دما، غلظت و ضریب انقباض Ti در مذاب افزایش می‌یابد و همچنین فعالیت Ti (و پتانسیل شیمیایی آن) در مذاب تسریع می‌شود که برای لحیم‌کاری قبل از ذوب کامل آلیاژ و جدایش مذاب کافی است. با نفوذ عناصر Ti به داخل حفرات سطحی آلومینا و همچنین با انحلال فلز پایه در خود، منجر به تجزیه شدن آلومینا به یون‌های اکسیژن و آلومینیوم می‌شود. همچنین Ti به دلیل تمایل بالای خود به واکنش با اکسیژن، با اکسیژن موجود در آلومینا واکنش داده و ترکیب اکسیدی TiO_۲ را تشکیل می‌دهد. عناصر مس موجود در لایه میانی، در جلوی فصل مشترک آلومینا تجمع کرده و با ترکیب با اکسیژن و Ti،

مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn را نشان می‌دهد. ریزساختار اتصال ناحیه لحیم‌کاری، از نوع ساختار هیپویوتکتیک است و همچنین فاز یوتکتیک و فاز اولیه α (غنی از نقره) در تصویر قابل مشاهده است. فاز یوتکتیک به یوتکتیک با مورفولوژی حروف چینی^{۱۵} شبیه است. در این تصویر هیچ‌گونه حفره، آخال و ریزترک مشاهده نمی‌شود. شکل (۵- الف)، تصویر میکروسکوپی نوری از اتصال آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr را نشان می‌دهد. در این اتصال با اضافه شدن ۵ درصد وزنی Zr، باعث می‌شود ساختار اتصال از حالت یوتکتیک خارج شود. در واقع با اضافه شدن عنصر Zr سبب می‌شود کسر حجمی فاز یوتکتیک کاهش یابد. در این تصویر هیچ‌گونه حفره و ریزترک یافت نشد، اما برای بررسی دقیق‌تر باید از تصاویر SEM استفاده کرد. با استفاده از نرم‌افزار Mip نمودار درصد فازهای تشکیل شده در اتصال با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn در شکل (۴- ب) قابل مشاهده است. کسر حجمی دو فاز یوتکتیک و فاز اولیه α به ترتیب ۲۹ و ۷۰ درصد اندازه‌گیری شد. شکل (۵- ب)، درصد فازهای تشکیل شده در اتصال با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr و با استفاده از نرم‌افزار Mip را نشان می‌دهد. کسر حجمی دو فاز غنی از نقره و مس به ترتیب ۳۸ و ۶۱ درصد اندازه‌گیری شد. در طول



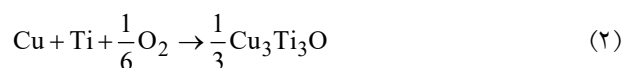
شکل ۴- الف) تصویر میکروسکوپی نوری از اتصال آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn،
 ب) درصد فاز تشکیل شده در ناحیه لحیم کاری با استفاده از نرم افزار Mip.



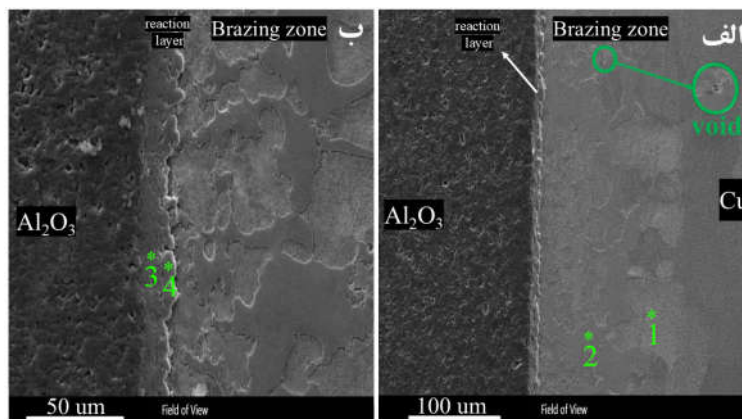
شکل ۵- الف) تصویر میکروسکوپی نوری از اتصال لحیم کاری آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr،
 ب) کسر حجمی فاز غنی از نقره و مس در ناحیه لحیم کاری با استفاده از نرم افزار Mip.

ترکیب شیمیایی چند نقطه از اتصال که در شکل های (۶- الف و ب) مشخص شده است، در جدول (۲) قابل مشاهده می باشد. ملاحظه می شود، لایه میانی از دو فاز غنی از مس و نقره می باشد و دو فاز اکسیدی TiO و Cu₃Ti₃O در جلوی فصل مشترک آلومینا تشکیل شده است. شکل های (۷) و (۸)، به ترتیب آنالیز شیمیایی نقشه عنصری و خطی از اتصال آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn را نشان می دهد. از تصاویر به دست آمده قابل تشخیص است، ناحیه لایه واکنشی غنی از عناصر Al, Cu, Ti می باشد. همچنین ناحیه لحیم کاری غنی از

منجر به تشکیل لایه ناپیوسته Cu₃Ti₃O در جلوی فصل مشترک شده است. واکنش های تجزیه آلومینا و تشکیل TiO و Cu₃Ti₃O در روابط (۱-۳) آورده شده است (۲۱-۲۳):



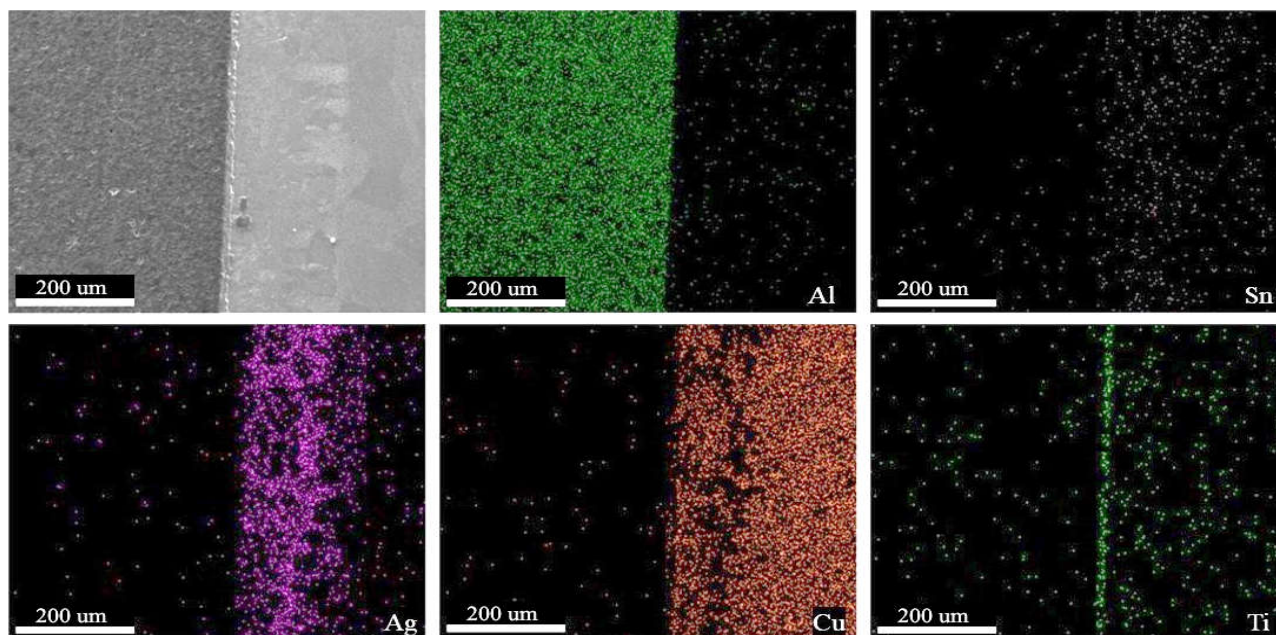
شکل (۶- ب)، تصویر SEM از اتصال آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn را نشان می دهد. نتایج آنالیز SEM-EDS



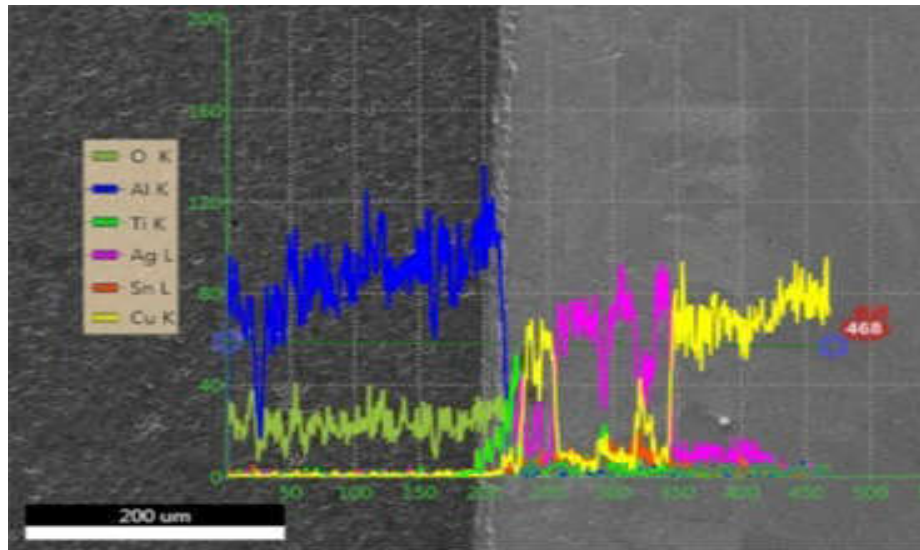
شکل ۶-الف و ب) تصاویر SEM از اتصال لحیم‌کاری Al_2O_3/Cu با لایه میانی $Ag-Cu-Ti-Sn$.

جدول ۲- نتایج آنالیز SEM-EDS نقاط در شکل (۶-الف و ب)

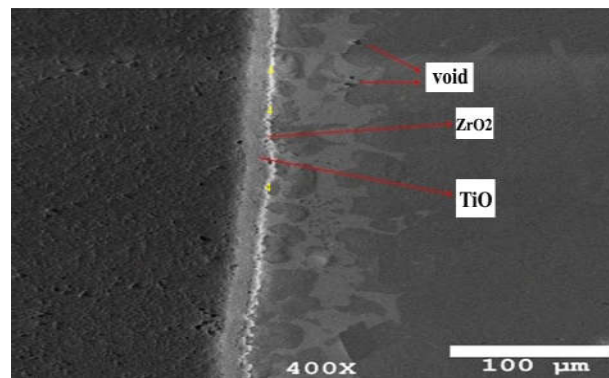
فاز احتمالی	ترکیب شیمیایی برحسب درصد وزنی							نقطه
	Ag	Cu	Ti	Sn	Zr	Al	O	
فاز غنی از مس	۹/۶	۸۷/۶	۰/۷	۱/۱	-	۰/۸	۰/۲	۱
فاز غنی از نقره	۷۷/۷	۱۵/۲	۳/۵	۳/۴	-	۰/۱	۰/۱	۲
TiO	۶/۳	۹/۱	۴۶/۹	۲/۲	-	۱۴/۳	۲۱/۲	۳
$(Al,Cu)_3Ti_3O$	۵/۲	۳۳/۸	۲۸/۷	۲/۲	-	۱۵/۳	۱۴/۸	۴



شکل ۷- آنالیز نقشه‌ای عنصری از تصویر ریزساختار اتصال Al_2O_3/Cu با لایه میانی $Ag-Cu-Ti-Sn$.



شکل ۸- آنالیز خطی عنصری از تصویر ریزساختار اتصال Al_2O_3/Cu با لایه میانی $Ag-Cu-Ti-Sn$.



شکل ۹- تصویر SEM از اتصال Al_2O_3/Cu با لایه میانی $Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr$.

واکنش‌های تشکیل ZrO_2 را بیان می‌کند. در طول لحیم‌کاری، Zr موجود در لایه میانی بروی سطح آلومینا پخش می‌شود و ترشوندگی را بالا می‌برد. همچنین در امتداد مرزخانه‌های آلومینا نفوذ می‌کند و آلومینا طبق رابطه (۱)، به یون‌های Al و O تجزیه می‌یابد. در ادامه Zr با اکسیژن واکنش داده و ترکیب ZrO_2 روی فصل مشترک ایجاد می‌شود. برای تشکیل ZrO_2 ، روابط (۴) و (۵) به صورت زیر ارائه شده‌اند (۷ و ۲۴):



برای اثبات این موضوع که Ti سریع‌تر از Zr با اکسیژن آلومینا واکنش داده و نزدیک‌تر به فصل مشترک آلومینا تشکیل می‌شود

عناصر Ag و Cu است. به علت بالا بودن پتانسیل واکنش عنصر Ti ، در جلوی فصل مشترک آلومینا و لایه میانی تجمع می‌کند. شکل (۹)، تصویر SEM از اتصال آلومینا به مس با لایه میانی $Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr$ را نشان می‌دهد. در این ناحیه به دلیل بالا رفتن درصد وزنی Zr منجر به بیشتر شدن ضخامت لایه واکنش شده است. در نواحی از لایه میانی حفره وجود دارد که ممکن است حفرات ناشی از انقباض لایه میانی باشد. ضخامت ناحیه لایه میانی لحیم‌کاری و لایه واکنشی به ترتیب ۱۳۰ و ۲۲ میکرومتر اندازه‌گیری شدند.

شکل (۱۰)، تصویر SEM از اتصال آلومینا به مس با لایه میانی $Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr$ را نشان می‌دهد. روابط (۴ و ۵)،



شکل ۱۰- تصویر SEM از اتصال $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Cu}$ با لایه میانی $\text{Ag-Cu-Ti-Sn-}5.1\text{Zr}$.

صورت است که، دور بودن Zr از فصل مشترک نسبت به Ti و اختلال در جدایش Zr در مذاب Cu-Ag را می توان به شعاع و جرم اتمی به طور قابل توجه بزرگتر، آنتالپی مولی جزئی نامطلوب و ضریب اکتیویته ضعیف تر Zr نسبت به Ti نسبت داد (۷ و ۲۴).

جدول (۳)، نتایج آنالیز SEM-EDS در چهار نقطه از اتصال که در شکل های (۹) و (۱۰) مشخص شده است را نشان می دهد. قابل مشاهده است که ناحیه لایه واکنشی از دو فاز اکسیدی TiO و ZrO_2 تشکیل شده است. شکل های (۱۱) و (۱۲)، به ترتیب آنالیز شیمیایی نقشه عنصری و خطی از تصویر ریزساختار اتصال آلومینا به مس با لایه میانی $\text{Ag-Cu-Ti-Sn-}5.1\text{Zr}$ را نشان می دهد. آنالیز شیمیایی نقشه عنصری و خطی، اثبات اینکه Ti نسبت به Zr نزدیک تر به فصل مشترک است را تأیید می کند. ملاحظه می شود در ناحیه لایه واکنشی عناصر Ti، Zr و Cu جلوی لایه واکنشی تجمع کرده اند. در ناحیه لحیم کاری عناصر Sn، Ag و Cu حضور دارند. شکل (۱۳)، مقایسه بین ضخامت مناطق لایه میانی لحیم کاری و لایه واکنشی در اتصالات لحیم کاری با دو لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn و $\text{Ag-Cu-Ti-Sn-}5.1\text{Zr}$ را نشان می دهد.

شکل (۱۴)، آنالیز پراش پرتو ایکس از سطح مقطع اتصالات با لایه میانی های Ag-Cu-Ti-Sn و $\text{Ag-Cu-Ti-Sn-}5.1\text{Zr}$ را

را به دو طریق می توان تشریح کرد. اولین روش، مقایسه انرژی آزاد گیبس تشکیل واکنش های ارائه شده در روابط (۳) و (۴) می باشد. انرژی آزاد گیبس استاندارد تشکیل واکنش (رابطه ۴)، طبق رابطه ترمودینامیکی (۶) قابل محاسبه می باشد.

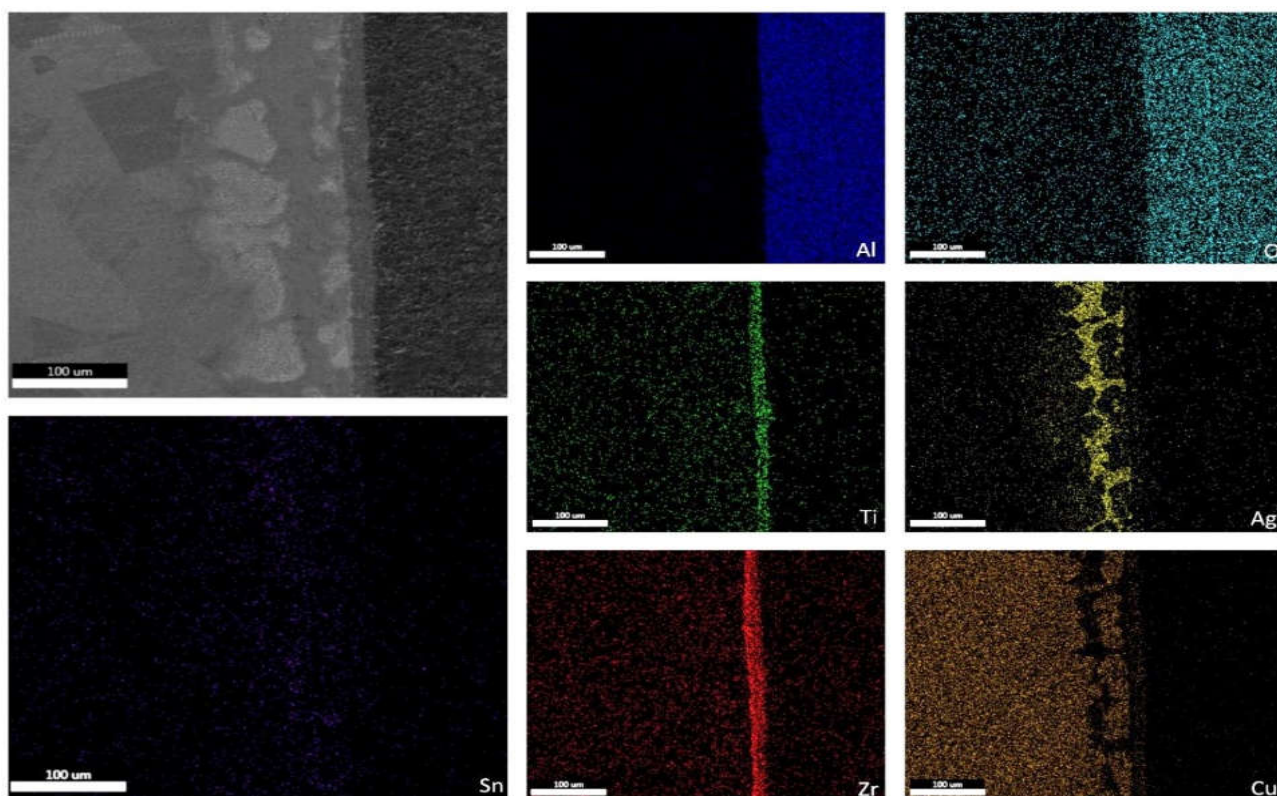
$$\Delta G_T^\circ = 106603 - 74.63T \rightarrow$$

$$\Delta G_{(T=1153K)}^\circ = +20.5 \text{Kj/mol} \quad (6)$$

در دمای ۸۸۰ درجه سانتی گراد (۱۱۵۳ درجه کلوین)، مقدار انرژی آزاد گیبس استاندارد تشکیل واکنش (رابطه ۴) عددی مثبت (۲۰/۵ KJ/mol) است. با این نتیجه واکنش (رابطه ۴)، به طور خودبه خودی صورت نمی گیرد. از طرفی با استفاده از اطلاعات در پژوهش های قبلی مقدار انرژی آزاد گیبس استاندارد تشکیل واکنش (رابطه ۳)، ($\Delta G_{T=1153K}^\circ = -37.1 \text{Kj/mol}$) اندازه گیری شده است که نشان می دهد واکنش (رابطه ۳) به صورت خودبه خودی انجام می شود. از مقایسه محاسبات ترمودینامیکی می توان نتیجه گرفت واکنش تشکیل فاز TiO سریع تر از فاز ZrO_2 انجام می شود و با اکسیژن موجود در سرامیک آلومینا سریع تر واکنش داده و منجر به تشکیل یک لایه واکنشی بین سرامیک و لایه میانی می شود. اما تشکیل ترکیبات روی آلومینا می تواند انرژی آزاد گیبس را در رابطه (۵) کاهش دهد و به نفع تشکیل ZrO_2 در فصل مشترک باشد (۸، ۲۴ و ۲۵). روش دوم اثبات به این

جدول ۳- نتایج آنالیز EDS نقاط در شکل‌های (۹) و (۱۰)

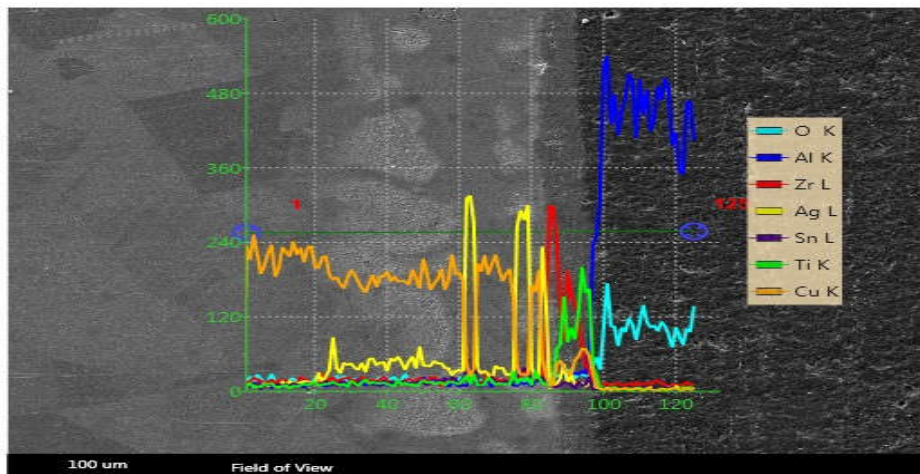
فاز احتمالی	ترکیب شیمیایی برحسب درصد وزنی							نقطه
	Ag	Cu	Ti	Sn	Zr	Al	O	
فاز غنی از مس	۱۰/۱	۸۳/۱	۰/۸	۰/۴	۲/۲	۱/۲	۲/۲	۱
فاز غنی از نقره	۷۲/۵	۱۱/۳	۰/۴	۴/۲	۱/۳	۰/۵	۹/۸	۲
TiO	۶/۳	۹/۱	۴۶/۹	۲/۲	-	۱۴/۳	۲۱/۲	۳
ZrO ₂	۱/۶	۳/۸	۳/۲	۰/۷	۷۵/۳	۰/۵	۱۴/۹	۴



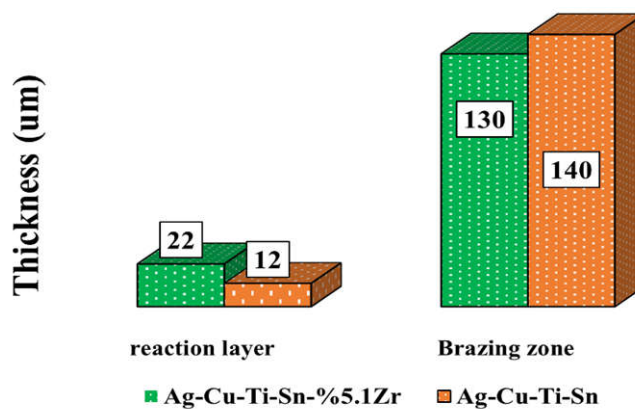
شکل ۱۱- آنالیز نقشه‌ای عنصری از تصویر ریزساختار اتصال Al₂O₃/Cu با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr.

۳-۳- بررسی خواص مکانیکی اتصالات لحیم‌کاری شده شکل (۱۵)، نتایج آزمون استحکام برشی اتصالات لحیم‌کاری را نشان می‌دهد. اتصال با لایه میانی حاوی ۵/۱ درصد وزنی زیرکونیوم، ضخامت لایه واکنشی (۲۲ μm) و ضخامت لایه میانی (۱۵۰ μm) بالاتری نسبت به اتصال با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn دارد. این عوامل سبب شد اتصال با لایه میانی حاوی ۵/۱ درصد وزنی زیرکونیوم استحکام (۱۲ MPa) بالاتری نسبت به اتصال با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn (۹ MPa) داشته باشد.

نشان می‌دهد. در الگو پراش مربوط به اتصال با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn، فاز TiO₂ تشکیل شده جلوی فصل مشترک سرامیک آلومینا را تأیید می‌کند، اما پیک‌های فاز Cu₃Ti₃O نیز ممکن است در بین پیک‌های پس زمینه ترکیب شده و در نتیجه قابل تشخیص نباشند. همچنین در الگو پراش مربوط به اتصال با لایه میانی 5.1Zr-Ag-Cu-Ti-Sn، تشکیل فازهای اکسیدی ZrO₂ و TiO₂ را تأیید می‌کند. فازهای مربوط به Al₂O₃، Cu، Ag به ترتیب مربوط به فلزات پایه و لایه میانی می‌باشد.

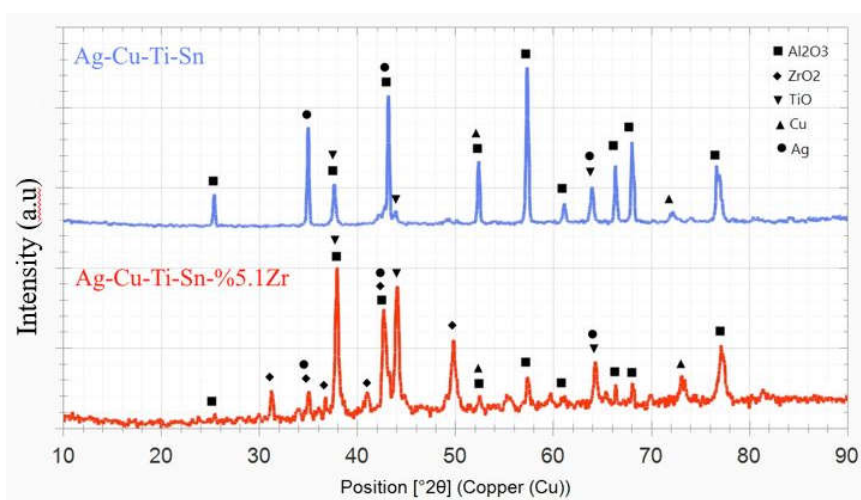


شکل ۱۲- آنالیز خطی عنصری از تصویر ریزساختار اتصال $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Cu}$ با لایه میانی $\text{Ag-Cu-Ti-Sn-}5.1\text{Zr}$.

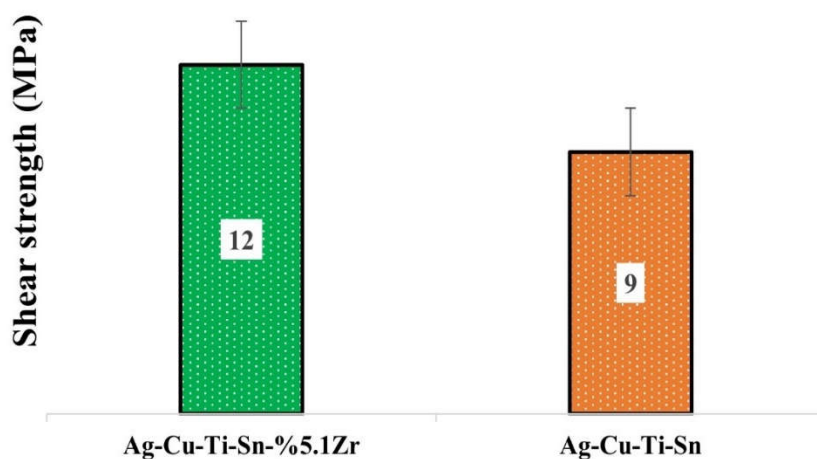


شکل ۱۳- مقایسه بین ضخامت مناطق لایه میانی لحیم کاری و لایه واکنشی در اتصالات

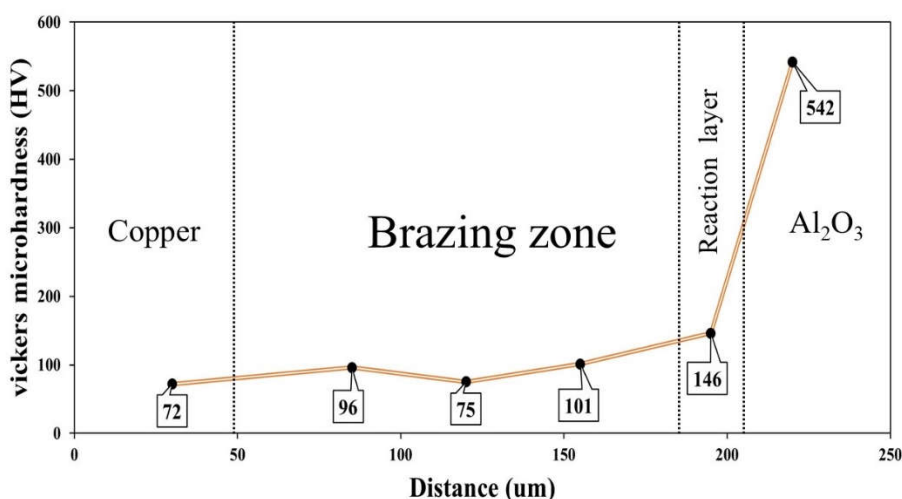
لحیم کاری با دو لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn و $\text{Ag-Cu-Ti-Sn-}5.1\text{Zr}$.



شکل ۱۴- نتایج الگوهای پراش از سطح مقطع اتصالات با لایه میانی های $\text{Ag-Cu-Ti-Sn-}5.1\text{Zr}$ و Ag-Cu-Ti-Sn .



شکل ۱۵- نتایج آزمون استحکام برشی اتصالات لحیم کاری.

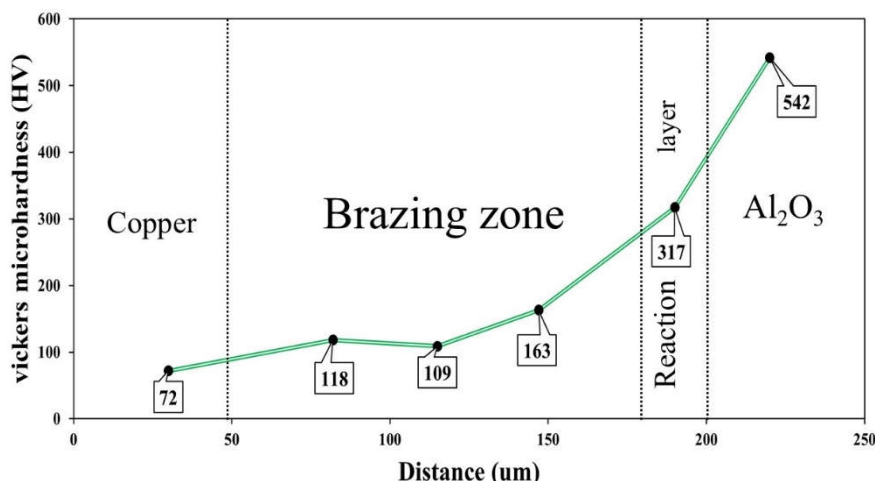


شکل ۱۶- نمودار ریزسختی ویکرز اتصال آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn.

8×10^{-6} ، $10/5 \times 10^{-6}$ ، $9/5 \times 10^{-6}$ ، $15/2 \times 10^{-6}$ ، $19/2 \times 10^{-6}$ و 17×10^{-6} بر درجه سانتی گراد اندازه گیری شده است. در واقع می توان گفت اندازه ضخامت لایه واکنش ZrO_2 در میزان استحکام اتصال بسیار مهم است و برای به دست آمدن بالاترین مقدار استحکام باید ضخامت ZrO_2 بهینه باشد (۷ و ۲۶).

نمودار ریزسختی ویکرز^{۱۹} اتصال سرامیک آلومینا و مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn در شکل (۱۶) نشان داده شده است. سختی فلزات پایه آلومینا و مس به ترتیب ۵۴۲ و ۷۲ ویکرز اندازه گیری شدند. در ناحیه لحیم کاری، از سه نقطه متفاوت (از فلز پایه مس به سمت لایه واکنشی)، آزمون ریزسختی انجام

ZrO_2 دارای سه پلی مورف است، مونوکلینیک ($m-ZrO_2$)، تتراگونال ($t-ZrO_2$) و مکعبی ($c-ZrO_2$). علاوه بر این، $m-ZrO_2$ یک ساختار پایدار در دما و فشار اتاق است. در طی سرد شدن، تبدیل چندشکلی $t-ZrO_2$ به $m-ZrO_2$ با افزایش حجم تقریباً ۳ تا ۵ درصدی همراه است. در نتیجه تغییر حجم، تنش های پسماند می تواند با این تغییر حجم ایجاد شود و منجر به تشکیل ریز ترکها در لایه واکنش $m-ZrO_2$ شود. همچنین تشکیل فازهای ZrO_2 ، TiO و $Ag-Cu$ سبب کاهش اختلاف CTE بین سرامیک آلومینا و مس می شود. ضریب انبساط حرارتی سرامیک آلومینا، ZrO_2 ، TiO ، Ti_3Cu_3O ، $Ag-Cu$ و فلز مس به ترتیب



شکل ۱۷- نمودار ریزسختی ویکرز اتصال آلومینا به مس با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr.

مکانیکی استثنایی مانند سختی بالا می‌باشند. سختی به شدت به ایجاد و حرکت نابجایی‌ها بستگی دارد و علاوه بر این، برای حرکت یک نابجایی، ابتدا باید پیوند شیمیایی شکسته شود و سپس نابجایی باید بر تنش اصطکاکی شبکه غلبه کند (۲۷).

۴- نتیجه گیری

در این مطالعه، اتصال غیرهمجنس آلومینا به مس با استفاده از لایه‌های میانی Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr و Ag-Cu-Ti-Sn به مدت ۱۵ دقیقه و به ترتیب در دماهای ۸۴۰ و ۸۸۰ درجه سانتی‌گراد با روش لحیم‌کاری سخت‌القایی، متصل شدند. نتایج زیر به دست آمد:

۱- ریزساختار اتصالات لحیم‌کاری، متشکل از دو ناحیه لحیم‌کاری و لایه واکنشی می‌باشند. اتصال آلومینا به مس با استفاده از لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn، در ناحیه لحیم‌کاری ترکیبات یونکتیک Ag-Cu و در ناحیه لایه واکنشی دو فاز پیوسته TiO و ناپیوسته Cu_3Ti_3O مشاهده شد. اتصال آلومینا به مس با استفاده از لایه میانی حاوی ۵/۱ درصد وزنی زیرکونیوم، در ناحیه لحیم‌کاری دو فاز غنی از مس و نقره و در ناحیه لایه واکنشی دو فاز اکسیدی TiO و ZrO_2 مشاهده شد.

۲- اتصال با لایه میانی حاوی ۵/۱ درصد وزنی زیرکونیوم،

گرفت که به ترتیب دارای سختی ۷۵، ۹۶ و ۱۰۱ ویکرز می‌باشند. منطقه غنی از نقره دارای کم‌ترین سختی (۷۵ ویکرز) و منطقه نزدیک به لایه واکنشی بدلیل تجمع عناصر Cu و Ti دارای بیش‌ترین مقدار سختی (۱۰۱ ویکرز) در این ناحیه می‌باشند. در ناحیه لایه واکنشی به دلیل حضور فاز TiO مقدار سختی به ۱۴۶ ویکرز افزایش یافت. نمودار ریزسختی ویکرز اتصال با لایه میانی حاوی ۵/۱ درصد وزنی زیرکونیوم در شکل (۱۷) نشان داده شده است. به‌طور مشابه در ناحیه لحیم‌کاری، از سه نقطه متفاوت (از فلز پایه مس به سمت لایه واکنشی)، آزمون ریزسختی انجام گرفت و سختی در این نقاط ۱۴۴، ۸۳ و ۱۸۸ ویکرز اندازه‌گیری شدند. افزایش سختی در اتصال با لایه میانی حاوی ۵/۱ درصد وزنی زیرکونیوم به دلیل افزودن عنصر زیرکونیوم نسبت به اتصال با لایه میانی بدون زیرکونیوم قابل مشاهده است. به دلیل تجمع عناصر آلیاژی Ti و Zr در ناحیه نزدیک به لایه واکنشی سبب می‌شود بالاترین مقدار سختی در ناحیه لایه واکنشی را داشته باشد. به دلیل تشکیل ترکیبات اکسیدی TiO و ZrO_2 در ناحیه لایه واکنشی مقدار سختی در این ناحیه ۳۱۷ ویکرز اندازه‌گیری شد که نسبت به اتصال با لایه میانی بدون زیرکونیوم، افزایش ۱۱۷ درصدی داشته است.

ترکیبات اکسیدی نظیر ZrO_2 و TiO، معمولاً پیوند اتمی آن‌ها از نوع کووالانسی است و به‌طور کلی دارای خواص

ناحیه لحیم‌کاری، در تمام نقاط اتصال سختی بالاتری نسبت به اتصال با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn دارد.

تشکر و سپاسگزاری

پژوهش حاضر با حمایت شرکت دانش بنیان بهیار صنعت اصفهان و دانشگاه صنعتی اصفهان (دانشکده مهندسی مواد) به انجام رسیده است. بدین وسیله از کلیه افرادی که در انجام پژوهش کمک کردند، تشکر و قدردانی می‌شود.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

ضخامت لایه میانی لحیم‌کاری پایین‌تر ($150 \mu\text{m}$) و ضخامت لایه واکنشی بالاتری ($22 \mu\text{m}$) نسبت به اتصال با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn دارد. این عوامل سبب شد اتصال با لایه میانی حاوی ۱/۵ درصد وزنی زیرکونیوم استحکام (12 MPa) بالاتری نسبت به اتصال با لایه میانی Ag-Cu-Ti-Sn (9 MPa) داشته باشد.

۳- نتایج آزمون ریزسختی اتصالات نشان داد که ناحیه لایه واکنشی هر اتصال بالاترین مقدار سختی را در نواحی اتصال دارد. مقدار سختی ناحیه لایه واکنشی دو اتصال با لایه‌های میانی Ag-Cu-Ti-Sn و Ag-Cu-Ti-Sn-5.1Zr به ترتیب ۳۱۷ و ۱۴۶ ویکرز اندازه‌گیری شد. همچنین در اتصال با لایه میانی حاوی ۵/۱ درصد وزنی زیرکونیوم، به دلیل تجمع عناصر زیرکونیوم در جلوی لایه واکنشی و

واژه‌نامه

1. coefficient of thermal expansion (CTE)
2. diffusion bonding
3. active metal brazing (AMB)
4. transient liquid phase
5. wetting
6. active brazing alloy (ABA)
7. molybdenum/manganese metallization
8. spreading
9. vacuum arc remelting (VAR)
10. chemical etching

11. optical microscope (OM)
12. scanning electron microscope (SEM)
13. energy dispersive spectroscopy (EDS)
14. differential scanning calorimetry (DSC)
15. Chinese script morphology
16. reaction layer
17. brazing zone
18. heat affected zone (HAZ)
19. Vickers microhardness

مراجع

1. Michálek M, Michálková M, Blugan G, Kuebler J. Strength of pure alumina ceramics above 1GPa. *Ceram Int*. 2018; 44(3): 3255-60. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.07.029>
2. Wang JL, Yang ZW, Wang Y, Wang DP, Li HJ. Microstructural stability and mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Kovar 4 J34}$ joint vacuum brazed using Ag-5Cu-1Al-1.25Ti (wt%) filler metal. *J Manuf Process*. 2021; 72: 553-64. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.10.057>
3. Peng Y, Li J, Shi J, Li S, Xiong J. Microstructure and mechanical properties of Al_2O_3 ceramic and Ti_2AlNb alloy joints brazed with Al_2O_3 particles reinforced Ag-Cu filler metal. *Vacuum*. 2021; 192:110430. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110430>
4. Wang H, Wang P, Zhong Z, Cao J, Qi J. Microstructure evolution and mechanical properties of $\text{SiO}_2/\text{SiO}_2$ composites joints brazed by bismuth glass. *Ceram Int*. 2022; 48(4): 5840-4. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.11.132>
5. Di Caprio F, Russo A, Manservigi C, Scigliano R, De Stefano Fumo M, Tescione D, et al. Damage tolerance evaluation of a C/C-SiC composite body flap of a re-entry vehicle. *Compos Struct*. 2021; 274: 114341. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114341>
6. Fu W, Xue Y, Dai J, Song X, Hu S, Bian H, et al. Insights into the adsorption and interfacial products improving the wetting of the Ag-Ti/graphite and Cu-Ti/graphite systems: A first-principles calculation. *Surf Interfaces*. 2023; 38:102840. <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2023.102840>
7. Rajendran SH, Hwang SJ, Jung JP. Active Brazing of

- Alumina and Copper with Multicomponent Ag-Cu-Sn-Zr-Ti Filler. *Metals*. 2021; 11(3):509. <https://doi.org/10.3390/met11030509>
8. Cao Y, Yan J, Li N, Zheng Y, Xin C. Effects of brazing temperature on microstructure and mechanical performance of Al₂O₃/AgCuTi/Fe-Ni-Co brazed joints. *J Alloys Compd*. 2015; 650:30-6. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.07.237>
 9. Wang Y, Liu M, Zhang H, Wen Z, Chang M, Feng G, et al. Fabrication of reliable ZTA composite/Ti₆Al₄V alloy joints via vacuum brazing method: Microstructural evolution, mechanical properties and residual stress prediction. *J Eur Ceram*. 2021; 41(7):4273-83. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2021.02.043>
 10. Wang N, Wang DP, Yang ZW, Wang Y. Interfacial microstructure and mechanical properties of zirconia ceramic and niobium joints vacuum brazed with two Ag-based active filler metals. *Ceram Int*. 2016; 42(11):12815-24. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.05.045>
 11. Lan L, Yu J, Yang Z, Li C, Ren Z, Wang Q. Interfacial microstructure and mechanical characterization of silicon nitride/nickel-base superalloy joints by partial transient liquid phase bonding. *Ceram Int*. 2016; 42(1, Part B):1633-9. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.09.115>
 12. Wang M, Tao X, Xu X, Miao R, Du H, Liu J, et al. High-temperature bonding performance of modified heat-resistant adhesive for ceramic connection. *J Alloys Compd*. 2016; 663:82-5. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.12.116>
 13. Halbig MC, Asthana R, Singh M. Diffusion bonding of SiC fiber-bonded ceramics using Ti/Mo and Ti/Cu interlayers. *Ceram Int*. 2015; 41(2, Part A):2140-9. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.10.014>
 14. Kassam TA, Hari Babu N, Ludford N, Yan S, Howkins A. Secondary Phase Interaction at Interfaces of High-Strength Brazed Joints made using Liquid Phase Sintered Alumina Ceramics and Ag-Cu-Ti Braze Alloys. *Sci Rep*. 2018; 8(1):3352. <https://doi.org/10.1038/s41598-018-20674-w>
 15. Lin K-L, Singh M, Asthana R. Interfacial characterization of alumina-to-alumina joints fabricated using silver-copper-titanium interlayers. *Mater Charact*. 2014; 90: 40-51. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.01.009>
 16. Fu W, Song XG, Hu SP, Chai JH, Feng JC, Wang GD. Brazing copper and alumina metallized with Ti-containing Sn_{0.3}Ag_{0.7}Cu metal powder. *Mater Des*. 2015; 87:579-85. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.081>
 17. Shin J, Sharma A, Jung D-h, Jung JP. Effect of Sn Content on Filler and Bonding Characteristics of Active Metal Brazed Cu/Al₂O₃ Joint. *Korean J Met Mater*. 2018; 56(5):366-74. <https://doi.org/10.3365/KJMM.2018.56.5.366>
 18. Kar A, Mandal S, Ghosh RN, Ghosh TK, Ray AK. Role of Ti diffusion on the formation of phases in the Al₂O₃-Al₂O₃ brazed interface. *J Mater Sci*. 2007; 42(14): 5556-61. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-1092-6>
 19. Stephens JJ, Hosking FM, Headley TJ, Hlava PF, Yost FG. Reaction layers and mechanisms for a Ti-activated braze on sapphire. *Metall Mater Trans A*. 2003; 34(12):2963-72. <https://doi.org/10.1007/s11661-003-0195-9>
 20. Jasim KM, Hashim FA, Yousif RH, Rawlings RD, Boccaccini AR. Actively brazed alumina to alumina joints using CuTi, CuZr and eutectic AgCuTi filler alloys. *Ceram Int*. 2010; 36(8):2287-95. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.07.029>
 21. Hirnyj S, Indacochea E. Phase transformations in Ag_{70.5}Cu_{26.5}Ti₃ filler alloy during brazing processes. *Chem Met Alloys*. 2008; 1. <http://dx.doi.org/10.30970/cma1.0071>
 22. Kelkar GP, Carim AH. Al solubility in M6X compounds in the Ti-Cu-O system. *Mater Lett*. 1995; 23(4):231-5. [https://doi.org/10.1016/0167-577X\(95\)00029-1](https://doi.org/10.1016/0167-577X(95)00029-1)
 23. Ali M, Knowles KM, Mallinson PM, Fernie JA. Microstructural evolution and characterisation of interfacial phases in Al₂O₃/Ag-Cu-Ti/Al₂O₃ braze joints. *Acta Mater*. 2015; 96:143-58. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.05.048>
 24. Raghava Simhan D, Mukhopadhyay P, Ghosh A. On segregation of Zr and wettability of active Ag-Cu-Zr alloy on cubic boron nitride surface. *Mater Lett*. 2017; 207: 183-6. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2017.07.080>
 25. Zhu H, Min J, Li J, Ai Y, Ge L, Wang H. In situ fabrication of (α-Al₂O₃+Al₃Zr)/Al composites in an Al-ZrO₂ system. *Compos Sci Technol*. 2010; 70(15):2183-9. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.08.021>
 26. Kassam TA, Nadendla HB, Ludford N, Buisman I. The Effect of Post-grinding Heat Treatment of Alumina and Ag-Cu-Ti Braze Preform Thickness on the Microstructure and Mechanical Properties of Alumina-to-Alumina-Brazed Joints. *J Mater Eng Perform*. 2016; 25(8):3218-30. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2070-z>
 27. Sun G, Feng X, Wu X, Zhang S, Wen B. Is hardness constant in covalent materials? *J Mater Sci Technol*. 2022; 114:215-21. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.10.032>