

## بررسی تأثیر فاصله توقف جوشکاری انفجاری بر ساختار و رفتار خوردگی اتصال آلومینیوم ۵۰۸۳- مس در محیط نمک

شهاب نادریان<sup>۱</sup>، محمد رضا خانزاده قره شیران<sup>۲</sup>، غلامرضا خلیج<sup>۳\*</sup>

۱ و ۲- دانشگاه آزاد اسلامی واحد شهرمجلسی ۳- دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساوه

(تاریخ وصول: ۹۹/۰۴/۰۴، تاریخ پذیرش: ۹۹/۰۶/۰۲)

### چکیده

در تحقیق حاضر تأثیر فاصله توقف جوشکاری انفجاری بر ساختار و رفتار خوردگی اتصال آلومینیوم ۵۰۸۳- مس مطالعه شد. بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی و رفتار خوردگی با آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی در محیط نمک انجام شد. نتایج حاصل از میکروسکوپی نشان داد که با افزایش فاصله توقف از ۱/۵ تا ۲/۵ میلی‌متر، فصل مشترک از حالت صاف به موجی تبدیل می‌شود و ضخامت ذوب موضعی در فصل مشترک افزایش می‌یابد. با مقایسه نتایج طیف سنجی توزیع انرژی مشخص شد که غلظت آلومینیوم در مناطق ذوب موضعی فصل مشترک با افزایش فاصله توقف، افزایش می‌یابد. همچنین ترک‌های عمود بر فصل مشترک در منطقه ذوب موضعی دیده می‌شود. با افزایش فاصله توقف، نرخ خوردگی افزایش می‌یابد که دلایل آن، افزایش انرژی جنبشی برخوردی، تغییر شکل پلاستیکی در فصل مشترک اتصال، تغییرات شیب غلظتی و افزایش ضخامت لایه ذوب موضعی است.

واژه‌های کلیدی: جوشکاری انفجاری، فاصله توقف، فصل مشترک، خوردگی.

## Investigating the Effect of Explosive Welding Stand-Off Distance on the Structure and Corrosion Behavior of Al5083-Cu Joint in Salt Environment

Sh. Naderian, M. R. Khanzadeh Gharah Shiran, Gh. Khalaj\*

Islamic Azad University Saveh Branch

(Received: 06/24/2020, Accepted: 08/24/2020)

### Abstract

*In the present study, the effect of explosive welding stand-off distance on the structure and corrosion behavior of aluminum alloy 5083-copper joint is studied. The microstructure was examined by optical microscopy and scanning electron microscopy and corrosion behavior with potentiodynamic polarization tests and electrochemical impedance spectroscopy in a salt environment. Microscopic results showed that as the stand-off increased from 1.5 to 2.5 mm, the joint interface changed from smooth to wavy, and the local melting thickness increased in the joint interface. Comparing the results of the energy distribution spectroscopy, it was found that the concentration of aluminum in the local melting zones of the interface increases with increasing stand-off distance. There are also cracks perpendicular to the joint in the local melting zone. As the stopping distance increases, the corrosion rate increases, which is due to the increase in kinetic energy and plastic deformation in the joint interface, changes in the concentration gradient, and increase in the thickness of the local melting layer.*

**Keywords:** Explosive Welding, Stand-Off Distance, Interface, Corrosion.

## ۱- مقدمه

جوشکاری انفجاری یکی از انواع فرآیندهای جوشکاری حالت جامد است که در اثر برخورد مایل دو فلز با سرعت زیاد و در شرایط کنترل شده اتصال تشکیل می‌شود. در این روش از مواد منفجره به عنوان منبع تولید انرژی برخورد استفاده می‌شود. برخورد در فشار بسیار بالا و در کسری از ثانیه انجام می‌شود [۱]. به وجود آمدن سیلان در هنگام جوشکاری باعث می‌شود که درست در جلوی جبهه انفجار تحت شرایط خاص، یک جت پلاسمایی تشکیل شود. این جت پلاسمایی باعث می‌شود تا لایه‌های اتمی سطحی از موضع اتصال جدا شده و سطح بسیار تمیز و با کیفیتی برای جوشکاری آماده شود. این سطح عاری از اکسید سپس در اثر نیروی انفجار به هم فشرده می‌شوند و اتصال متالورژیکی در اثر تشکیل پیوند اتمی در حالت جامد در فصل مشترک حاصل خواهد شد [۲ و ۳].

متغیرهای اصلی این روش میزان بار انفجاری (نسبت وزن ماده منفجره به وزن صفحه پرنده) و فاصله توقف است. این متغیرها تأثیر مستقیمی بر خواص متالورژیکی و مکانیکی اتصال خواهند داشت. با افزایش میزان بار انفجاری و فاصله توقف و به تبع آن با افزایش سرعت برخورد، نوع فصل مشترک از حالت صاف به حالت موجی تبدیل می‌شود. با ادامه این روند، گره‌هایی در مجاورت موج‌ها تشکیل شده و ممکن است ترکیبات بین فلزی و یا بسته‌های مذاب در فصل مشترک ایجاد شود. در نهایت این ترکیبات بین فلزی به صورت لایه گسترده‌ای در سرتاسر فصل مشترک پخش خواهد شد [۴ و ۵].

محققان قبلی جنبه‌های مختلفی را در مورد جوشکاری مواد منفجره بین الیازهای آلومینیوم و سایر فلزات منیزیم [۶ و ۷]، تیتانیوم [۱۰-۸]، نیکل [۱۱]، آهن [۱۲-۱۴] و مس [۱۵-۱۷] مطالعه کرده‌اند. کاهرمان و همکاران [۱۸]، رفتار خوردگی اتصالات دو لایه آلومینیوم و تیتانیوم را مورد بررسی قرار دادند. نتایج آزمون غوطه‌وری نشان داد که کاهش وزن در شروع آزمون غوطه‌وری زیاد بوده و با گذر زمان نرخ کاهش وزن، کم می‌شود. همچنین نتایج نشان می‌دهد که کاهش وزن در آزمون خوردگی با افزایش تغییر شکل ناشی از افزایش بار انفجاری افزایش می‌یابد.

کنگکالا و همکاران [۱۹]، تأثیر ترکیبات بین فلزی بر رفتار خوردگی اتصالات سه لایه انفجاری آلومینیوم- فولاد در صنایع نظامی را مورد بررسی قرار داده‌اند. نتایج نشان داده تشکیل ترکیبات بین فلزی  $Fe_2Al_5$ ،  $FeAl_3$  در فصل مشترک اتصال باعث ایجاد حالت کاتدی نسبت به آلومینیوم و حالت آندی نسبت به فولاد شده است. در نتیجه حمله خوردگی ترجیحی در نزدیکی مرز آلومینیوم و ترکیبات بین فلزی رخ داده است.

کهرمان و همکاران [۲۰]، همچنین خوردگی اتصال انفجاری صفحات Ti-6Al-4V و آلومینیوم را مورد بررسی قرار دادند. نتایج آزمون خوردگی نشان داد نرخ از دست دادن وزن مواد در ابتدای آزمون‌های

خوردگی بالا بوده و سپس کاهش یافته است. همچنین افزایش تغییر شکل پلاستیک با افزایش میزان بار انفجاری باعث افزایش افت وزنی در آزمون خوردگی شده است.

قره‌شیران و همکاران [۲۱]، تأثیر عملیات حرارتی ریزساختار و خصوصیات مکانیکی اتصالات جوش داده شده انفجاری چند لایه مس/ آلومینیوم/ مس را مورد بررسی قرار دادند. کاردیواریو و همکاران [۲۲]، نقش فلز پرنده بر فصل مشترک جوش های انفجاری آلومینیوم- مس را بررسی کردند. اخیراً، کایا [۱۷]، تأثیر نسبت انفجاری را بر خواص پیوند فصل مشترک ارزیابی کرد. تحقیقات بسیار محدودی در زمینه خوردگی اتصالات انفجاری آلومینیوم- مس انجام شده است. تحقیقات بسیار محدودی در زمینه خوردگی اتصالات انفجاری آلومینیوم- مس انجام شده است [۲۳]. اکاریر [۲۴]، خوردگی اتصال آلومینیوم - مس تولید شده توسط جوشکاری انفجاری را مورد بررسی قرار داد و نشان داد که به دلیل تشکیل ترکیبات بین فلزی موضعی در فصل مشترک اتصال، خوردگی گالوانیک به وجود می‌آید. با توجه به نتایج سمت آلومینیوم در اتصال تشکیل شده به دلیل الکترونگاتیویته بیشتر نسبت به لایه مسی دچار خوردگی بیشتری می‌شود.

با مرور منابع مشخص می‌شود که به رفتار خوردگی اتصالات انفجاری آلومینیوم - مس کمتر توجه شده است. مقاله حاضر تغییرات ریزساختار و رفتار خوردگی در ورق‌های دو لایه آلومینیوم- مس تولید شده توسط جوشکاری انفجاری را بررسی می‌کند. بررسی تأثیر فاصله توقف بر رفتار خوردگی فصل مشترک اتصال با استفاده از پلارزاسیون پتانسیودینامیک و طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی، در محلول ۳/۵٪ نمک مورد مطالعه قرار گرفته است.

## ۲- روش تحقیق

## ۲-۱- انتخاب مواد

ورق‌های مس و آلومینیوم ۵۰۸۳ به ترتیب به عنوان ورق‌های پایه ( $260\text{ mm} \times 260\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ ) و پرنده ( $230\text{ mm} \times 230\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ ) انتخاب گردیدند. آنالیز شیمیایی ورق‌ها به روش اسپکترومتری نشری تعیین شده که ترکیب شیمیایی این ورق‌ها در جدول (۱) نشان داده شده‌اند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی صفحه پایه و پرنده (درصد وزنی).

عناصر	Balance	Sn	Zn	Si	Mg	Mn
Copper	Cu	۰/۹۲	۰/۱۲	-	-	-
Al ۵۰۸۳	Al	-	۰/۲۵	۰/۴	۴/۷۵	۰/۷

## ۲-۲- فرایند جوشکاری انفجاری

ورق‌های آلومینیوم ۵۰۸۳ و مس به‌طور مکانیکی پولیش شدند. قبل از انجام جوشکاری نیز سطوح کلیه ورق‌ها با محلول استون مورد تمیزکاری قرار گرفتند. نوع ماده منفجره از نوع آماتول ۹۵/۵ با ترکیب

## ۲-۴- آزمون الکتروشیمیایی

به منظور بررسی رفتار خوردگی قطعات جوش انفجاری شده در محلول ۳/۵٪ NaCl از یک پیل الکتروشیمیایی سه الکترودی با ظرفیت ۵۰۰ mL برای آزمایش‌های پلاریزاسیون و طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) استفاده شد. از الکترود کالومل فوق اشباع (SCE) به عنوان الکترود مرجع و الکترود پلاتین به منظور الکترود کمکی استفاده شد. همه آزمایش‌های الکتروشیمیایی در دمای محیط با استفاده از دستگاه EG&G مدل M1025 و با نرم افزار Power suit 2.20.0 انجام شد. آزمایش‌های پلاریزاسیون پتانسیوداینامیک با نرخ روبش ۱ mV/s از پتانسیل ابتدایی ۲۵۰ mV- پایین‌تر از پتانسیل مدار باز تا پتانسیل نهایی ۲۵۰ mV بالاتر از پتانسیل مدار باز جهت تعیین پتانسیل و جریان خوردگی انجام شد. آزمایش طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی در محدوده فرکانس ۱۰۰ KHz تا ۱۰ mHz و با دامنه ۱۰ mV حول پتانسیل مدار باز با استفاده از دستگاه EG&G مدل M1025 انجام شد. از نرم افزار ZSimpWin 3.22 به منظور تحلیل نتایج EIS استفاده شد. مدت زمان رسیدن به حالت پایدار ۹۰ دقیقه بود.

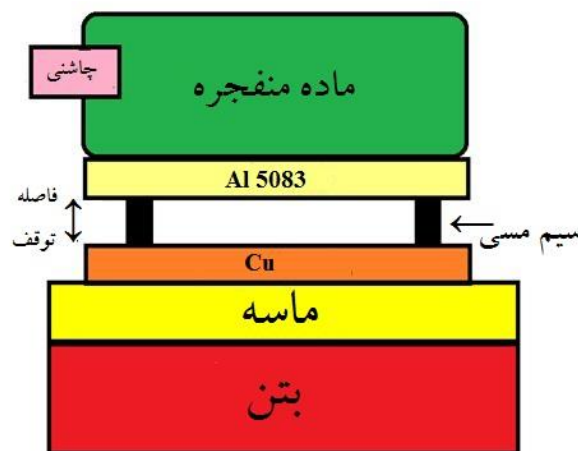
## ۳- نتایج و بحث

### ۳-۱- بررسی فصل مشترک نمونه‌ها

#### ۳-۱-۱- بررسی فصل مشترک توسط میکروسکوپ نوری

شکل (۲) تصاویر فصل مشترک در راستای طولی اتصال نمونه S1 نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل (۲-الف) مشاهده می‌شود فصل مشترک اتصال آلومینیوم ۵۰۸۳- مس در این حالت به صورت موجی است. در فصل مشترک اتصال با فاصله توقف ۲/۵ میلی‌متر در هنگام اتصال لایه ذوب موضعی گسترده‌ای ایجاد شده است (شکل ۲-ب)) و این به دلیل انرژی جنبشی بالا و اختلاف چگالی دو آلیاژ در فصل مشترک است. در جوشکاری انفجاری، دو فصل مشترک فلز به فلز و فلز به لایه مذاب موضعی می‌تواند حاصل شود. در کنار یک سرعت حداقل صفحه پرنده، یک مقدار حداقل انرژی جنبشی برخوردی برای اتصال دهی وجود دارد، در اثر برخورد صفحه پرنده به فلز پایه، انرژی جنبشی مصرفی به انرژی پتانسیل تبدیل شده و منجر به تغییر شکل سطح برخورد می‌شود. اگر مقدار تغییر شکل پلاستیک کافی نباشد موج‌های کوتاه ایجاد شده و منطقه ذوب موضعی پدیدار نمی‌شود. با افزایش انرژی جنبشی برخوردی، تغییر شکل شدید در زیر و تاج موج ایجاد می‌شود و در نتیجه فشارهای برخوردی بالا، گردابه‌ها می‌توانند در فصل مشترک اتصال ایجاد شوند و این گردابه‌ها ممکن است در برخی مناطق فصل مشترک ایجاد مناطق ذوب موضعی نمایند. این مناطق توسط حرارت داخلی ایجاد شده بر اساس فشار بالای ناشی از امواج شوکی انفجار و تغییر شکل پلاستیکی شدید و ایجاد گرمای بی دررو در اثر گیر افتادن گردابه در جلوی جبهه برخی

تری نیترو تولوئن، ۵ درصد و نیترات آمونیم ۹۵ درصد با سرعت ۲۵۰۷ متر بر ثانیه بود و از چاشنی M8 استفاده شد. جهت استقرار ورق‌های مورد نظر جهت انجام فرآیند جوشکاری انفجاری یک سکوی بتنی که با لایه‌ای از شن نرم پوشیده شده بود، در نظر گرفته شد. جهت ایجاد فاصله توقف در هر آزمون، از سیم‌های مسی با قطرهای متناسب با فاصله‌های توقف بین ورق‌ها استفاده شد. جهت استقرار ماده منفجره در بالای ورق پرنده از یک جعبه چوبی با ابعاد مناسب و با ارتفاع برابر ضخامت ماده منفجره، استفاده شد. سامانه آرایش تنظیمی موازی جهت فرآیند جوشکاری انتخاب گردید. شکل (۱) سامانه آرایش تنظیمی فرآیند جوشکاری را نشان می‌دهد.



شکل ۱- سامانه آرایش تنظیمی فرآیند جوشکاری.

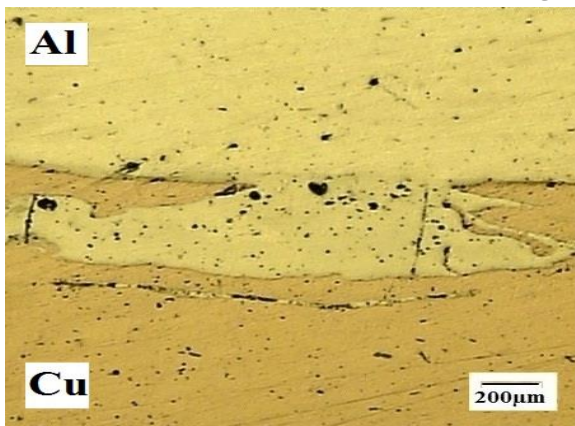
انتخاب بار انفجاری و فاصله توقف بر مبنای نتایج تحقیقات و تجربیات گذشته و متناسب با جنس و ضخامت ورق‌های پرنده و پایه صورت گرفت. اتصال دهی در بار انفجاری ثابت ۲ و با فاصله توقف‌های ۲/۵، ۲ و ۱/۵ میلی‌متر انجام گردید که نمونه‌های مربوط به این اتصالات به ترتیب با کد S1، S2 و S3 مشخص می‌شوند.

### ۲-۳- بررسی ریز ساختاری

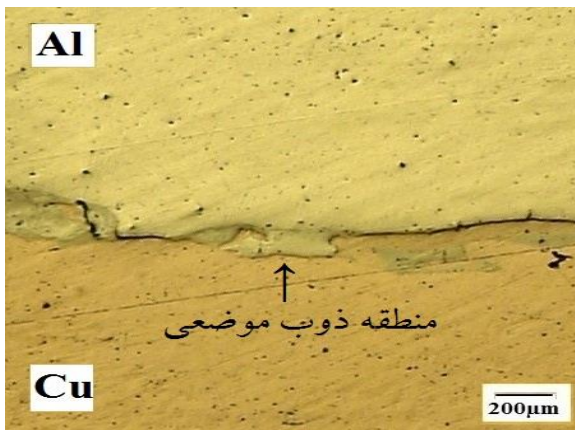
نمونه‌هایی با ابعاد ۱۰ × ۱۰ میلی‌متر در جهت عمود بر محور اتصال و سطح جوشکاری شده با دستگاه وایر کات بریده و سپس مانع سرد شدند. در متالوگرافی ابتدا سطح نمونه‌ها توسط کاغذ سنباده شماره ۶۰ تا ۲۵۰۰ سنباده زنی شده است. پس از رفع خطوط و ناهمواری‌های سطحی، به وسیله دستگاه و توسط نمد و با استفاده از محلول اکسید آلومینیوم پولیش زده شدند. پس از پولیش سطح نمونه‌ها با الکل شسته و خشک شدند. ریز ساختار فصل مشترک و ترکیبات بین فلزی توسط میکروسکوپ نوری مدل Olympus در بزرگنمایی‌های مختلف مورد بررسی و تحلیل قرار گرفته است و همچنین از میکروسکوپ الکترونی روبشی از نوع VEGA/MIRA با قابلیت EDS برای بررسی بیشتر استفاده شد.

مشترک به انرژی پتانسیل تبدیل شده و باعث می‌شود که ورق‌ها در طول سطح برخورد تغییر شکل داده، با افزایش انرژی جنبشی مصرفی تغییر شکل پلاستیکی بیشتری در فصل مشترک ایجاد شده و با این افزایش، رفتار ماده به سیالیت بیشتری میل نموده است. سرعت حرکت صفحه پرنده با افزایش فاصله توقف افزایش یافته و همچنین به دلیل وجود تفاوت در چگالی و سرعت حرکت موج در فلزات، مومتنم فشاری در دو سمت فصل مشترک با افزایش سرعت حرکت صفحه پرنده تغییر نموده و در نتیجه نقطه برخورد در هنگام اتصال دچار نوسان شده است. این نوسانات با افزایش سرعت برخورد افزایش یافته و مواد در مجاورت نقطه برخورد در حجم بزرگ‌تری استحکام خود را از دست داده و رفتار پلاستیک شبه سیال از خود نشان داده‌اند و همچنین در این شکل در منطقه ذوب موضعی، ترکی دیده می‌شود که علت آن تشکیل فازهای بین فلزی ترد در این مناطق است [۲۴].

تصاویر فصل مشترک اتصال ایجاد شده در راستای عمود بر محور انفجار در شکل (۴-الف) نشان داده شده است. مناطق مذاب موضعی نیز در این سری دیده می‌شود. به دلیل کمتر بودن فاصله توقف (۱/۵ میلی متر) در نمونه S3، این نمونه دارای کمترین ضخامت ذوب موضعی است (شکل (۴-ب)).



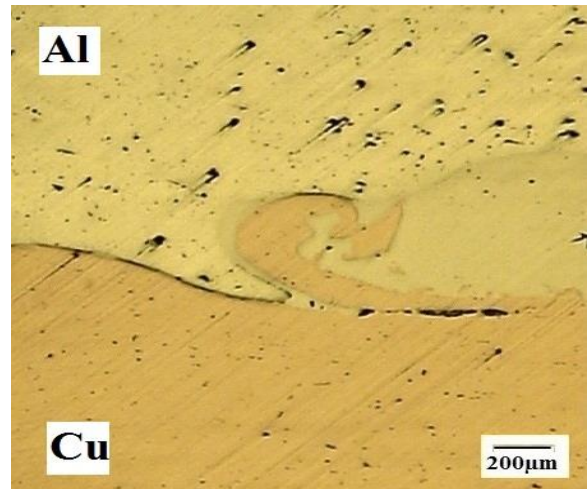
(الف)



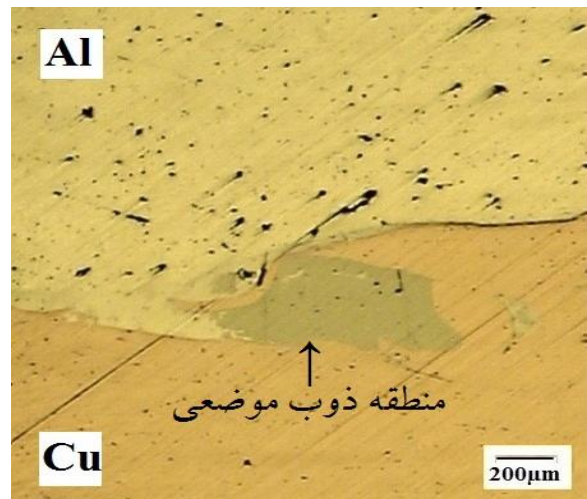
(ب)

شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری از نواحی مختلف فصل مشترک اتصال نمونه S2 (فاصله توقف ۲ میلی متر): (الف) تشکیل گردابه و (ب) منطقه ذوب موضعی.

امواج در اثر تبدیل انرژی جنبشی به انرژی حرارتی در طول برخورد و یا حرارت آدیاباتیک ناشی از گازهای محبوس مابین صفحات می‌تواند ایجاد شده باشد. این مناطق با فلز سرد اطراف احاطه شده و تحت سرعت سرد شدن بالایی در حد  $10^5-10^7$  K/S قرار دارند [۱ و ۳].



(الف)

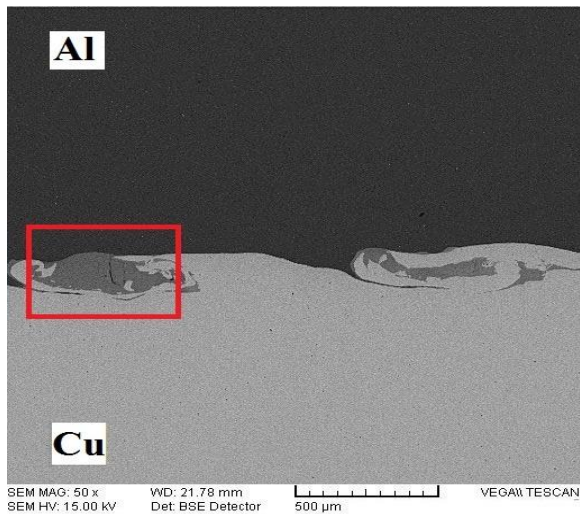


(ب)

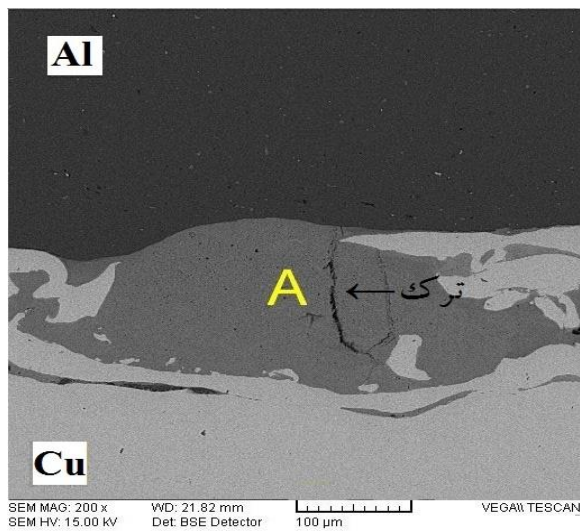
شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ نوری از نواحی مختلف فصل مشترک اتصال نمونه S1 (فاصله توقف ۲/۵ میلی متر): (الف) تشکیل گردابه و (ب) منطقه ذوب موضعی.

همان‌طور که در شکل (۳-الف) نشان داده شده، فصل مشترک اتصال آلومینیوم ۵۰۸۳- مس با فاصله توقف ۲ میلی متر به صورت تقریباً مسطح است و این شکل فصل مشترک نسبت به نمونه S1 به دلیل کاهش فاصله توقف و کاهش انرژی جنبشی برخوردی است.

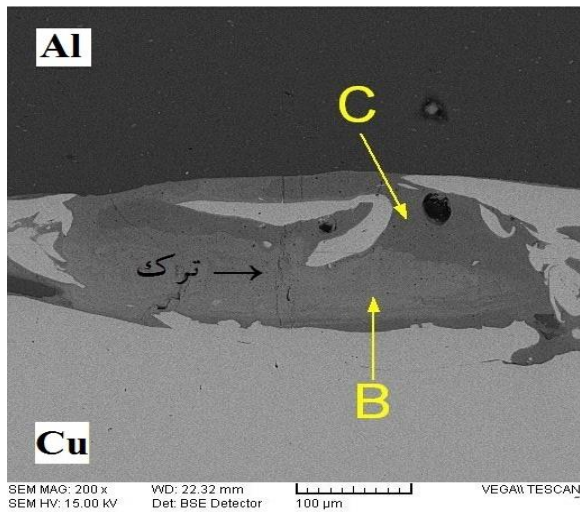
در این سری نیز همانند نمونه‌های S1 مناطق ذوب موضعی دیده می‌شود. البته ضخامت این مناطق به علت کمتر بودن فاصله توقف، کوچک‌تر است (شکل (۳-ب)). با افزایش سرعت برخورد، فشار برخوردی افزایش یافته و زاویه دینامیکی برخورد و انرژی جنبشی مصرفی در نقطه برخورد نیز زیاد شده است. قسمتی از انرژی جنبشی مصرفی در فصل



(الف)

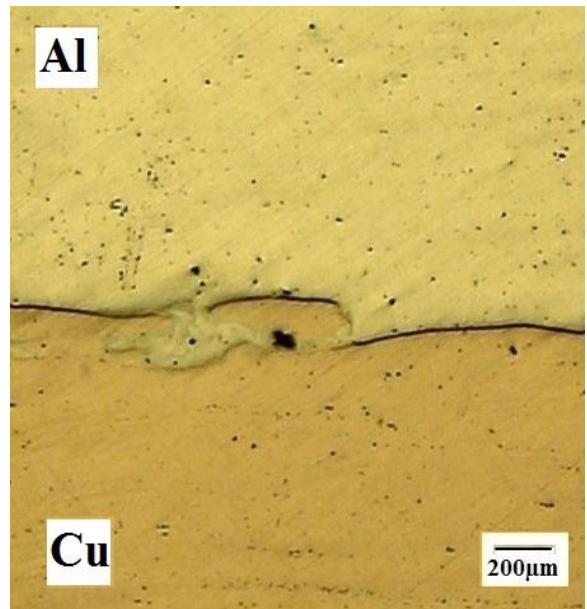


(ب)

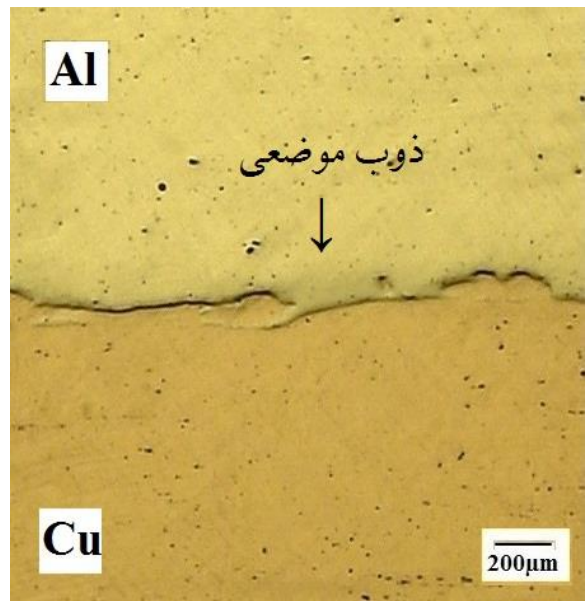


(ج)

شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فصل مشترک نمونه S1: (الف) شکل عمومی فصل مشترک، (ب) منطقه گردابه و ذوب موضعی مشخص شده در (الف) و (ج) منطقه گردابه و ذوب موضعی با ترکیب شیمیایی با غلظت متغیر.



(الف)



(ب)

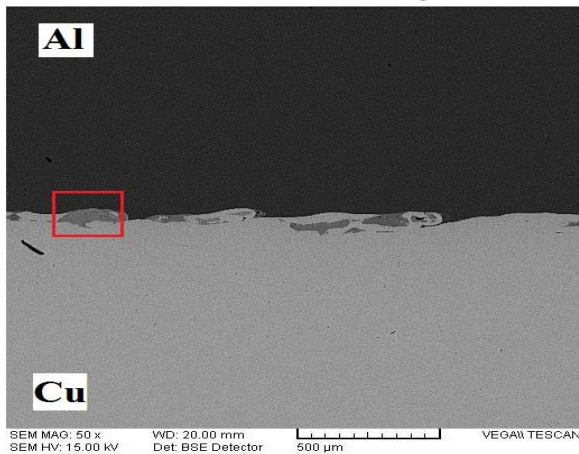
شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ نوری از نواحی مختلف فصل مشترک اتصال نمونه S3 (فاصله توقف ۱/۵ میلی‌متر): (الف) تشکیل گردابه و (ب) منطقه ذوب موضعی.

### ۳-۱-۲- بررسی فصل مشترک توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی

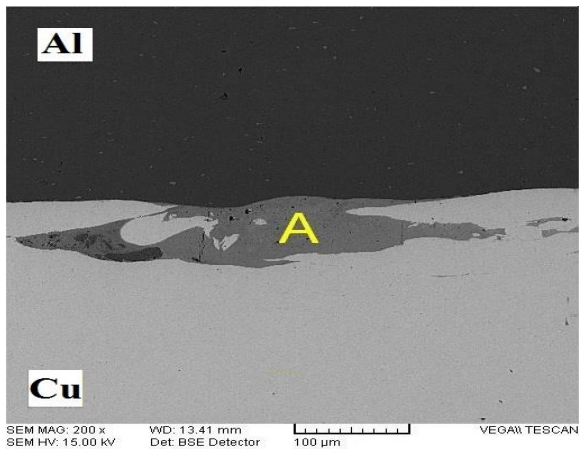
شکل (۵-الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی فصل مشترک نمونه S1 را نشان می‌دهد. لایه ذوب موضعی در این شکل مشخص است. حداکثر ضخامت لایه ذوب موضعی در این نمونه‌ها حدود ۱۵۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد.

جدول (۲) آنالیز EDS لایه ذوب موضعی مشخص شده در شکل (۵-ب و ج) را نشان می‌دهد.

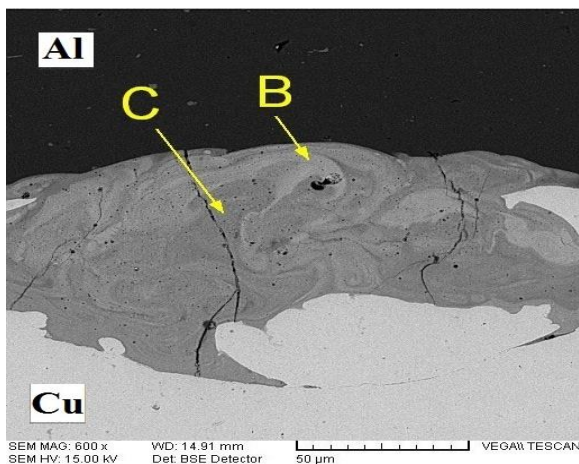
همچنین در این شکل در منطقه ذوب موضعی، ترک دیده می‌شود که علت آن تشکیل فازهای بین فلزی ترد در لایه ذوب موضعی است [۱۹]. شکل (۷-الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی فصل مشترک نمونه S3 را نشان می‌دهد.



الف



ب



ج

شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فصل مشترک نمونه S2: (الف) شکل عمومی فصل مشترک، (ب) منطقه گردابه و ذوب موضعی و (ج) منطقه گردابه و ذوب موضعی با ترکیب شیمیایی با غلظت متغیر مشخص شده در (الف).

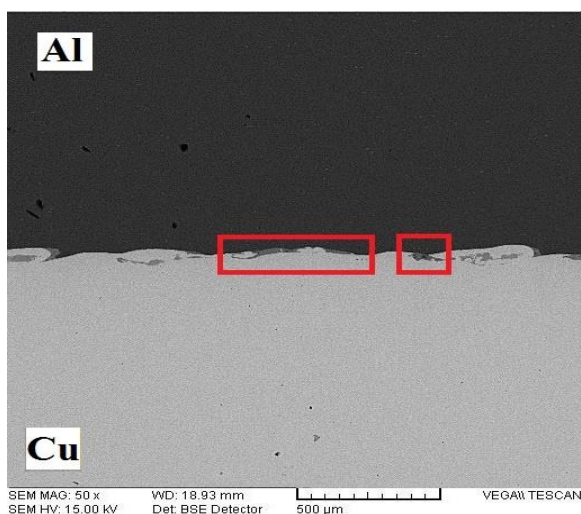
جدول ۲ - آنالیز EDS مناطق مشخص شده در نمونه‌ها.

درصدوزنی	S1-A	S1-B	S1-C
Mg	۱/۷۵	۱/۰۶	۱/۵۶
Al	۷۴/۴۹	۶۸/۵۱	۸۰/۸۵
Cu	۲۳/۷۶	۳۰/۴۳	۱۷/۵۸
درصدوزنی	S2-A	S2-B	S2-C
Mg	۳/۰۹	.	۱/۳۱
Al	۷۵/۶۹	۵۳/۹	۶۶/۱۷
Cu	۲۱/۲۱	۴۶/۱	۳۱/۶۶
درصدوزنی	S3-A	S3-B	S3-C
Mg	۱/۶	۱/۳	۱/۶۸
Al	۷۸/۱۸	۵۸/۶۷	۷۶/۲۵
Cu	۱۹/۸۱	۴۰/۰۳	۲۲/۰۸

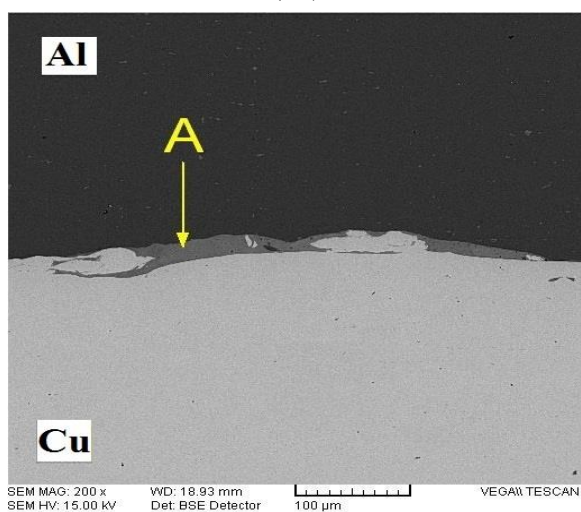
ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی در نقطه A (S1-A) شامل ۷۴/۴۹ درصد اتمی آلومینیوم، ۲۳/۷۶ درصد اتمی مس و ۱/۷۵ درصد اتمی منیزیم است. ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی در نقطه B (S1-B) شامل ۶۸/۵۱ درصد اتمی آلومینیوم، ۳۰/۴۳ درصد اتمی مس و ۱/۰۶ درصد اتمی منیزیم است. ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی در نقطه C (S1-C) شامل ۸۰/۰۵ درصد اتمی آلومینیوم، ۱۷/۶۸ درصد اتمی مس و ۱/۵۶ درصد اتمی منیزیم است. لایه ذوب موضعی در نقطه C به علت درصد اتمی بالای آلومینیوم نسبت به نقطه B، تیره‌تر دیده می‌شود که به علت ترکیب شدن صفحات پایه و پرنده در اثر چرخش جت جهنده محبوس و تشکیل منطقه ذوب موضعی در فصل مشترک است. همچنین در شکل (۵-ب و ج) در منطقه ذوب موضعی، ترک‌هایی دیده می‌شود که در نتیجه ترد بودن ترکیبات تشکیل شده است [۲۲].

شکل (۶-الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی فصل مشترک نمونه S2 را نشان می‌دهد.

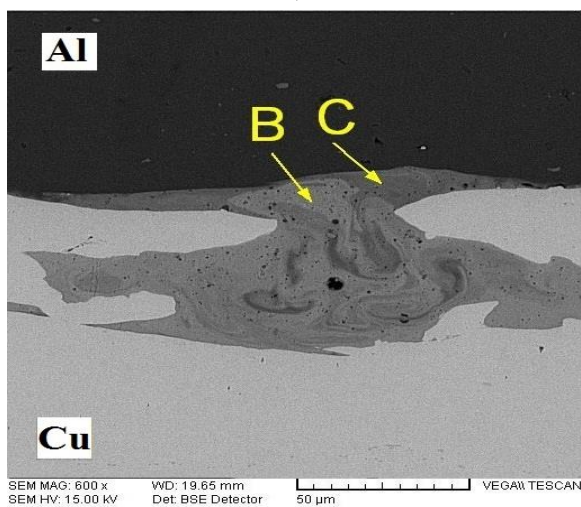
حداکثر ضخامت لایه ذوب موضعی در نمونه S2 حدود ۱۰۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد که در مقایسه با نمونه S1 کمتر است و این به دلیل کاهش فاصله توقف در فصل مشترک است. فصل مشترک اتصال به صورت مسطح تر نسبت به نمونه S1 دیده می‌شود و علت آن کاهش فاصله توقف نسبت به نمونه S1 است. جدول (۲) آنالیز EDS لایه ذوب موضعی مشخص شده در شکل (۶-ب و ج) را نشان می‌دهد که بر اساس آن ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی در نقطه A شامل ۷۵/۶۹ درصد اتمی آلومینیوم، ۲۱/۲۱ درصد اتمی مس و ۳/۰۹ درصد اتمی منیزیم است. ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی در نقطه B شامل ۵۳/۹۰ درصد اتمی آلومینیوم و ۴۶/۱۰ درصد اتمی مس است. ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی در نقطه C شامل ۶۶/۱۷ درصد اتمی آلومینیوم، ۳۱/۶۶ درصد اتمی مس و ۱/۳۱ درصد اتمی منیزیم است. با مقایسه درصد اتمی عناصر دو سری می‌توان دریافت که جدایش اتمی در فصل مشترک ذوب موضعی در نمونه S2 کمتر است و دلیل آن کاهش فاصله توقف است و



(الف)



(ب)



(ج)

شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فصل مشترک نمونه S3: (الف) شکل عمومی فصل مشترک، (ب) منطقه گردابه و ذوب موضعی و (ج) منطقه گردابه و ذوب موضعی با ترکیب شیمیایی با غلظت متغیر مشخص شده در (الف).

ضخامت لایه ذوب موضعی در نمونه S3 حدود ۴۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد که در مقایسه با نمونه S1 و S2 از مقدار کمتری برخوردار است و این به دلیل کاهش فاصله توقف در این فصل مشترک است. جدول (۲) آنالیز EDS لایه ذوب موضعی مشخص شده در شکل (۷-ب و ج) را نشان می‌دهد که بر اساس آن ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی در نقطه A شامل ۷۸/۱۸ درصد اتمی آلومینیوم، ۱۹/۸۱ درصد اتمی مس و ۱/۶۰ درصد اتمی منیزیم است. ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی در نقطه B شامل ۵۸/۶۸ درصد اتمی آلومینیوم، ۴۰/۰۳ درصد اتمی مس و ۱/۳۰ درصد اتمی منیزیم است. ترکیب شیمیایی لایه ذوب موضعی در نقطه C شامل ۷۶/۲۵ درصد اتمی آلومینیوم، ۲۲/۰۸ درصد اتمی مس و ۱/۶۰ درصد اتمی منیزیم است.

### ۳-۲- نتایج خوردگی الکتروشیمیایی

#### ۳-۲-۱- نتایج پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

شکل (۸) منحنی‌های پلاریزاسیون نمونه‌ها را نشان می‌دهد. پارامترهای الکتروشیمیایی استخراج شده از این منحنی‌ها از قبیل پتانسیل خوردگی (Ecorr)، چگالی جریان خوردگی (icorr) (سرعت خوردگی)، شیب‌های تافل آندی و کاتدی که با استفاده از روش اکستراپولاسیون تافل حاصل شدند، در جدول (۳) گزارش شده است.

به‌طور کلی، موازی بودن شاخه‌های تافل کاتدی در شکل (۸) نشان می‌دهد که تصاعد هیدروژن تحت کنترل اکتیواسیون بوده و سازوکار احیای یون‌های H+ بر روی سطح نمونه‌ها چندان تحت تأثیر عملیات اتصال قرار نمی‌گیرد. شاخه‌های آندی در شکل (۸) متفاوت بوده و متأثر از پارامترهای مختلف جوشکاری انفجاری است. نتایج جدول (۳) نشان می‌دهد که با افزایش فاصله توقف، پتانسیل خوردگی از -۶۹۱ به -۶۲۴ میلی‌ولت افزایش یافته و چگالی جریان خوردگی از ۴/۴۹ به ۱۵/۸۰ میکروآمپر بر سانتی‌متر مربع افزایش یافته است و علت آن افزایش ضخامت لایه ذوب موضعی ناشی از افزایش فاصله توقف است که باعث افزایش خوردگی به علت افزایش نسبت مساحت کاتدی به آندی می‌شود [۲۴].

#### ۳-۲-۲- بررسی نتایج طیف نگاری امیدانس الکتروشیمیایی

طیف نگاری امیدانس الکتروشیمیایی (EIS) به‌منظور بررسی لایه سطحی ایجاد شده توسط نمونه‌ها در محیط خورنده به‌کار گرفته شد. نمودارهای نایکوئیست مربوط به نمونه‌های جوشکاری انفجاری شده در شکل (۹) نشان داده شده است.

داده‌های EIS با استفاده از مدار معادل ارائه شده در شکل (۱۰) که به‌طور مطلوبی با نتایج تجربی تطابق داشت حاصل شده و در جدول (۴) مشاهده می‌شوند.

جدول ۳- پارامترهای الکتروشیمیایی منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک.

نمونه	Icorr ( $\mu\text{A cm}^{-2}$ )	Ecorr (mV)	Ba ( $\text{mV dec}^{-1}$ )	Bc ( $\text{mV dec}^{-1}$ )
S1	۱۵/۸۰	-۶۲۴	۲۰۷	۹۹
S2	۹/۵۷	-۵۶۹	۲۰۲	۱۲۰
S3	۴/۴۹	-۶۹۱	۲۱۵	۷۳

از شکل (۹) نمایان است که حلقه‌های امیدانس به‌دست آمده در منحنی نایکوئیست نسبت به یک نیم دایره کامل دارای اندکی له شدگی هستند که این پدیده به‌عنوان اثر پایین افتادگی شناخته می‌شود. به‌طور کلی، انحراف از نیم دایره کامل به پراکندگی فرکانس و نیز ناهمگنی‌های سطح و مقاومت انتقال جرم نسبت داده می‌شود. این اختلاف توسط رفتار غیر ایده‌آل لایه دوگانه به‌عنوان یک خازن توصیف می‌شود. بنابراین، نیاز به به‌کارگیری یک عنصر فاز ثابت (CPE) به جای رفتار خازنی غیر ایده‌آل لایه دوگانه، به علت توزیع زمان‌های آسایش ناشی از غیر یکنواختی‌های موجود در سطوح میکرو یا نانو همچون زبری، لایه متخلخل، ناخالصی‌ها، جذب بازدارنده، نفوذ و غیره به‌منظور حصول همخوانی دقیق‌تر نتایج ضروری است. امیدانس یک عنصر فاز ثابت توسط رابطه زیر بیان می‌شود:

$$Z_{CPE} = [Y_0(j\omega)^n]^{-1} \quad (1)$$

که در این رابطه،  $Y_0$  فاکتور نسبیتی (ادمیتانس) و  $n$  ضریب غیر یکنواختی سطح (اختلاف فاز) هستند و هر چه عدد  $n$  بزرگ‌تر باشد، به معنی پیوستگی و یکنواختی بیشتر در فصل مشترک جوش است. CPE به ازای مقادیر  $n=0$  و  $1$  به ترتیب رفتار مقاومتی خالص، ظرفیتی خالص و القایی خالص نشان می‌دهد [۲۵].

در این تحقیق، قطر منحنی‌های نایکوئیست (شکل (۹)) که به‌عنوان مقاومت پلاریزاسیون ( $R_p$ ) در نظر گرفته می‌شود، به عبارت دیگر، تنها حلقه‌های ظرفیتی موجود، مربوط به مقاومت انتقال بار بین فلز و لایه هلمهولتز خارجی (OHP) هستند. این مشاهدات نشان می‌دهد که خوردگی فلز توسط یک فرایند انتقال بار کنترل می‌گردد.

لایه دوگانه الکتریکی را می‌توان با کمک یک مدار معادل و ارائه مدلی مناسب از فصل مشترک فلز/محلول به خوبی توصیف نمود. مدار معادل الکتریکی متناظر برای نمونه‌ها در محلول در شکل (۱۱-الف) با ارائه یک مدل شماتیکی از توزیع‌های پتانسیل در فصل مشترک فلز/محلول (شکل (۱۱-ب)) و مقاومت‌های مربوط به لایه دوگانه (شکل (۱۱-ج)) مشاهده می‌شود.

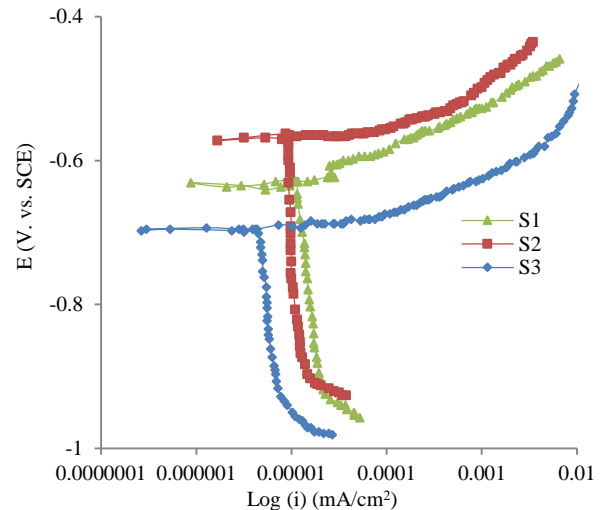
در حضور بازدارنده‌ها، مقاومت پلاریزاسیون ( $R_p$ ) شامل مقاومت انتقال بار ( $R_{ct}$ )، مقاومت لایه بازدارنده بر روی سطح فلز ( $R_f$ )، تمامی ذرات انباشته شده (مولکول‌های بازدارنده، محصولات خوردگی و ...) در فصل مشترک فلز/محلول ( $R_a$ ) و مقاومت لایه نفوذی ( $R_d$ ) است (رابطه (۲)). [۲۵].

$$R_p = R_{ct} + R_f + R_a + R_d \quad (2)$$

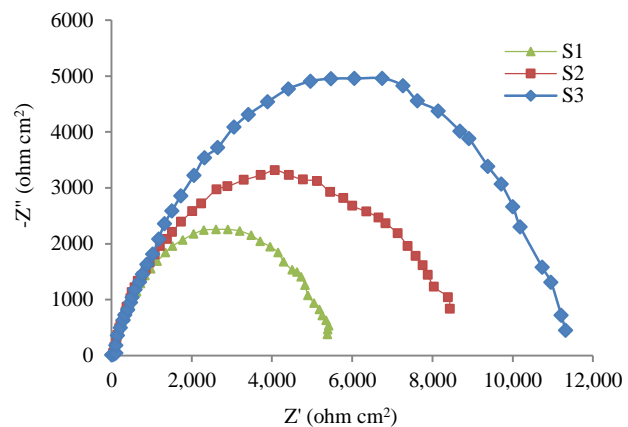
ظرفیت لایه دوگانه Cdl از طریق رابطه زیر محاسبه می‌شود:

$$f(-Z''_{max}) = \frac{1}{2\pi C_{dl} R_{ct}} \quad (3)$$

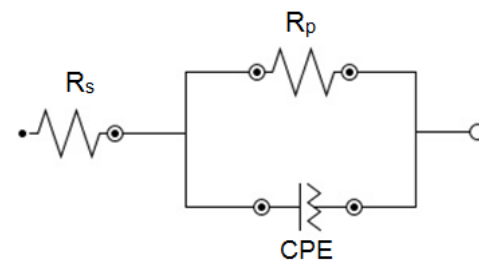
که در این رابطه،  $-Z''_{max}$  بیشینه مقدار مؤلفه موهومی امیدانس است. با توجه به جدول (۴) نمونه S3 بیشترین مقاومت به خوردگی را دارا است و مقدار آن برابر ۱۲۰۰۰ اهم بر سانتی‌متر مربع است و پس از آن نمونه S2 دارای مقاومت پلاریزاسیون برابر ۹۰۰۰ اهم بر سانتی‌متر



شکل ۸- منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه‌ها.



شکل ۹- منحنی‌های نایکوئیست نمونه‌ها.



شکل ۱۰- دیاگرام مدار معادل الکتریکی استفاده شده برای

مدل‌سازی رفتار فصل مشترک فلز/محلول ( $R_p$  مقاومت

پلاریزاسیون،  $R_s$  مقاومت محلول و CPE عنصر فاز ثابت).

جدول ۴- داده‌های EIS حاصل از مدار معادل الکتریکی.

نمونه	$R_s$ ( $\Omega$ )	$R_p$ ( $\Omega\text{cm}^2$ )	Cdl-T ( $\mu\text{F}\cdot\text{cm}^{-2}$ )	Cdl-P ( $\mu\text{F}\cdot\text{cm}^{-2}$ )
S1	۸	۶۰۰۰	$۲/۲۰ \times 10^{-5}$	۰/۶۵
S2	۱۰	۹۰۰۰	$۲/۱۰ \times 10^{-5}$	۰/۷۵
S3	۱۲	۱۲۰۰۰	$۲/۰۰ \times 10^{-5}$	۰/۸۵

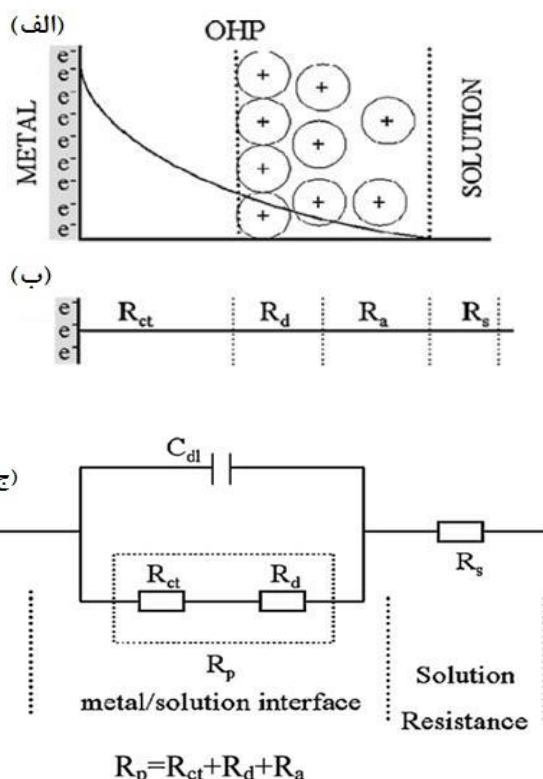


ذوب موضعی به دلیل برخورد انفجار و اختلاط است. انقباض حین انجماد و تشکیل ترکیبات بین فلزی در منطقه ذوب موضعی منجر به ایجاد ترک می‌شود. با افزایش فاصله توقف، در اثر تغییر غلظت در لایه ذوب موضعی و همچنین تغییر در ضخامت لایه، پتانسیل خوردگی از ۶۹۱- به ۶۲۴- میلی‌ولت و چگالی جریان خوردگی از ۴/۴۹ به ۱۵/۸۰ میکروآمپر بر سانتی‌متر مربع افزایش می‌یابد. با افزایش فاصله توقف، انرژی جنبشی برخورد، تغییر شکل پلاستیک و ضخامت لایه ذوب موضعی در فصل مشترک افزایش یافته، در نتیجه مقاومت خوردگی کاهش و سرعت خوردگی افزایش می‌یابد.

## مراجع

- [1] Crossland, B. "Explosive Welding of Metals and its Application"; Oxford. Univ. Press, Oxford, 1982.
- [۲] فاضل، فرهاد؛ خانزاده قره شیران، محمدرضا "بررسی بارگذاری انفجاری متغیر بر خواص اتصال انفجاری مس به فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۱۰"؛ مجله علمی پژوهشی مواد پر انرژی، دوره ۱۱، شماره ۴، صفحه ۲۱-۱۳۹۵.
- [3] Wang H.; Wang Y. "High-Velocity Impact Welding Process: A Review"; Metals 2019, 9, 144.
- [4] Findik F. "Recent Developments in Explosive Welding"; Mater. Des. 2011, 32, 1081-1093.
- [۵] اسدیان، ابراهیم؛ خلج، غلامرضا؛ خانزاده قره شیران، محمدرضا؛ بحری، سیروس "بررسی تأثیر مقدار کرنش و دمای نورد بر ریزساختار و سختی اتصال انفجاری ورقهای فولاد ۳۰۴- مس"؛ مجله علمی پژوهشی مواد پر انرژی، دوره ۱۴، شماره ۴، صفحه ۲۵-۱۳، ۱۳۹۸.
- [6] Zhang, T.; Wang, W.; Zhang, W.; Wei, Y.; Cao, X.; Yan, Z.; Zhou, J. "Microstructure Evolution and Mechanical Properties of an AA6061/AZ31B Alloy Plate Fabricated by Explosive Welding"; J. Alloy. Compd. 2018, 735, 1759-17681.
- [7] Mróz, S.; Gontarz, A.; Drozdowski, K.; Bala, H.; Szota, P. "Forging of Mg/Al Bimetallic Handle Using Explosive Welded Feedstock"; Arch. Civ. Mech. Eng. 2018, 18, 401-412.
- [8] Boroński, D.; Kotyk, M.; Maćkowiak, P.; Śniezek, L. "Mechanical Properties of Explosively Welded AA2519-AA1050-Ti6Al4V Layered Material at Ambient and Cryogenic Conditions"; Mater. Des. 2017, 133, 390-403.
- [9] Chu, Q.; Zhang, M.; Li, J.; Yan, C. "Experimental and Numerical Investigation of Microstructure and Mechanical Behavior of Titanium/Steel Interfaces Prepared by Explosive Welding"; Mater. Sci. Eng. A 2017, 689, 323-331.
- [10] Fronczek D. M.; Chulist R.; Szulc Z.; Wojewoda-Budka J. "Growth Kinetics of TiAl3 Phase in Annealed Al/Ti/Al Explosively Welded Clads"; Mater. Let. 2017, 198, 160-163.
- [11] Bataev, I. A.; Ogneva, T. S.; O, Y.; Junior, A. J.; Bataev, A. A.; Mali, V. I.; Esikov, M. A.; Lazurenko, D. V. "Explosively Welded Multilayer Ni-Al Composites"; Mater. Des. 2015, 88, 1082-1087.
- [12] Sherpa, B. B.; Upadhyay, A.; Kumar, S.; Mangla, V.; Kumar, P. D.; Agarwal, A. "Examination of Joint Integrity in Parallel Plate Configuration of Explosive Welded SS-Al Combination"; Mater. Today Proc. 2017, 4, 1260-1267.
- [13] Corigliano, P.; Crupi, V.; Guglielmino, E.; Mariano Sili, A. "Full-Field Analysis of Al/Fe Explosive Welded Joints for Shipbuilding Applications"; Mar. Struct. 2018, 57, 207-218.

مربع است و در آخر نمونه S1 دارای کمترین مقدار مقاومت پلاریزاسیون است و دلیل آن وجود ضخامت ذوب موضعی بالا با افزایش فاصله توقف و شیب پتانسیل گالوانیک ناشی از تغییرات غلظتی در لایه ذوب موضعی است. همچنین عدد n در نمونه S3 کمتر از نمونه با S2 و S1 است و جریان خوردگی در نمونه S3 کمتر است که باعث افزایش مقاومت انتقال بار می‌شود. نمونه S1 با بیشترین فاصله توقف دارای بیشترین عدد n است و علت آن افزایش فاصله توقف و افزایش انرژی جنبشی و فصل مشترک است [۲۴].



شکل ۱۱- (الف) توزیع‌های پتانسیل در فصل مشترک فلز/محلول، (ب) مقاومت‌های مربوط به لایه دوگانه و (ج) مدار معادل الکتریکی پیشنهادی برای محلول بدون بازدارنده [۲۵].

## ۴- نتیجه‌گیری

با توجه به نتایج میکروسکوپ نوری، نمونه با فاصله توقف ۲/۵ میلی‌متر دارای حداکثر ضخامت ذوب موضعی است (۱۵۰ میکرون). با کاهش فاصله توقف، فصل مشترک هموارتر می‌شود و ضخامت لایه ذوب موضعی کاهش می‌یابد و به ترتیب به ۱۰۰ و ۴۰ میکرون در فاصله توقف ۲ و ۱/۵ میلی‌متری می‌رسد. با مقایسه نتایج میکروسکوپ الکترونی و آنالیز EDS، مشخص شد که توزیع ترکیب شیمیایی در کل فصل مشترک یکسان نیست و جدایش عناصر در فصل مشترک با کاهش در فاصله توقف، کاهش یافته است. در منطقه ذوب موضعی، محلول جامد و همچنین رسوبات فازهای مختلف بین فلزی مشاهده می‌شود. تشکیل این فازهای بین فلزی شکننده در لایه

- [20] Kahraman, N.; Gulenc, B.; Findik, F. "Corrosion and Mechanical-Microstructural Aspects of Dissimilar Joints of Ti-6Al-4V and Al Plates"; *Int. J. Impact Eng.* 2007, 34, 1423-1432.
- [21] Shiran, M. K. G.; Khalaj, G.; Pouraliakbar, H.; Jandaghi, M. R.; Dehnavi, A. S.; Bakhtiari, H. "Multilayer Cu/Al/Cu Explosive Welded Joints: Characterizing Heat Treatment Effect on the Interface Microstructure and Mechanical Properties"; *J. Manuf. Process.* 2018, 35, 657-663.
- [22] Mousavi, S. A.; Sartangi, P. F. "Experimental Investigation of Explosive Welding of cp-Titanium/AISI 304 Stainless Steel"; *Mater. Des.* 2009, 30, 459-468.
- [23] Rajani, H. Z.; Mousavi, S. A.; Sani, F. M. "Comparison of Corrosion Behavior Between Fusion Cladded and Explosive Cladded Inconel 625/Plain Carbon Steel Bimetal Plates"; *Mater. Des.* 2013, 43, 467-474.
- [24] Acarer, M. "Electrical, Corrosion, and Mechanical Properties of Aluminum-Copper Joints Produced by Explosive Welding"; *J. Mater. Eng. Perform.* 2012, 21, 2375-2379.
- [25] Dai, N.; Zhang, L.-C.; Zhang, J.; Chen, Q.; Wu, M. "Corrosion Behaviour of Selective Laser Melted Ti-6Al-4V Alloy in NaCl Solution"; *Corros. Sci.* 2016, 102, 484-489.
- [14] Shiran, M. K. G.; Khalaj, G.; Pouraliakbar, H.; Jandaghi, M.; Bakhtiari, H.; Shirazi, M. "Effects of Heat Treatment on the Intermetallic Compounds and Mechanical Properties of the Stainless Steel 321- Aluminum 1230 Explosive-Welding Interface"; *Int. J. Miner. Metall. Mater.* 2017, 24, 1267-1277.
- [15] Shiran, M. R. K. G.; Bakhtiari, H.; Mousavi, S. A. A. A.; Khalaj, G.; Mirhashemi, S. M. "Effect of Stand-Off Distance on the Mechanical and Metallurgical Properties of Explosively Bonded 321 Austenitic Stainless Steel-1230 Aluminum Alloy Tubes"; *Mater. Res.* 2017, 20, 291-302.
- [16] Carvalho, G. H. S. F. L.; Mendes, R.; Leal, R. M.; Galvão, I.; Loureiro, A. "Effect of the Flyer Material on the Interface Phenomena in Aluminium and Copper Explosive Welds"; *Mater. Des.* 2017, 122, 172-183.
- [17] Kaya, Y. "Investigation of Copper-Aluminum Composite Materials Produced by Explosive Welding"; *Metals* 2018, 8, 780.
- [18] Kahraman, N.; Gülenç, B.; Findik, F. "Joining of Titanium/Stainless Steel by Explosive Welding and Effect on Interface"; *J. Mater. Process. Tech.* 2005, 169, 127-133.
- [19] Kengkla, N.; Tareelap, N. "Role of Intermetallic Compound on Corrosion of Aluminum/Steel Transition Joint Used in Naval Applications"; 1<sup>st</sup> Mae Fah Luang University International Conference 2012 (MFUIC2012), Thailand, 2012, 1-6.