E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 8, Number 1, 2022



Atomic diffusion modeling and investigation of joining properties of TLP in AA2024 to AA6061 alloys

A. Anbarzadeh[1], H. Sabet[2*], A.R. Geranmayeh[1]

1- Department of Materials Engineering- South Tehran Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.
2- Department of Materials Engineering- Karaj Branch, Islamic Azad University, Karaj, Iran.

Received 16 June 2021 ; Accepted 22 September 2021

Abstract

In this study, to bond AA2024 and AA6061 alloys to each other, three elements (Sn, Zn and Ga) were considered as interlayer elements in terms of atomic diffusion depth in the base metal and storage at 453°C for 2 days, 10 hours, 210 minutes, and 30 seconds that they were examined for atomic diffusion modeling. Finally, the two alloys were connected at a temperature of 453°C in a furnace environment under a vacuum of 7.5×10^{-13} Torr under a transient liquid phase process. The effect of changing the thickness of the interlayer on the connection of the two alloys are examined with practical tests such as metallography, SEM, the distribution map of the elements, hardness test, the linear scan of the elements at the joint, and tensile strength test in two modes, 1: investigating the effect of changing the thickness of the interlayer on strength, and 2: investigating the change in joint strength by increasing sample retention time in the furnace. As the thickness of the interlayer increases (from 20 to 70 µm), the bond strength decreases. The maximum tensile strength of joint with the 20 µm thickness Sn-5.3Ag-4.6Bi interlayer is 52 MPa.

Keywords: Atomic diffusion modeling, Microstructure, AA2024, AA6061, Transient liquid phase

Corresponding Author: h-sabet@kiau.ac.ir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

شاپا:2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال هشتم، شماره1، بهار و تابستان 1401



مدل سازی نفوذ اتمی و بررسی خواص مکانیکی و ساختاری اتصال TLP آلیاژهای AA2024 به AA6061

امین عنبرزاده[1]، حامد ثابت[2*]، عبدالرضا گرانمایه ارومیه[1]

1- گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد تهران جنوب، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران.

2- گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران.

دریافت مقاله: 1400/03/26 ؛ پذیرش مقاله: 1400/06/31

چکیده

در این تحقیق، برای اتصال آلیاژهای AA2024 و AA6061 به یکدیگر، سه عنصر (Sn، Zn و Ga) به عنوان عناصر کاندید لایه واسط از نظر عمق نفوذ اتمی در فلزپایه در نظر گرفته شد و در دمای 453 درجه سانتی‌گراد در زمان‌های 2 روز، 10 ساعت، 210 دقیقه و 30 ثانیه مورد بررسی مدل سازی نفوذ اتمی قرار گرفت. در نهایت در دمای 453 درجه سانتی‌گراد و در محیط کوره تحت خلاء $7/5 \times 10^{-13}$ تور و تحت فرایند فاز مایع گذرا به یکدیگر متصل شدند. اثر تغییر ضخامت لایه واسط بر اتصال دو آلیاژ مذکور با آزمایش‌های عملی نظیر تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی، آزمون استحکام کششی در دو حالت بررسی اثر تغییر ضخامت لایه واسط بر استحکام و بررسی تغییر استحکام اتصال با افزایش زمان نگهداری نمونه در کوره، سختی سنجی، نقشه توزیع عناصر و اسکن خطی عناصر در محل اتصال بررسی شده است. با افزایش ضخامت لایه واسط از 20 به 70 میکرومتر، استحکام اتصال کاهش می‌یابد. حداکثر استحکام برای اتصال فلزات پایه با لایه واسط Sn-5.3Ag-4.6Bi به ضخامت 20 میکرومتر معادل 52 MPa به دست آمد.

کلمات کلیدی: مدل‌سازی نفوذ اتمی، ریز ساختار، AA2024، AA6061، فاز مایع گذرا.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: h-sabet@kiau.ac.ir

1- مقدمه

در روش فاز مایع گذرا، دو فلزپایه با استفاده از یک آلیاژ لایه واسط به یکدیگر متصل می‌شوند. دمای ذوب آلیاژ لایه واسط باید کمتر از دمای ذوب فلزات پایه باشد [1]. پس از حرارت دادن و ذوب شدن، به صورت همدما منجمد می‌شود و یک اتصال دائمی را ایجاد می‌کند. نفوذ متقابل اتم‌ها در ناحیه فصل مشترک نیز باعث همگن شدن منطقه اتصال می‌شود [2]. روش فاز مایع گذرا در ابتدا برای متصل کردن سوپر آلیاژهای حساس به ترک

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

گرم‌ایجاد شد [3]. لایه واسط به طور معمول یک آلیاژ یوتکتیک است [4].

آلیاژ AA2024، آلیاژی است با 4 درصد وزنی Cu و چگالی $2/7gr/Cm^3$ که مقاومت به خوردگی مطلوب و قابلیت رسوب سخت پذیری دارد [5]. استحکام تسلیم آلیاژ AA2024-O، معادل 75 MPa و استحکام آلیاژ رسوب سخت شده آن (AA2024-T4) معادل 324 MPa است [6]. دمای سالیدوس AA2024-T4، 502 درجه سانتی‌گراد است [5و7]. پیش از این استفاده از لایه واسط Cu به ضخامت 22µm برای ایجاد اتصال نفوذی Al7075 به Ti-6Al-4V با روش فاز مایع گذرا، توسط ال. هازا و همکاران مورد بررسی قرار گرفته است. در این روش بعد از 30 دقیقه حداکثر استحکام اتصال 19/5 MPa بدست آمد [8]. سپس همین تیم تحقیقاتی ریزساختار لایه واسط Sn-3.6Ag-1Cu را مورد بررسی قرار داد [9]. فرایند فاز مایع گذرا برای اتصال آلیاژهای Al7075 به Ti-6Al-4V با لایه واسط‌های از جنس 10Zn-3.5Bi و Sn-4Ag-3.5Bi با ضخامت 50µm توسط کنویسی و همکاران مورد بررسی قرار گرفت که به ترتیب برای این آلیاژهای لایه واسط، حداکثر استحکام 30 MPa و 36 MPa را حاصل کرد [10و11].

پیوند نفوذی Al2024 به Ti-6Al-4V با لایه واسط متناوب Cu/Sn/Cu در محیط خلاء در دمای 510 درجه سانتی‌گراد حداکثر استحکام 37 MPa را حاصل کرد [12]. سماواتیان و همکاران در محیط خلاء و در دمای 510 درجه سانتی‌گراد، آلیاژ لایه واسط Cu-22Zn را برای اتصال Al2024 به Ti-6Al-4V مورد استفاده قرار دادند که بعد از مدت یک ساعت حداکثر استحکام 37 MPa برای آن بدست آمد [13]. فرایند فاز مایع گذرای دو مرحله‌ای توسط عنبرزاده و همکاران برای اتصال آلیاژهای Al2024 به Ti-6Al-4V با لایه واسط Sn-5.3Ag-4.2Bi، با ضخامت 50µm و با دمای مرحله دوم 453 درجه سانتی‌گراد نیز بررسی شد و استحکام 62 MPa را حاصل کرده است [14].

مدل‌سازی‌های حرارتی یک بعدی و دو بعدی، برای اتصال آلیاژهای AA2024-T4 به AA6061-T6 به روش فرایند فاز مایع گذرا، در دمای 253 درجه سانتی‌گراد انجام شد [15]. در برخی از مدل‌سازی‌های نفوذ اتمی فرایند فاز مایع گذرا، حرکت مرز بین لایه واسط و فلزپایه مبنای سنجش میزان عمق نفوذ است [16]. مدل‌سازی یک بعدی پیش بینی عمق نفوذ اتمی در فرایند فاز مایع گذرا با لایه واسط Al-4.5Cu و فلزپایه آلومینم خالص در دمای 660 -640 درجه سانتی‌گراد نیز انجام شده است [1]. در دمای 253 درجه سانتی‌گراد آلیاژهای AA2024-T4 به AA6061-T6 با استحکام 12/3 MPa به روش فاز مایع گذرا لحیم‌کاری نرم شدند. در این شرایط از لایه واسط Sn-2.4Bi با ضخامت 50 میکرومتر و ماندگاری 210 دقیقه در کوره استفاده شده است (عنبرزاده و همکاران) [17]. در تحقیقات دیگر، سیستم فاز مایع گذرای Cu/Sn/Cu مورد بررسی قرار گرفته که نشان داد با افزایش زمان فرایند، ترکیب Cu_6Sn_5 در محل اتصال شکل می‌گیرد (اچ. وای. ژاو، و ال. سان و همکاران) [18و19]. در دمای کمتر از 13/2 درجه سانتی‌گراد تغیر حالت قلع بتا (قلع سفید، شبکه تتراگونال مرکز دار) به قلع آلفا (قلع خاکستری، شبکه الماسی) رخ می‌دهد (دی مایو و همکاران) [20] که از آن به عنوان آفت قلع نام برده می‌شود (پنگ و همکاران) [21]. شواهدی وجود دارد که بیان می‌کند عنصر Cu، Fe و Ni می‌تواند به رشد آفت قلع کمک کند اما تاثیر قابل توجهی ندارد (پلومبریج و همکاران) [22]. وجود مقدار بسیار کمی از عنصر Bi (0/0035 درصد وزنی) در آلیاژ می‌تواند سرعت تشکیل آفت قلع را کند نماید (کورنلیوس و همکاران) [23]. آزمایش‌های نشان می‌دهد اولین ذرات آفت قلع در آلیاژهای حاوی 0/3 درصد وزنی Bi در دمای کمتر از 13/2 درجه سانتی‌گراد بعد از 330 روز مشاهده شده است و آلیاژ Sn-8Zn-3Bi بعد 6 سال دچار هیچگونه آفت قلعی نشده است [23]. مقاومت آلیاژ Sn-3.5Ag به آفت قلع تا 9 سال بعد از قرار گرفتن در بازه دمایی 18- تا 40- درجه سانتی‌گراد، متوسط ذکر شده است[23].

در این تحقیق، برای اتصال آلیاژهای AA2024 و AA6061 به یکدیگر، سه عنصر به عنوان عناصر کاندید لایه واسط از نظر عمق نفوذ اتمی در فلزپایه در نظر گرفته شده و به روش

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

مدل‌سازی نفوذ اتمی استفاده شده در دانشگاه ویسکانسین مورد بررسی قرار گرفت [1].

2- روش آزمایش

2-1-انتخاب عنصر زمینه لایه واسط با استفاده از مدل‌سازی

برای ایجاد قابلیت برنامه‌نویسی و قابل محاسبه شدن شرایط نزدیک به شرایط واقعی، لازم است تا پیش فرض‌ها و شرایط مرزی مشخصی را برای یک مساله تعریف کنیم. در این تحقیق فرض بر این است که وقتی سیستم بلافاصله به دمای نگهداری ثابت می‌رسد، خواص حرارتی و نفوذ جرمی به طور کامل ثابت باشد. خطای این فرض ناچیز است زیرا براساس مدل‌های حرارتی تهیه شده در مراجع، سرعت همگن شدن حرارت، که از نفوذ حرارتی بالای آلومینیم (نسبت به عمده فلزات صنعتی) ناشی می‌شود به حدی بالاست که در کمتر از 30 ثانیه پس از رسیدن حرارت محیط به دمای مورد نظر، حرارت در محل اتصال یکنواخت، همگن و ثابت می‌شود [15]. از طرف دیگر فرض می‌کنیم که مدل نفوذ اتمی در این تحقیق از قانون دوم نفوذ فیک تبعیت می‌کند. همچنین غلظت عناصر در مرز لایه واسط را ثابت فرض می‌کنیم. براساس قانون دوم فیک:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (1)$$

$$C = C_i \quad \text{در} \quad t = 0 \quad (2)$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = 0 \quad \text{در} \quad (x = 0 \text{ و } C = C_a) \quad \text{در} \quad x = \frac{L}{2} \quad (3)$$

C_i: غلظت عنصر زمینه در لایه واسط در زمان صفر (در این تحقیق عناصر Ga، Zn و Sn با غلظت 90 درصد وزنی).

C_a: غلظت عنصر زمینه در مرز لایه واسط و فلزپایه در زمان صفر (در این تحقیق عناصر Ga، Zn و Sn با غلظت 45 درصد وزنی).

t: زمان، D: ضریب نفوذ عنصر میهمان در فلزپایه، C: غلظت، L: پارامتر طول، که کل طول مسیری را که باید مدل‌سازی و محاسبه شود برای نرم افزار تعریف می‌کند (در این تحقیق 0/1 میلی‌متر می‌باشد).

x: پارامترطول(مشخص‌کننده نقطه مکانی‌که می‌تواند در هر زمان مشخص فاصله را از یک مبدا مشخص شده نشان دهد). لذا معادله دیفرانسیل جزیی از نوع سهمی و در جهت x مرتبه دوم با شرایط مرزی از نوع اول و دوم است. بنابراین از تغییر متغیر زیر استفاده می‌کنیم:

$$W = C - C_a \quad (4)$$

که در این صورت شرایط مرزی و معادله حاکم به صورت زیر می‌شود:

$$\frac{\partial W}{\partial t} = D\frac{\partial^2 W}{\partial x^2} \quad (5)$$

$$W = C_i - C_a = W_i \quad \text{در} \quad t = 0 \quad (6)$$

$$\frac{\partial W}{\partial x} = 0 \quad \text{در} \quad (W = 0 \text{ و } x = 0) \quad \text{در} \quad x = \frac{L}{2} \quad (7)$$

پس از یکسری از محاسبات، معادله رسم کننده توزیع غلظت عنصر لایه واسط در فلزپایه پس از یکسری محاسبات به صورت تابع زیر است:

$$W(x,t) = C(x,t) - C_a = \sum_{n=0}^{\infty} \frac{4W_i}{(2n+1)\pi} (-1)^n \cos\frac{(2n+1)\pi x}{L} e^{-D\lambda_n^2 t} \quad (8)$$

که با تابع دو متغیره فوق، نمودار تخمین عمق نفوذ عنصرحل شونده به درون فلزپایه ترسیم می‌شود. ضریب نفوذ عناصر مطابق جدول(1) است [24و25].

جهت مدل‌سازی، از زبان برنامه نویسی Matlab استفاده شده است و نرم‌افزار MATLAB & SIMULINK R2016b جهت ترسیم مدل‌ها استفاده شده است. بعد از ترسیم نمودار توسط نرم‌افزار، باید مبدا را به مرز لایه واسط و فلزپایه در لحظه $t = 0$ منتقل کرد.

دمای انتخابی می‌بایست ما بین دمای آنیل کامل و دمای سالیدوس آلیاژ AA2024 باشد که میانگین این دو دما حدود 457 درجه سانتی‌گراد است [5و6]. با عبور از این دما، انحلال رسوب‌های مس شدت می‌یابد و قابلیت عملیات حرارتی‌پذیری آلیاژ تحت شعاع قرار می‌گیرد.

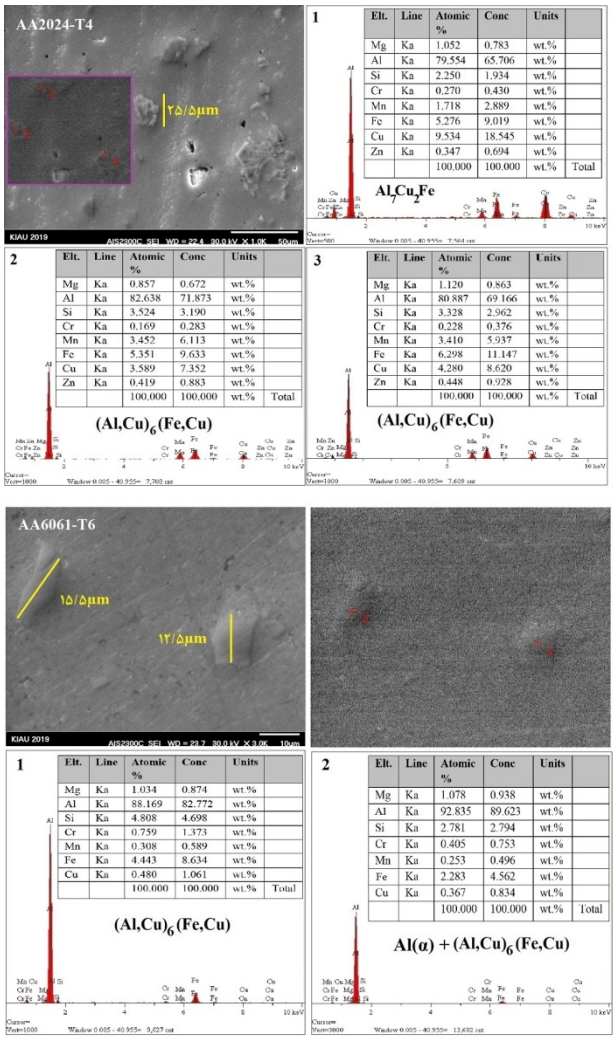
لازم به ذکر است که دمای یوتکتیک Al-Mg 450 درجه سانتی‌گراد و یوتکتیک Al-Cu 548/2 درجه سانتی‌گراد است. عبور از دمای یوتکتیک Al-Mg به انحلال بیشتر Mg منجر می‌گردد که به تشکیل رسوب γ در لایه واسط بعد از فرایند اتصال کمک می‌کند [26].

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

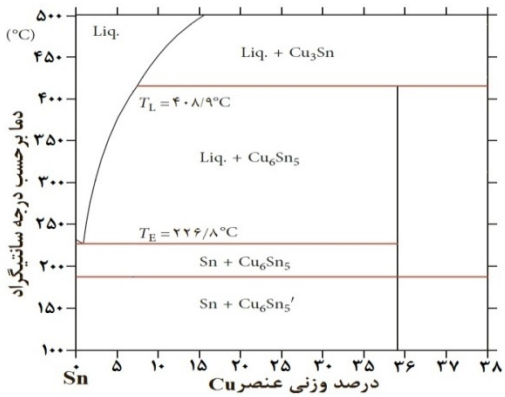
جدول1 - ضریب نفوذ عناصر در آلومینیم خالص در دمای 453 درجه سانتی‌گراد [24و25].

عنصر	ضریب نفوذ
قلع Sn	$۲/۹ \times ۱۰^{-۱۳}$
گالیم Ga	$۰/۶ \times ۱۰^{-۱۳}$
روی Zn	$۰/۵ \times ۱۰^{-۱۳}$



شکل 1- تصویر میکروسکوپ الکترونی فلزات پایه پیش از اعمال فرایند فاز مایع گذا.

بنابراین دمای 453درجه‌سانتی‌گراد که نزدیک به دمای یوتکتیک Al-Mg است، به عنوان دمای بهینه جهت انجام مدل‌سازی و آزمایش‌ها انتخاب گردید. پیش از انتخاب جنس لایه واسط، نفوذ اتمی سه عنصر Ga، Zn و Sn به عنوان عنصر زمینه لایه واسط با غلظت 90 درصد وزنی در لایه واسط، تحت مدل‌سازی بررسی شدند. در این مدل‌سازی، فلزپایه آلومینیم خالص فرض شد و مرز لایه واسط و فلزپایه با غلظت 45درصد وزنی عنصر حل شونده به عنوان مبدا مختصات انتخاب گردید. مدل سازی‌ها در چهار زمان 30 ثانیه، 210 دقیقه، 10 ساعت و 2 روز برای عناصر مورد بررسی انجام شد. بعد از انتخاب عنصر زمینه در لایه واسط، بر اساس شرایط منحصر به فرد آن عنصر، عناصر آلیاژی دیگر موجود در لایه واسط انتخاب گردید. بر اساس نتایج مدل‌سازی، عنصر Sn به عنوان عنصر زمینه در لایه واسط، برای آزمایش‌های عملی انتخاب گردید. افزودن عنصر Bi به لایه واسط میزان ترشوندگی را افزایش می‌دهد [11] و همچنین از بروز آفت قلع در دماهای پایین جلوگیری می‌کند [20]. علت افزودن Ag به آلیاژ لایه واسط این است که این عنصر از تجمع عنصر Cu در مرزدانه‌های آلومینیم و تشکیل فاز پیوسته و ترد Al_2Cu در طول مرز دانه‌های آلومینیم جلوگیری می‌کند و با ایجاد رسوبات استحکام بخش نقره، به استحکام محل اتصال می‌افزاید [27]. و با توجه به وجود مس در فلزات پایه پس از فرایند می‌تواند یوتکتیک $Sn\text{-}Cu_6Sn_5$ ایجاد کند (شکل 2).



شکل 2- نمودار Sn-Cu (نفوذ مس از فلزات پایه به لایه واسط ترکیب یوتکتیک Sn-Cu6Sn5 را در محل اتصال ایجاد می‌کند) [28].

2-2- آزمایشات عملی

ترکیب شیمیایی فلزات پایه در جدول(2) ارایه شده است [6]. لایه واسط Sn-5.3Ag-4.6Bi با ضخامت‌های 20، 50 و 70 میکرومتر به عنوان لایه واسط انتخاب و به روش ریخته‌گری تولید و سپس نورد گردید. علت انتخاب این ضخامت‌ها نیز به نتایج شبیه‌سازی در دمای 453 درجه‌سانتی‌گراد بازمان نگهداری

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

جدول2- ترکیب شیمیایی فلزات پایه [6].

آلیاژها	درصد وزنی عناصر						
	Al	Cu	Mg	Mn	Cr	Fe	Si
AA2024-T4	زمینه	۴/۱	۱/۴	۰/۵	۰/۰۲	۰/۳۱	۰/۲۹
AA6061-T6	زمینه	۰/۲۳	۰/۹۲	۰/۰۵	۰/۲۳	۰/۲۶	۰/۶۲

جدول3- نتایج استحکام کششی برای لایه واسط.

شماره نمونه	استحکام لایه واسط (MPa)
۱	۶۷
۲	۶۵/۶۵

جدول4- توزیع رسوبات در لایه واسط در دمای 453 درجه سانتی‌گراد، پس از 210 دقیقه.

ضخامت لایه واسط	متوسط ضخامت لایه واسط پس از فرایند فاز مایع گذرا	مساحت لایه واسط میکرومتر مربع	درصد مساحت رسوبات در لایه واسط	تعداد ذرات رسوب
۲۰	۳	۱۷۰	۳۱/۷	۶۴
۵۰	۲۶ / ۳	۲۶۲۶	۹/۹	۶
۷۰	۳۵	۲۵۲۰۰	۱/۹	۴

210 دقیقه بر می‌گردد که ضخامت 23 میکرومتر و کمتر از آن را جوشکاری و غیرقابل مدل‌سازی، و بیشتر از آن مقدار را لحیم‌کاری پیش‌بینی می‌کند. برای صحت‌سنجی نتایج مدل‌سازی نیاز به آزمایش عملی است.

آزمایش خواص گرمایی آلیاژهای لایه واسط Sn-5.3Ag-4.6Bi در محیط گاز آرگون فشار 1520 تور و برای 7/1 گرم لایه واسط توسط دستگاه DSC مدل TA Q600 انجام شد. برای ترسیم نمودار خواص گرمایی، لایه واسط Sn-5.3Ag-4.6Bi از دمای 25 درجه سانتی‌گراد تا دمای 350 درجه سانتی‌گراد گرم شد و سپس تا دمای 170 درجه سانتی‌گراد سرد گردید. ابعاد نمونه آزمون استحکام کششی مطابق استاندارد AWS C3.2-82 برش زده شد و فاصله لبه روی هم، برای تمام نمونه‌ها 25میلی‌متر انتخاب گردید. فلزات پایه (AA2024 و AA6061) با کاغذ کاربید سیلیسیم مش 80 سمباده زده شدند و همراه با لایه واسط، بعد از شستشو با الکل در محفظه اولتراسونیک با محلول استون قرار گرفتند و در فرکانس 35 کیلوهرتز (برای حذف‌بهتر اکسید آلومینا و ... درسطوح) تمیزکاری شدند. سیکل عملیات حرارتی استفاده شده برای فرایند فاز مایع گذرا، تحت خلاء $7/5\times10^{-13}$ تور، در شکل(4) نشان داده شده است. محلول اچ ریزساختار شامل 1/5 میلی‌لیتر HCl، 2/5 میلی‌لیتر HNO_3، 1 میلی لیتر HF و 95 میلی لیتر آب مقطر می‌باشد که جهت حکاکی (اچ کردن) به مدت 15 ثانیه برای محل اتصال استفاده گردید. نمونه‌های با ضخامت لایه واسط50 و70 میکرومتر به مدت 210 دقیقه در کوره نگهداری شدند. نمونه با ضخامت 20 میکرومتر به مدت 150، 180 و 210 دقیقه در کوره تحت فرایندفاز مایع گذرا متصل گردید. اثر تغییر ضخامت لایه واسط بر اتصال آلیاژهای AA2024 و AA6061 با آزمایش‌های تصاویر میکروسکوپ نوری (مدل YJ-2006B) و میکروسکوپ الکترونی (مدل AIS2300C) بررسی شد.

بسته به محل تصویربرداری ولتاژ 15، 20 و 30 کیلوولت انتخاب و نقشه توزیع عناصر و آنالیز عنصری خطی از محل اتصال تهیه گردید. آزمون استحکام کششی در دو حالت بررسی اثر تغییر ضخامت لایه واسط بر استحکام (برای 5 نمونه) و بررسی تغییر استحکام اتصال با افزایش زمان نگهداری نمونه در کوره (برای 4 نمونه)، در محل اتصال بررسی شده است.

سختی‌سنجی میکرو ویکرز، برای مقایسه با نتایج مدل‌سازی برای نمونه‌های با لایه واسط 20، 50 و 70 میکرومتر نیز انجام گرفت که مهم‌ترین آزمایش برای صحت‌سنجی مدل‌سازی انجام شده است زیرا نفوذ عنصر Sn به درون فلزپایه آلومینیم از میزان سختی در آن ناحیه می‌کاهد.

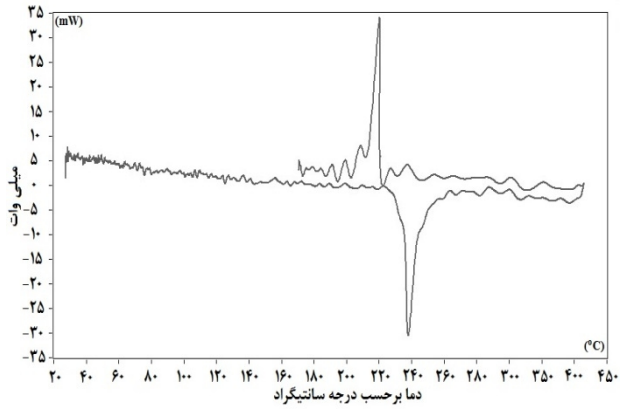
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

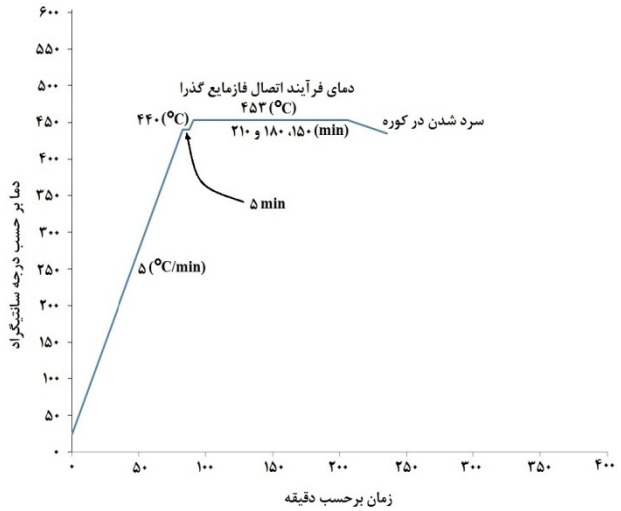
3- نتایج و بحث

تصویر میکروسکوپ الکترونی فلزات پایه پیش از قرارگرفتن در کوره و اعمال عملیات حرارتی در شکل(1) نشان داده شده است. نمودارهای تخمین عمق نفوذ (نتایج مدل‌سازی) برای آلیاژهای با غلظت 90 درصد وزنی عنصر زمینه در لایه واسط در دمای 453 درجه سانتی‌گراد در چهار زمان 30 ثانیه، 210 دقیقه، 10 ساعت و 2 روز در دمای 453 درجه سانتی‌گراد برای نفوذ عناصر Sn، Zn و Ga در آلومینیم خالص به ترتیب در شکل‌های(5،6 و7) ترسیم شده‌اند. بر اساس نتایج مدل‌سازی، Sn عمق نفوذ بیشتری را در دمای مورد نظر ایجاد می‌کند و به همین دلیل عنصر Sn به عنوان عنصر زمینه در لایه واسط انتخاب گردید.

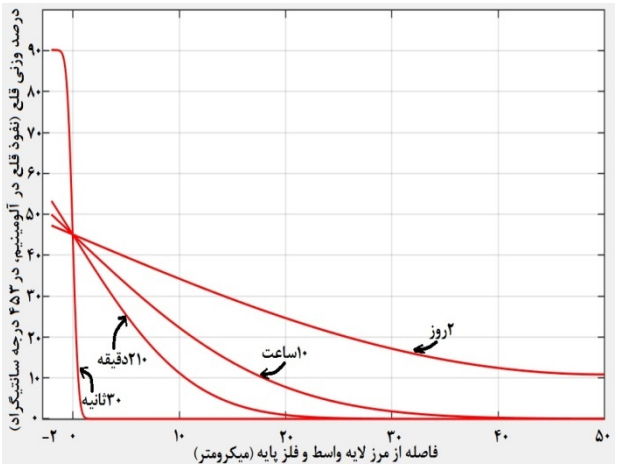
پس از انتخاب عنصر Sn به عنوان عنصر اصلی زمینه در آلیاژ لایه واسط بنابرنتایج مدل‌سازی، ترکیبSn-5.3Ag-4.6Bi جهت انجام آزمایش‌های عملی ریخته‌گری شد. نتیجه آزمایش خواص حرارتی (DSC) برای لایه واسط پیش از فرایند اتصال (شکل 3)، نشان می‌دهد که آلیاژ Sn-5.3Ag-4.6Bi در یک دما ذوب و منجد می‌شود و این مساله یوتکتیک بودن ترکیب آلیاژ لایه واسط انتخاب شده را تایید می‌کند. براساس شکل(3) دمای 221 درجه سانتی‌گراد که دمای تلاقی جذب و انتشار انرژی در گرم و سرد شدن است دمای یوتکتیک تفسیر می‌شود. استحکام کششی لایه واسط پیش از فرایند اتصال مطابق با جدول (3) است.



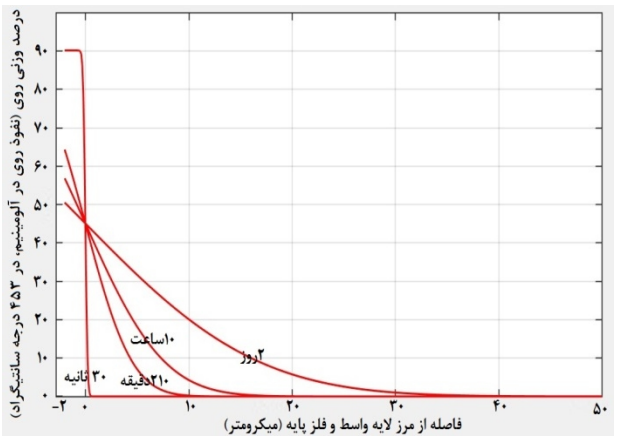
شکل 3- آزمایش خواص گرمایی آلیاژ لایه واسط Sn-5.3Ag-4.6Bi، در محیط گاز آرگون با فشار 1520 تور.



شکل 4- سیکل عملیات حرارتی استفاده شده برای فرایند فاز مایع گذرا.



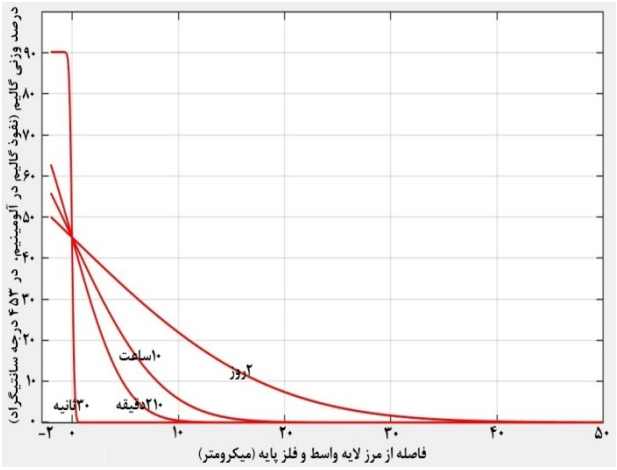
شکل 5- مدل نفوذ اتمی لایه واسط آلیاژ Sn در آلومینیم خالص در دمای 453 درجه سانتی‌گراد.



شکل 6- مدل نفوذ اتمی لایه واسط آلیاژ Zn در آلومینیم خالص در دمای453 درجه سانتی‌گراد.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]



شکل 7- مدل نفوذ اتمی لایه واسط آلیاژ Ga در آلومینیم خالص در دمای 453درجه سانتی‌گراد.

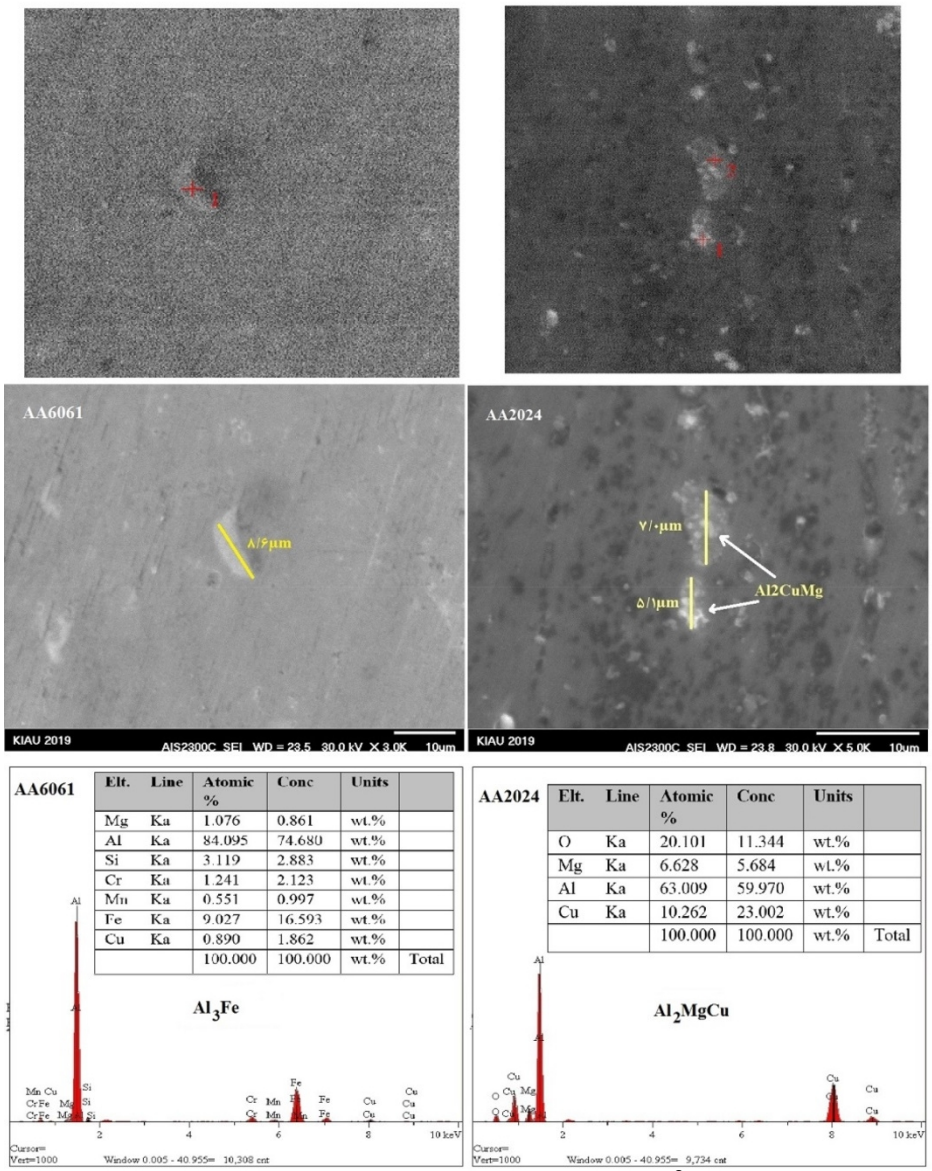
مدل‌سازی در مواردی که که ضخامت لایه واسط کمتر از 23 میکرومتر باشد، مانند لایه واسط با ضخامت 20 میکرومتر که در قبل آمده است، پاسخگو نیست. زیرا این حالت دیگر یک فرایند لحیم کاری نرم فاز مایع گذرا نیست، بلکه یک فرایند جوشکاری فاز مایع گذرا است که باعث افزایش استحکام و سختی اتصال می شود، توضیح آنکه نتیجه مدل‌سازی نفوذ اتمی Sn در شکل (5) عمق نفوذ اتمی Sn در آلومینیم خالص را در دمای 453 درجه سانتی‌گراد 23 میکرومتر تخمین زده است. بنابراین چنانچه قطر لایه واسط نزدیک به این عدد انتخاب شود پس از قرارگیری در این دما و زمان، حل شدن آن پیش بینی می‌شود. با توجه به شکل(10)، قطر لایه واسط از 20 میکرومتر به حداکثر حدود 3 میکرومتر کاهش پیدا کرده است و حتی در بعضی قسمت‌ها محو شده است که به معنای جوش شدن محل اتصال است (شکل 10 و 11). به همین دلیل در این ضخامت، افزایش استحکام 7 برابری نسبت به نمونه‌های با شرایط کاملاً مشابه، ولی با ضخامت بیشتر را نشان می‌دهد که آن‌ها بخاطر داشتن ضخامت بیشتر، لحیم نرم ایجاد کرده‌اند (شکل11). ریزساختار فلزات پایه پس از فرایند اتصال در شکل(8) ارائه گردید. پیش از اعمال فرایند TLP، اندازه قطر اکثر رسوبات در AA2024 تقریباً از حداکثر 30 میکرومتر فراتر نمی‌رفت (شکل1). اما پس از قرار گرفتن در کوره و اعمال فرایند اتصال، اندازه بزرگترین رسوبات از 15 میکرومتر تجاوز نمی‌کند، به‌گونه‌ای که قطر اکثر رسوبات‌در این آلیاژ حدود 10 میکرومتر است (شکل8). در فلزپایه AA2024-T4 فازهای رسوبی Al_2Cu، Al_2CuMg و Al_7Cu_2Fe در زمینه آلومینیم آلفا (α) وجود دارد [25]. پس از فرایند همین فازهای رسوبی در آلیاژ زمینه AA2024 وجود دارد اما تعداد ذرات استحکام بخش موجود در زمینه AA2024 بطور تقریبی 2/ 6 برابر بیشتر شده است. این افزایش تعداد رسوبات، از انحلال رسوبات موجود در آلیاژ AA2024-T4 در دمای بالاتر از 256 درجه سانتی‌گراد [5 و 28]، ناشی می‌شود. با توجه به عبور نکردن از دمای یوتکتیک در آلیاژ AA2024، با گذشت زمان به مدت72 ساعت [29]، دوباره رسوب‌های استحکام بخش در زمینه جوانه می‌زنند و شروع به رشد می‌کنند [29]. هر چقدر زمان ماندگاری طولانی‌تر شود، از تعداد رسوب‌ها کاسته می‌شود اما اندازه رسوب‌ها افزایش می‌یابد [30]. این روند تشکیل رسوب‌ها با افزایش میزان سختی و استحکام آلیاژ همراه است و به سرعت ساختار آلیاژ پس از فرایند را به ساختار آلیاژ پیش از اعمال فرایند نزدیک می‌کند [31 و 32]. بیشترین تغییرات در مقدار سختی و استحکام آلیاژ AA2024 در روزهای ابتدایی پس از انحلال رسوب‌ها اتفاق می‌افتد و پس از آن سرعت تغییرات ساختار نسبت به روزهای ابتدایی بسیار کند می‌شود [31 و 32]. اگر دمای فرایند از دمای یوتکتیک آلیاژ بیشتر باشد، این رسوبات بطور متمرکز و ممتد در مرز دانه‌های آلومینیم تشکیل می‌شوند و از استحکام آلیاژ می‌کاهند [32 و 33].

با گذشت زمان و تجمیع رسوبات، غلظت عناصر تغییر می‌کند و رسوب‌های Al_3Fe میله‌ای شکل از تغلیظ عنصر Fe تا 13/5 درصد وزنی از ترکیب $(Al,Cu)_6(Fe,Cu)$ شکل می‌گیرند [32]. در آلیاژ AA6061، در قبل و بعد از فرایند TLP تغییرمحسوسی در اندازه قطر رسوبات رخ نداده است و عمده رسوبات قطری کمتر از 11 میکرومتر دارند (شکل‌های 1 و 8).

ترکیب رسوبات موجود در آلیاژ پایه AA6061، $(Al,Cu)_6(Fe,Cu)$ است [31 و 30]. علت عدم تغییر ساختار در آلیاژ AA6061 به دمای انحلال رسوبات (529 درجه سانتی‌گراد) در این آلیاژ مرتبط است [6 و 34].

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]



AA6061

Elt.	Line	Atomic %	Conc	Units	
Mg	Ka	1.076	0.861	wt.%	
Al	Ka	84.095	74.680	wt.%	
Si	Ka	3.119	2.883	wt.%	
Cr	Ka	1.241	2.123	wt.%	
Mn	Ka	0.551	0.997	wt.%	
Fe	Ka	9.027	16.593	wt.%	
Cu	Ka	0.890	1.862	wt.%	
		100.000	100.000	wt.%	Total

Al_3Fe

AA2024

Elt.	Line	Atomic %	Conc	Units	
O	Ka	20.101	11.344	wt.%	
Mg	Ka	6.628	5.684	wt.%	
Al	Ka	63.009	59.970	wt.%	
Cu	Ka	10.262	23.002	wt.%	
		100.000	100.000	wt.%	Total

Al_2MgCu

شکل 8- تصویر میکروسکوپ الکترونی فلزات پایه پس از فرایند اتصال.

با توجه به دمای فرایند فاز مایع گذرا (453 درجه سانتی‌گراد)، کمترین تغییرات ساختاری در آلیاژ AA6061، از پیش از اعمال فرایند در ساختار اتصال قابل پیشبینی بوده است. تصاویر شکل‌های فلزات پایه از فاصله 1/5 میلی‌متری مرکز اتصال گرفته شده است.

پس از فرایند TLP، عنصر Bi در لایه واسط بطور یکسانی پخش شده است (شکل 9) و نفوذ مشابهی را در هر دو فلزپایه نشان می‌دهد که بیانگر این نکته است که وجود این عنصر بیشتر به صورت عنصر حل شونده است تا ترکیب. غلظت عنصر مس در لایه واسـط به مراتب از غلظت عنصر آلومینیم در لایه واسط بیشتر است (شکل9). این مساله به ضریب نفوذ بالای عنصر مس در قلع در دمای 453 درجه سانتی‌گراد ($27\times10^{-12}Sec^{-1}$) مربوط می‌شود. با گذشت زمان و تجمیع رسوبات، غلظت عناصر تغییر می‌کند و رسوب‌های Al_3Fe میله‌ای شکل از تغلیظ عنصر Fe تا 13/5 درصد وزنی از ترکیب $(Al,Cu)_6(Fe,Cu)$ شکل می‌گیرند [32].

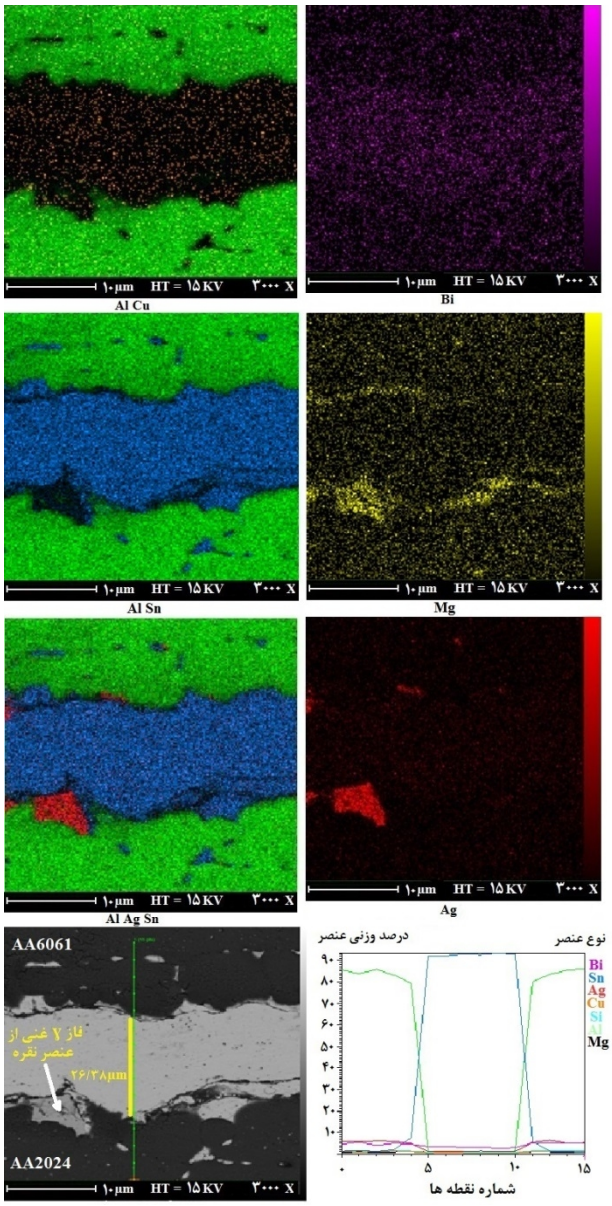
در آلیاژ AA6061، در قبل و بعد از فرایند TLP تغییر محسوسی در اندازه قطر رسوبات رخ نداده است و عمده رسوبات قطری کمتر از 11 میکرومتر دارند (شکل‌های 1 و 8).

ترکیب رسوبات موجود در آلیاژ پایه AA6061، $(Al,Cu)_6(Fe,Cu)$

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

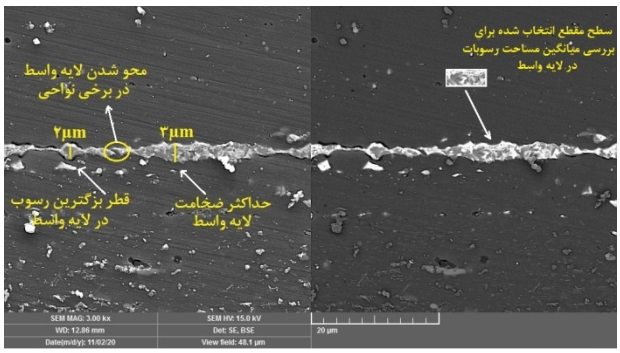
است [31 و 30].



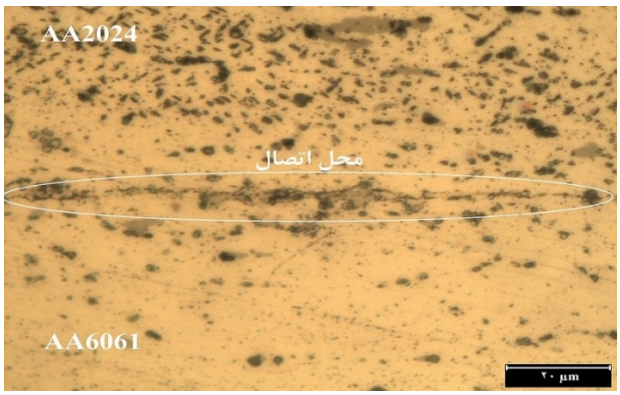
شکل9- نقشه توزیع عناصر Bi، Sn، Ag، Cu، Si، Al و Mg به همراه آنالیز عنصری خطی برای نمونه با لایه واسط 50 میکرومتر پس از 210 دقیقه ماندگاری در کوره.

علت عدم تغییر ساختار در آلیاژ AA6061 به دمای انحلال رسوبات (529 درجه سانتی‌گراد) در این آلیاژ مرتبط است [6 و 34]. با توجه به دمای فرایند فاز مایع گذرا (453 درجه سانتی‌گراد)، کمترین تغییرات ساختاری در آلیاژ AA6061، از پیش از اعمال فرایند در ساختار اتصال قابل پیشبینی بوده است. تصاویر شکل‌های فلزات پایه از فاصله 1/5 میلی‌متری مرکز اتصال گرفته شده است. پس از فرایند TLP، عنصر Bi در لایه واسط بطور یکسانی پخش شده است (شکل 9) و نفوذ مشابهی را در هر دو فلزپایه نشان می‌دهد که بیانگر این نکته است که وجود این عنصر بیشتر به صورت عنصر حل شونده است تا ترکیب. غلظت عنصر مس در لایه واسط به مراتب از غلظت عنصر آلومینیم در لایه واسط بیشتر است (شکل9). این مساله به ضریب نفوذ بالای عنصر مس در قلع در دمای 453 درجه سانتی‌گراد ($27\times10^{-12}(m^2.\ Sec^{-1})$) مربوط می‌شود.

غلظت مطلوب عنصر مس در لایه واسط باعث ایجاد یوتکتیک $Sn\text{-}Cu_6Sn_5$ می‌گردد [35 و 36] و تشکیل فاز یوتکتیک در استحکام بخشی اتصال TLP، نقش دارد (شکل 13). با کاهش ضخامت لایه واسط استفاده شده در فرایند فاز مایع گذرا، مرز بین لایه واسط و فلزپایه نیز باریک‌تر می‌شود و در اتصال با لایه واسط 20 میکرومتر این مرز تقریباً محو شده که نشانگر نفوذ اتمی مطلوب (به معنای ایجاد جوش و امتزاج) می‌باشد (شکل 10، 11، 12 و 13).



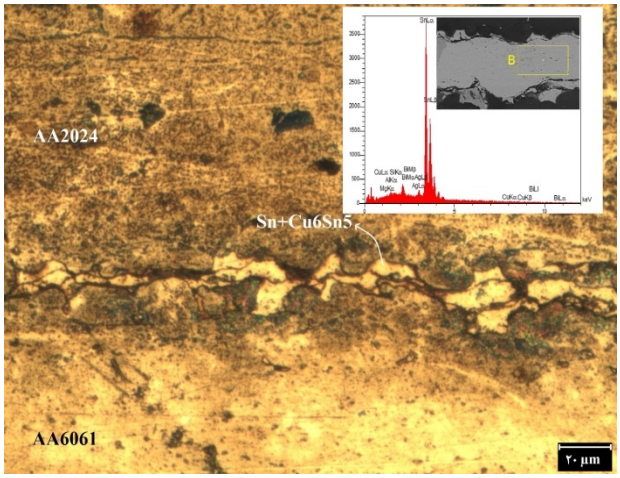
شکل 10- تصویر میکروسکوپ الکترونی از محل اتصال با ضخامت لایه واسط 20 میکرومتر پس از 210 دقیقه ماندگاری در کوره.



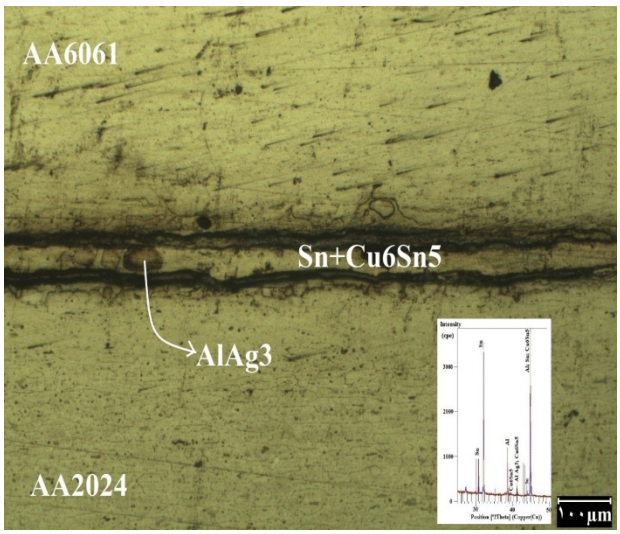
شکل 11- تصویر میکروسکوپ نوری از محل اتصال با ضخامت لایه واسط 20 میکرومتر پس از 210 دقیقه ماندگاری در کوره.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

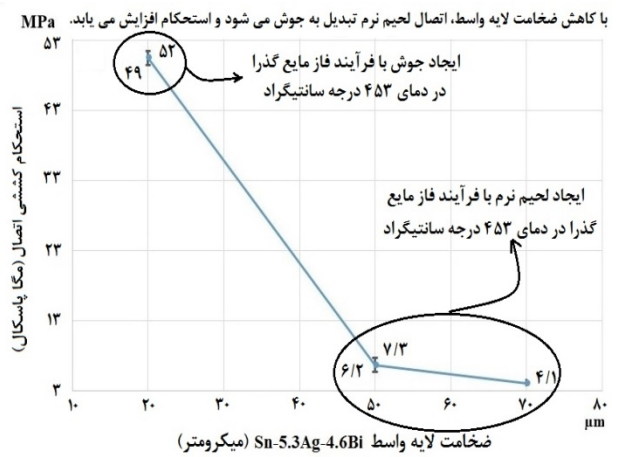


شکل 12- تصویر میکروسکوپ نوری از محل اتصال با ضخامت لایه واسط 50 میکرومتر پس از 210 دقیقه ماندگاری در کوره.



شکل 13- تصویر میکروسکوپ نوری از محل اتصال با ضخامت لایه واسط 70 میکرومتر پس از 210 دقیقه ماندگاری در کوره (به مرز ضخیم لایه واسط و فلزات پایه توجه کنید).

استحکام کششی اتصال برای نمونه با ضخامت لایه واسط 70 میکرومتر بعد از 210 دقیقه قرارگرفتن در دمای 453 درجه سانتی‌گراد (MPa)1 / 4 بدست آمد. در همین شرایط برای نمونه‌های با ضخامت لایه واسط 50 میکرومتر، استحکام (MPa) 6/2 و 7/3 را حاصل گردید. بیشترین استحکام بدست آمده بعد از 210 دقیقه ماندگاری در کوره در دمای 453 درجه سانتی‌گراد برای نمونه با ضخامت لایه واسط 20 میکرومتر بدست آمد که معادل (MPa) 52 می‌باشد. با تکرار آزمایش با همین شرایط، استحکام (MPa) 49 حاصل گردید (شکل14).



شکل 14- اثر کاهش ضخامت لایه واسط بر افزایش استحکام محل اتصال، برای زمان نگهداری یکسان 210 دقیقه در کوره.

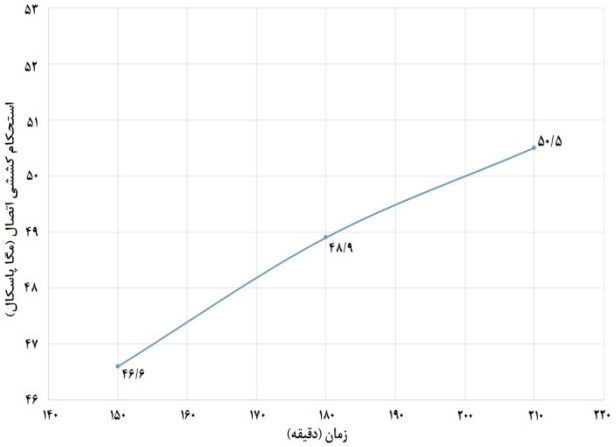
با کاهش ضخامت لایه واسط، اندازه قطر رسوبات استحکام بخش در لایه واسط کوچکتر می‌شود (از حدود 11 میکرومتر در نمونه‌های با ضخامت لایه واسط 70 میکرومتر مطابق شکل 13 به حداکثر2میکرومتر درنمونه‌های با لایه واسط 20میکرومتر بعداز 210 دقیقه ماندگاری در کوره مطابق شکل 10 می‌رسد) اما تعداد رسوبات در لایه واسط افزایش می‌یابد (مقایسه شکل13و10) و به نحو بهتری در محل اتصال توزیع می‌شوند (جدول 4).

رسوبات حاوی Ag پس از اکسید شدن به رنگ نارنجی تیره-قهوه‌ای [37 و 38] در می‌آیند که باعث می‌شود این رسوبات استحکام بخش در تصاویر میکروسکوپ نوری به راحتی قابل تشخیص باشند (شکل 13). به همین دلیل یک فاصله چند روزه بین اچ کردن محل اتصال و متالوگرافی (جهت زمان کافی برای اکسید شدن) بهترین نتیجه را حاصل می‌نماید. رسوبات حاوی Mg که فاقد عنصر Ag باشند، سیاه دیده می شوند. از آنجایی که مقدار عنصر Mg در آلیاژ AA2024 بیشتر از آلیاژ AA6061 است، می تواند به تشخیص محل آلیاژها کمک کند (شکل 11، 12 و 13).

اگر ضخامت لایه واسط ثابت در نظر گرفته شود مانند آنچه که برای ضخامت لایه واسط 20 میکرومتر در این تحقیق در نظر گرفته شده است؛ با افزایش زمان نگهداری نمونه در کوره، استحکام اتصال افزایش می‌یابد زیرا عمق نفوذ عناصر، تابعی از زمان نگهداری نمونه در زمان فرایند اتصال است (شکل 5،6 و

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

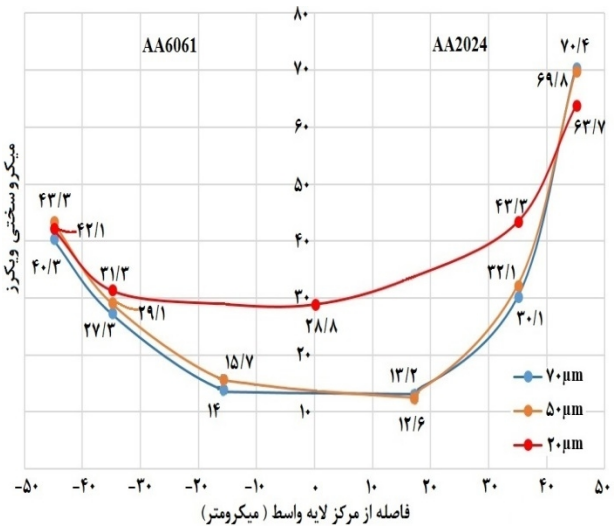
7، قانون دوم فیک فرمول 1 و فرمول 11)؛ بنابراین با افزایش زمان نگهداری، فرایند فاز مایع گذرا برای یک لایه واسط با ضخامت مشخص، از نمونه بدون اتصال به نمونه لحیم کاری نرم شده می رسیم، و با ادامه فرایند، نمونه از لحیم کاری نرم به جوشکاری تغییر وضعیت می‌دهد. لازم به ذکر است که ضخامت لایه واسط یک حد بهینه دارد و اگر از آن مقدار کمتر شود به علت از بین رفتن منابع کافی جهت نفوذ اتمی، اتصال‌های مبتنی بر فرایند نفوذ اتمی دچار عدم اتصال، ناپیوستگی، یا ایجاد فازهای ترد در محل اتصال می‌گردند [27]. تغییرات استحکام اتصال با لایه واسط 20 میکرومتر درشکل(15) نشان داده شده است.



شکل 15- روند تغییرات میانگین استحکام کششی اتصال نمونه‌های با ضخامت 20 میکرومتر نسبت به زمان.

نمودار تغییرات سختی در محل اتصال برحسب میکرو ویکرز برای نمونه‌های با ضخامت لایه واسط 20، 50 و 70 میکرومتر پس از 210 دقیقه ماندگاری در دمای 453 درجه سانتی‌گراد در شکل(16) نشان داده شده است. مقدار سختی در محل اتصال کمتر از سختی در فلزات پایه است. برای نمونه‌های با ضخامت لایه واسط 50 و 70 میکرومتر، مقدار سختی در مرز بین لایه واسط و فلز پایه AA6061 (در فاصله 15 میکرومتری از مرکز لایه واسط به سمت AA6061) به ترتیب 14 و 15/7 میکرو ویکرز است. در حدود 20 میکرومتر جلوتر از مرز لایه واسط و فلزپایه AA6061 به سمت AA6061 (در فاصله 35 میکرومتری از مرکز لایه واسط به طرف AA6061) مقدار سختی در این نمونه‌ها به دامنه 27/3 الی 29/1 میکرو ویکرز می‌رسد. این نقطه همان جایی است که پیش از قرار گرفتن نمونه با لایه واسط به ضخامت 70 میکرومتر، مرز قرار داشت. بنا بر نتایج سختی سنجی و همچنین شکل(9) می‌توان نتیجه گرفت مرز لایه واسط و آلیاژ AA6061 در نمونه‌های با لایه واسط 50 و 70 میکرومتر 5 ± 15 میکرومتر به طرف مرکز لایه واسط حرکت کرده است. این با نتیجه مدل سازی شکل(5) که در دمای 453 درجه سانتی‌گراد با ماندگاری 210 دقیقه، نفوذ لایه واسط Sn در آلومینیم خالص را حدود 23 میکرومتر تخمین زده است، سازگار است.

اما این مدل در مواردی که ضخامت لایه واسط کمتر از 23 میکرومتر باشد، مانند لایه واسط با ضخامت 20 میکرومتر که در قبل آمده است، پاسخگو نیست. زیرا این حالت دیگر یک فرایند لحیم‌کاری نرم فاز مایع گذرا نیست، بلکه یک فرایند جوشکاری فاز مایع گذرا است که باعث افزایش استحکام و سختی اتصال می شود. در مدل‌سازی انجام شده فرض بر این است که غلظت عنصر اصلی در لایه واسط در تمام مدت فرایند ثابت است و توسط منبع بی‌پایان Sn، تغذیه می‌شود. اما با حرکت مرز بین لایه واسط و فلزپایه، ضخامت لایه واسط باریک می‌شود و منابع کافی برای حفظ نفوذ پایدار Sn به مرور از بین می‌رود و تقریباً دو مرز (لایه واسط و آلیاژ AA2024 و همچنین مرز لایه واسط و AA6061) به یکدیگر می‌رسند.



شکل 16- نمودار تغییرات سختی در محل اتصال برحسب میکرو ویکرز.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

از آنجایی که غلظت عناصر آلیاژی با شعاع نزدیک به عنصر Sn (به ویژه Cu و Mg) در آلیاژ AA2024 بیشتر از AA6061 است، این عناصر آلیاژی بر روی سرعت نفوذ عنصر Sn اثر می‌گذارند و ضریب نفوذ اتمی عنصر Sn در آلومینیم را کاهش می‌دهند [39] که در این حالت سرعت نفوذ اتمی عنصر Sn در آلیاژ AA2024 کندتر از سرعت نفوذ در AA6061 است. این مورد شیب تندتر تغییرات سختی در سمت آلیاژ AA2024 را نسبت به آلیاژ AA6061 برای نمونه‌های با لایه واسط به ضخامت 50 و 70 میکرومتر توجیه می‌کند. دلیل دیگر شیب تغییرات سختی، به مقدار سختی بیشتر در آلیاژ AA2024 نسبت به آلیاژ AA6061 مرتبط است.

مقدار خطای مدل ایجاد شده برای عمق نفوذ اتمی Sn در حالت لحیم کاری نرم فاز مایع گذرا (نمونه‌های با ضخامت لایه واسط 50 و 70 میکرومتر) بسته به موقعیت و جنس آلیاژ آلومینیم پایه می‌تواند از 3 تا 10 میکرومتر باشد. (مثال آنکه میزان جابجایی مرز در شکل(9)، عمق نفوذ را نشان می‌دهد که برای این نمونه ضخامت لایه واسط از 50 میکرومتر به حدود 26 میکرومتر کاهش یافته است. از آنجایی که نفوذ از هر دو طرف صورت گرفته است بطور میانگین از هر طرف لایه واسط حدود 12 میکرومتر به طرف مرکز لایه واسط عقب نشینی کرده است. در شکل(9) میزان نوسان مرز حدود 7 میکرومتر است. همین نتیجه از آزمایش تغییرات سختی از شکل(16) حاصل می‌شود. که تغییرات سختی که قبلاً تشریح شد نیز همین مقدار عمق نفوذ را نشان می‌دهد). لیکن عمق نفوذ بدست آمده از آزمایش همیشه کمتر از مدل سازی ایجاد شده است، زیرا در مدل سازی انجام شده آلومینیم خالص فرض شده است.

4- نتیجه‌گیری

- براساس نتیجه مدل سازی نفوذ اتمی Sn با غلظت 90 درصد وزنی، در آلومینیم خالص، با دمای 453 درجه سانتی‌گراد با ماندگاری 210 دقیقه تا فاصله 23 میکرومتر و بعد از 10 ساعت تا 36 میکرومتر نفوذ می‌کند. بعد از دو روز ماندگاری در این دما در فاصله 50 میکرومتری از مرز لایه واسط و فلزپایه آلومینیم، غلظت عنصر Sn به 11 درصد وزنی می‌رسد.

- براساس نتیجه مدل سازی نفوذ اتمی Zn با غلظت 90 درصد وزنی، در آلومینیم خالص، با دمای 453 درجه سانتی‌گراد، بعد از 210 دقیقه تا فاصله 8 میکرومتر و بعد از 10 ساعت تا 14 میکرومتر و بعد از 2 روز 32 میکرومتر نفوذ می‌کند.

- براساس نتیجه مدل سازی نفوذ اتمی Ga با غلظت 90 درصد وزنی، در آلومینیم خالص، با دمای 453 درجه سانتی‌گراد، بعد از 210 دقیقه تا فاصله 9 میکرومتر و بعد از 10 ساعت تا 17 میکرومتر و بعد از 2 روز 36 میکرومتر نفوذ می کند.

- بیشترین استحکام برای اتصال فلزات پایه با لایه واسط Sn-5.3Ag-4.6Bi به ضخامت 20 میکرومتر از طریق جوشکاری فاز مایع گذرا حاصل شد که معادل 52 MPa است.

- با کاهش ضخامت لایه واسط، مرز بین لایه واسط و فلزات پایه نازک‌تر شد. در نمونه با ضخامت لایه واسط 20 میکرومتر، مرز بین لایه واسط و فلزات پایه تقریباً از بین رفته است که نشان‌دهنده نفوذ بالا و ایجاد جوش می‌باشد.

- با افزایش زمان فرایند، استحکام اتصال افزایش می‌یابد. این به دلیل زمان بر بودن فرایند نفوذ اتمی در دمای ثابت است. در آزمایش‌های، سختی اتصال همیشه از سختی فلزات پایه کمتر است.

- با افزایش ضخامت لایه واسط Sn-5.3Ag-4.6Bi از 20 میکرومتر به 70 میکرومتر، استحکام اتصال کاهش می‌یابد.

- با کاهش ضخامت لایه واسط Sn-5.3Ag-4.6Bi از 20 میکرومتر به 70 میکرومتر، اندازه ذرات رسوبی استحکام بخش در لایه واسط کاهش می‌یابد، اما تعداد این ذرات افزایش می‌یابد.

- براساس نتایج مدل‌سازی، چنانچه ضخامت لایه واسط Sn-5.3Ag-4.6Bi کمتر از 23 میکرومتر برای اتصال آلیاژهای آلومینیم انتخاب گردد، میزان امتزاج به حدی بالا می‌رود که در دمای 453 درجه سانتی‌گراد و 210 دقیقه ماندگاری در کوره، جوشکاری رخ می‌دهد. در ضخامت‌های بالاتر از این مقدار

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

برای این نوع لایه واسط و شرایط دمایی و زمانی یکسان، لحیم‌کاری نرم صورت می‌گیرد.

منابع

1- T. Chien Jen, Y. Jiao. "Numerical simulation of solute redistribution during transient liquid phase bonding process for Al-Cu alloy", Numerical Heat Transfer, Part A, Vol. 39 pp. 123-138, 2001.

2- ا. کوکبی، م. غزنوی. "تکنولوژی جوشکاری"، انتشارات دانشگاه شریف، جلد اول، 1384.

3- Book. E. F. Bradley. "Superalloys and their application, in SuperalloysöA Technical Guide", ASM International, Metals Park, OH, pp. 22-28, 1988.

4- م. میثاقی، ر. بختیاری. "بررسی فرایند اتصال فاز مایع گذرا (TLP) برای فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI321 با استفاده از لایه واسط تجاری MBF-20"، فرایندهای نوین در مهندسی مواد (مهندسی مواد مجلسی)، جلد 39، صفحات 73 تا 88، 1395.

5- Aerospace Specification Metals Inc (ASM), "ASM Material Data Sheet", 800 398-4345. Aluminum 2024-O, 1987.

6- ASTM- Designation: B209M-14, "Standard Specification for Aluminum and Aluminum", Alloy Sheet and Plate (Metric), 2014.

7-Aerospace Specification Metals Inc (ASM), "ASM Material Data Sheet", 800 398-4345. Aluminum 6061-O, 1987.

8-A. Alhazaa, T.I. Khan, I.Haq. "Transient liquid phase (TLP) bonding of Al7075 to Ti-6Al-4V alloy", Materials Characterization, Vol. 61, pp. 312-317, 2010.

9- A.N. Alhazaa, T.I. Khan. "Diffusion bonding of Al7075 to Ti–6Al–4V using Cu coatings and Sn–3.6Ag–1Cu interlayers", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 494, pp. 351-358, 2010.

10- M.S.Kenevisi, S.M.Mousavi Khoie. "A study on the effect of bonding time on the properties of Al7075 to Ti-6Al-4V diffusion bonded joint", Materials Latters, Vol. 76, pp. 144-146, 2012.

11- M.S.Kenevisi, S.M.Mousavi Khoie. "An investigation on microstructur and mechanical properties of Al7075 to Ti-6Al-4V Transient Liquid Phase (TLP) bonded joint", Materials and Design, Vol. 38, pp. 19-25, 2012.

12- Majid Samavatian, Ayoub Halvaee, Ahmad Ali Amadeh, Alireza Khodabandeh. "An investigation on microstructure evolution and mechanical properties during liquid state diffusion bonding of Al2024 to Ti-6Al-4V", Materials Characterization, Vol. 98, pp. 113-118, 2014.

13- Majid Samavatian, Ayoub Halvaee, Ahmad Ali Amadeh, Alireza Khodabandeh. "Transient liquid phase bonding of Al 2024 to Ti-6Al-4V alloy using Cu-Zn interlayer", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 25, pp. 770-775, 2015.

14- Amin Anbarzadeh, Hamed Sabet, Mehrdad Abbasi. "Effects of Successive- Stage Transient Liquid Phase (S-TLP) on Microstructure and mechanical properties of Al2024 to Ti-6Al-4V joint", Materials Letters, Vol. 178, pp. 280-283, 2016.

15- A. Anbarzadeh, H. Sabet, A.R. Geranmayeh. "An Investigation on the Modeling of Heat Distribution and Atomic Diffusion in the Joining of the AA2024-T4 to AA6061-T6 by TLP Process", 21Journal of Environmental Friendly Materials, Vol. 4(2), pp. 21-25, 2020.

16- A. A. Shirzadi, E. R. Wallach. "Analytical modelling of Transient Liquid Phase (TLP) diffusion bonding when a temperature gradient is imposed", Acta mater, Vol. 47, No. 13, pp. 3551-3560, 1999.

17- A. Anbarzadeh, H. Sabet, A. R. Geranmayeh. "Investigation of microstructure and tensile strength of TLP in the joint of AA2024-T4 alloys to AA6061-T6 using Sn-2.4Bi interlayer (Full text in Persian)", 3rd International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNDT 2021).

18- H.Y. Zhao, J.H. Liu, Z.L. Li et al. "Non-interfacial growth of Cu3Sn in Cu/Sn/Cu joints during ultrasonic-assisted transient liquid phase soldering process", Materials letters, Vol. 186, pp. 283-388, 2016.

19- L. Sun, M.h. Chen, L. Zhang. "Microstructure evolution and grain orientation of IMC in Cu-Sn TLP bonding solder joints", Alloys and Compounds, Vol. 786, pp. 677-687, 2019.

20- D. Di Maio, C.P. Hunt, "Time-lapse photography of the β-Sn/α-Sn allotropic transformation", J. Mater. Sci. Mater. Electron, Vol, 20. pp. 386–391, 2008.

21- W. Peng. "An investigation of Sn pest in pure Sn and Sn-based solders", Microelectronics Reliability, Vol. 49, pp. 86-91, 2009.

22- W.J. Plumbridge, "Tin pest issues in lead-free electronic solders", J. Electron. Mater, Vol, 18 (1). pp. 307–318, 2007.

23- B. Cornelius, S. Treivish, Y. Rosenthal, M. Pecht. "The phenomenon of tin pest: A review, Microelectronics Reliability", Vol. 79, pp. 175-192, 2017.

24- G. Erdelyi, K. Freitag, H. Mehrer. "Diffusion of tin implanted in aluminium", Philosophical Magazine A, Vol. 63, pp. 1167-1174, 1991.

25- Book, H. Mehrer. "Diffusion in Solids", Springer series in solid- state sciences, pp. 333- Fig. 19.2, 2007.

26- Book, H Baker. "Alloy Phase Diagrams", ASM Handbook, Vol. 3, Chap. 2, pp. 44 and 48, 1993.

27- T.H Lee, Y.J Lee, K.T Park, H.H Nersisyan, H.G Jeong, J.H Lee. "Controlling Al/Cu composit diffusion layer during hydrostatic extrusion by using colloida Ag", Journal of Materials Processing, Vol, 213, pp. 487-494, 2013.

28- Aerospace Specification Metals Inc (ASM). (1987). ASM Material Data Sheet- 800 398-4345. Aluminum 2024-T4.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]

29- خیشه، س.، خلیلی، خ.، آزادی، م.، ذاکرهندوآبادی، و. (1397). تاثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار، خواص مکانیکی، رفتار شکست در همبسته آلومینیم- سیلیسیم- مس بستار. فصلنامه پژوهشی تحقیقات موتور،50، 55-66.

30- Book. Mondolfo, L.E. Book (1973). Aluminum Alloys Structure and Properties. Chap, 4-1.

31- Book. Edgar, A., Starke, J.R. (1989). Treatis on Materials Science and technology. Vol, 31 Chap, 2. Heat- Treatable Aluminum Alloys., 48-55.

32- NBSIR 83-2669. (NBS/NASA). Ives, L.K., Swartzendruber, L.J., Boettinger, W.J., Rosen, M., Ridder, S.D., Biancaniello, F.S., Reno, R.C., Ballard, D.B., Mehrabian, R. (1983). NBS: Processing/Microstructre/Property relationships in 2024 Aluminum alloy plates. U. S. Department of commerce National Burea of Standards, 7-10.

33- Saleh, M.I., Khan, T.I., Roven, H.J. (2016). Transient liquid phase bonding of AA-6063 to UNS S32304 using Cu interlayer. Procedia Chemistry, 19, 517–524.

34- Aerospace Specification Metals Inc (ASM). (1987). ASM Material Data Sheet. 800 398-4345. Aluminum 6061-T6.

35- O. Fornaro. "Directional Solidification of Sn-Cu_6Sn_5In Situ Composites", Advances in Materials Science and Engineering, Article ID 9210713 Vol. 2019.

36- J.W. Xian, Z. L.Ma, S.A. Belyakov, M.Ollivier, C.M. Gourlay. "Nucleation of tin on Cu_6Sn_5 layer in electronic interconnections", Acta Materialia, Available on line xxx, pp. 1-12, 2016.

37- قاسمی، ن.، ذکاوتی، ر.، جمالی شینی، ف. (1396). نانو ذرات نقره- اکسید مس: سنتز بیولوژیکی به وسیله باکتری‌های استافیوکوکوس اورئوس و سودوموناس استوتزری و بررسی خاصیت آنتی باکتریال آن‌ها. مجله علمی- پژوهشی زیست‌شناسی دریا/ دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز، 34،90-77.

38- Dharmaraj, D., Krishnamoorthy, M., Rajendran. K., Karuppiah, K., Annamalai, J., Durairaj, K. R., Santhiyagu, P., Ethiraj, E. (2020). Antibacterial and Cytotoxicity Activities of Biosynthesized Silver Oxide (Ag_2O) Nanoparticles Using Bacillus paramycoides. Journal of Drug Delivery Science and Technology.

39- Book, A. Somoza, A. Dupasquier. "Fundamentals of Aluminium Metallurgy, Chap. 14: Vacancies in aluminum and solute- vacancy interactions in aluminum alloys", pp. 386-421, 2011.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.13.1]