

بررسی رفتار خوردگی مقطع جوشکاری شده آلیاژ آلومینیوم به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی

کامران امینی*^۱، فرهاد غروی^۲، اکبر چمی^۳، مظاهر امیرخانی^۳، حسین قاسمی^۳

۱- استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، واحد تهران، دانشگاه آزاد اسلامی، اصفهان، ایران

۲- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف آباد، اصفهان، ایران

۳- کارشناس آزمایشگاه، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف آباد، اصفهان، ایران

*kamran_amini1978@hotmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۲/۱۲/۰۶، تاریخ پذیرش: ۹۳/۰۲/۱۹)

چکیده

در این پژوهش ورق هایی از جنس آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ با روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به یکدیگر متصل شدند. از سه منطقه ناحیه دکمه جوش (WNZ)، ناحیه متاثر از جوش (HAZ) و فلز پایه (PM) نمونه برداری گردید و رفتار خوردگی این مناطق در محلول هوادار ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلراید و با روش پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک و طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) مورد مطالعه قرار گرفت. ریز ساختار نواحی جوش و مورفولوژی سطوح خورده شده نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) به همراه آنالیز کمی EDS مورد آنالیز قرار گرفت. نتایج نشان داد که سه نوع رسوب شامل Al-Mg و Al-Mg-Si، Al-Fe-Mn-(Cr) در فلز پایه شناسایی شد بطوری که بعد از جوشکاری، فقط رسوبات Al-Mg-Si و Al-Fe-Mn-(Cr) در ناحیه دکمه جوش شناسایی گردید. بیشترین دانسیته جریان خوردگی مربوط به فلز پایه می باشد و نواحی متاثر از حرارت و دکمه جوش از مقاومت به خوردگی بهتری نسبت به فلز پایه برخوردار می باشند. دو نوع فرآیند خوردگی موضعی در مناطق خورده شده در هر سه ناحیه جوش شامل خوردگی موضعی قلیایی به همراه خوردگی حفره ای با حفره های کریستالوگرافی (بلور شناسی) مشخص شد.

واژه های کلیدی:

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، رفتار خوردگی، پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک، طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی.

۱- مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم بعنوان یک جایگزین مطلوب برای فولاد، در کاربردهای وسیعی مورد استفاده قرار می گیرند چرا که این آلیاژها دارای وزن سبک، قیمت پایین، قابلیت جوشکاری مناسب، شکل پذیری خوب، استحکام مطلوب و مقاومت در برابر خوردگی قابل قبولی دارند. در میان آلیاژهای آلومینیوم، آلیاژهای آلومینیوم سری ۵۰۰۰ می باشد که عنصر اصلی در این دریایی، خودرو سازی، هوا فضا و حمل و نقل دارد [۱-۲].

آلیاژهای آلومینیوم بعنوان یک جایگزین مطلوب برای فولاد، در کاربردهای وسیعی مورد استفاده قرار می گیرند چرا که این آلیاژها دارای وزن سبک، قیمت پایین، قابلیت جوشکاری مناسب، شکل پذیری خوب، استحکام مطلوب و مقاومت در برابر خوردگی قابل قبولی دارند. در میان آلیاژهای آلومینیوم، آلیاژهای آلومینیوم سری ۵۰۰۰ می باشد که عنصر اصلی در این دریایی، خودرو سازی، هوا فضا و حمل و نقل دارد [۱-۲].

پین است، ماده در دمای بالا و تحت تغییر شکل نسبتاً شدید قرار می‌گیرد [۴-۵].

ناحیه متأثر از حرارت و کار مکانیکی (TMAZ) که در واقع در دو طرف ناحیه اغتشاش (دکمه جوش) واقع شده، یک ناحیه منحصر به فرد می‌باشد چراکه دارای دانه‌هایی بسیار بلند و کشیده شده است که در اثر نیروی کرنشی (کار مکانیکی) زیاد حاصل شده از چرخش پین بوجود آمده است. در این ناحیه علاوه بر تغییر دما، کار مکانیکی نیز بر روی فلز انجام می‌شود. با این وجود بعلاوه اثر حرارتی کافی در این ناحیه، پدیده تبلور مجدد اتفاق نمی‌افتد [۴-۵].

ناحیه متأثر از جوش (HAZ) یکی از دیگر نواحی بوجود آمده در منطقه جوش است که اندازه این ناحیه بستگی به میزان حرارت ورودی به منطقه جوش دارد. در این ناحیه که فاصله بیشتری نسبت به خط جوش دارد، تغییر شکل پلاستیک در آن اتفاق نمی‌افتد اما میکرو ساختار در اثر سیکل‌های حرارتی تغییر کرده و بر خواص مکانیکی و خوردگی تاثیر می‌گذارد [۴-۵]. در کنار ناحیه متأثر از جوش، ناحیه فلز پایه قرار دارد که بطور نسبی تحت تاثیر سیکل حرارتی و تغییر فرم پلاستیک قرار نمی‌گیرد و افزایش دما به اندازه‌ای نیست که سبب تغییر در ساختار ناحیه جوش شود. از آنجایی که هر کدام از این نواحی دارای میکرو ساختاری متفاوت نسبت به یکدیگر دارند، لذا این تغییرات میکرو ساختاری می‌تواند باعث بروز خواص خوردگی متفاوتی در قطعه جوش خورده شده بشود. بعبارت دیگر هر کدام از این نواحی منطقه جوش می‌تواند دارای خواص خوردگی متفاوتی را از خود نشان بدهد [۴-۵].

بطور کلی وقتی آلیاژهای آلومینیوم در معرض محیط‌های مختلفی همچون آب و یا هوا قرار می‌گیرند، یک لایه اکسیدی محافظ بر روی سطح آنها بطور واضح تشکیل می‌شود. با این وجود حضور رسوبات بین فلزی و عوامل خوردنده‌ای مثل یون‌های کلراید می‌توانند موجب تخریب این لایه اکسیدی شوند و سرعت خوردگی آلیاژ را تسریع کند. همچنین رفتار خوردگی

توسعه کاربردی آلیاژهای آلومینیوم بویژه سری ۵۰۰۰ در صنایع مختلف با چالش‌های زیادی جهت اتصال آنها توسط فرآیندهای جوشکاری روبه‌رو بوده است. روش‌های جوشکاری ذوبی از متداول‌ترین فرآیندهای جوشکاری می‌باشد که برای اتصال این آلیاژها بکار می‌رود. با توجه به اینکه روش جوشکاری ذوبی دارای عیوب متداولی همچون آخال، ترک در ناحیه جوش، تنش‌های پسماند کششی می‌باشد، کاربرد این روش جوشکاری را برای اتصال این آلیاژها در صنایع کاربردی حساس محدود کرده است.

روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) بعنوان یک روش جوشکاری مطلوب و فاقد عیوب حاصل از روش‌های جوشکاری ذوبی، امروزه برای اتصال آلیاژهای آلومینیوم و سایر فلزات همچون مس، تیتانیوم، منیزیم و فولاد مورد استفاده قرار می‌گیرد. این روش جوشکاری در سال ۱۹۹۱ بعنوان یک روش جایگزین فرآیند اتصال ذوبی توسط موسسه جوش انگلستان (TWI) ابداع گردید. از آنجایی که این تکنیک جوشکاری یک فرآیند حالت جامد بوده و عمل اتصال در دمایی زیر نقطه ذوب مواد انجام می‌گیرد، لذا در این روش عیوب متداول در اتصال ذوبی حذف شده و خواص مکانیکی و خوردگی فلز جوش بهبود و اصلاح می‌شود. اگرچه عمل اتصال توسط این روش جوشکاری در زیر نقطه ذوب فلز پایه اتفاق می‌افتد ولی حرارت حاصل شده ممکن است باعث ایجاد تغییر در ساختار آلیاژ گردد و در نتیجه خواص خوردگی تحت تاثیر قرار بگیرد. تغییر و اصلاح ریز ساختار در این روش مربوط به فرآیند تبلور مجدد دینامیکی حاصل از گرمای اصطکاکی و تغییر فرم پلاستیک شدید می‌باشد [۴-۵].

بطور کلی میکرو ساختارهای حاصل شده از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی شامل چهار ناحیه مجزا می‌باشد. ناحیه مرکزی جوش که به آن ناحیه دکمه جوش یا اغتشاش (WNZ) گفته می‌شود، ناحیه‌ای است که بطور دینامیکی تبلور مجدد شده و شامل میکرو ساختاری با دانه‌های ریز و هم‌محور می‌باشد. همچنین در این ناحیه که در واقع محل تماس قطعه کار و

لب (Butt) و در جهت طولی بوسیله فرآیند FSW به همدیگر متصل شدند. جنس ابزار جوشکاری از فولاد گرم کار H13 انتخاب گردید. قطر شانه ابزار، قطر پین و ارتفاع آن به ترتیب ۲۰، ۸ و ۷/۵ میلیمتر در نظر گرفته شد. سرعت خطی جوشکاری ۶۳ mm/min، مقدار زاویه انحراف (زاویه ابزار نسبت به محور افقی) ۳ درجه و مقدار سرعت دورانی ۱۰۰۰ rpm انتخاب شد.

۲-۲- ارزیابی رفتار خوردگی

جهت بررسی رفتار خوردگی نمونه های از نواحی مختلف جوش شامل ناحیه دکمه جوش (WNZ) (۱ سانتی متر مربع)، ناحیه متأثر از جوش (HAZ) (۰/۴ سانتی متر مربع) و فلز پایه (PM) (۱ سانتی متر مربع) تهیه و به کمک سنباده های شماره ۴۰۰ تا ۱۲۰۰ سنباده زنی و با استفاده از خمیر الماسه پولیش و آماده سازی شدند. آزمون های خوردگی الکتروشیمیایی بوسیله دستگاه پتانسیواستات- گالوانواستات EG&G مدل PARSTAT 2273 با استفاده از یک سل استاندارد سه الکترودی شامل الکتروود مرجع کالومل، الکتروود کمکی از جنس گرافیت و الکتروود کاری و در محلول آبی هوادار ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلراید با PH برابر با ۵/۵ روی نواحی مختلف سطحی جوش انجام گرفت. پس از قرار گیری نمونه ها در محلول به مدت ۲ ساعت و به ثبات رسیدن پتانسیل و اندازه گیری پتانسیل مدار باز (OCP)، آزمون پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک بر اساس استاندارد ASTM G59-97 انجام شد. منحنی های پلاریزاسیون تافلی نسبت به پتانسیل مدار باز و با سرعت رویش ۱ میلی ولت بر ثانیه رسم گردیدند. همچنین آزمون امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) بر طبق استاندارد ASTM G106 در پتانسیل مربوط به OCP و در گسترده فرکانس 10 mHz تا 100 KHz و با استفاده از سیگنال سینوسی با دامنه پتانسیل ± 1 mV اجرا گردید. از نرم افزار Zsim Win3.21 جهت مدل سازی داده طبق مدار الکتریکی پیشنهادی استفاده شد. جهت آنالیز و بررسی ریز ساختار سطح مقطع موجود در نواحی مختلف جوش و فلز پایه (در حالت قبل و بعد

آلیاژ های آلومینیوم بطور عمده بستگی به یکنواختی و یا غیر یکنواختی ساختار آنها دارد [۶-۸].

بنابراین با توجه به اینکه تغییر چشمگیری در میکرو ساختار منطقه جوش حاصل از فرآیند FSW ایجاد میگردد، لازم است در مورد ریز ساختار و رفتار خوردگی جوش های حاصل شده از این فرآیند اطلاعات کافی وجود داشته باشد. تحقیقات زیادی بر روی خواص جوش آلیاژهای مختلف آلومینیوم صورت گرفته است ولی بیشتر این تحقیقات بر ارتباط ریز ساختار و خواص مکانیکی تمرکز دارد [۹-۱۵] و مطالعه بر روی خواص خوردگی مقاطع جوشکاری شده و ارتباط آن با ساختار جوش کمتر مورد توجه قرار گرفته است. در میان آلیاژهای آلومینیوم جوشکاری شده به روش FSW، آلیاژهای سری ۵۰۰۰ نسبت به سایر آلیاژهای دیگر کمتر مورد مطالعه قرار گرفته است. اکثر مطالعات بر روی خواص مکانیکی متمرکز بوده و بررسی خواص خوردگی بندرت صورت گرفته است. در این راستا، بررسی خواص خوردگی آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ نسبت به سایر آلیاژهای دیگر همچون ۵۰۵۲، ۵۰۸۳، ۵۴۵۶ و ۵۱۸۶ کمتر مورد توجه بوده است. لذا در این تحقیق از آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۶ که کاربرد فراوانی در صنایع دریایی دارد، استفاده شده و رفتار خوردگی نواحی مختلف جوش در اتصالات ایجاد شده به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با طرح اتصال لب به لب (Butt) مورد بررسی قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- آماده سازی ورق و انجام جوشکاری

در این تحقیق از ورق آلومینیوم آلیاژ ۵۰۸۶ با ضخامت ۸ میلی متر استفاده شد. به منظور جوشکاری نمونه ها از فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) به کمک یک دستگاه فرز عمودی استفاده گردید. ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در جدول ۱ ارائه شده است. نمونه ها در ابعاد 30×10 سانتیمتر مربع و در جهت نورد برش داده شدند. هر دو تکه ورق به صورت طولی در کنار یکدیگر قرار داده شد و به صورت لب به

از آزمون خوردگی)، از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) به همراه آنالیز کیفی EDS استفاده گردید

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فلز پایه

Alloy	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Cu	Zn
۵۰۸۶	۴	۰/۵	۰/۳	۰/۵	۰/۲۵	۰/۱	۰/۲۵

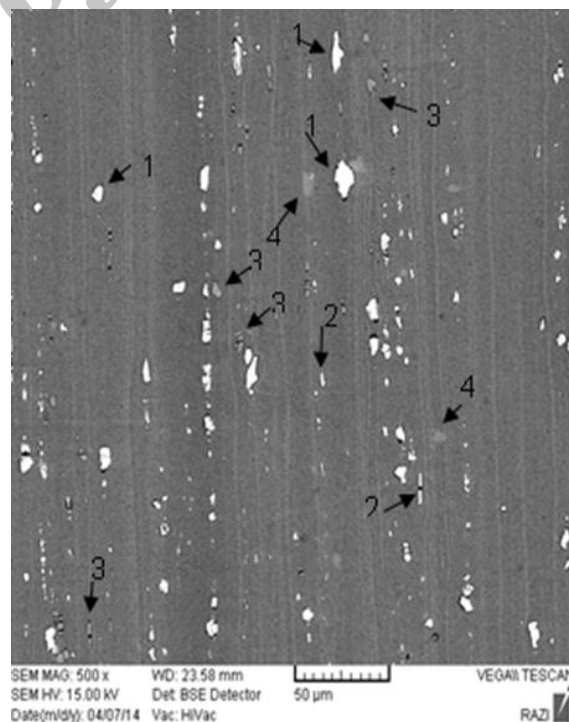
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریز ساختار فلز پایه و نواحی جوش

با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی انواع مختلفی از رسوبات بین فلزی موجود شناسایی و ترکیبات آنها به کمک آنالیز کمی EDS مشخص گردید. شکل ۱ توزیع، شکل و اندازه نامنتظمی از رسوبات را در میان فلز پایه را نشان می دهد. آنالیز کیفی EDS رسوبات موجود در زمینه در شکل ۲ ارائه شده است.

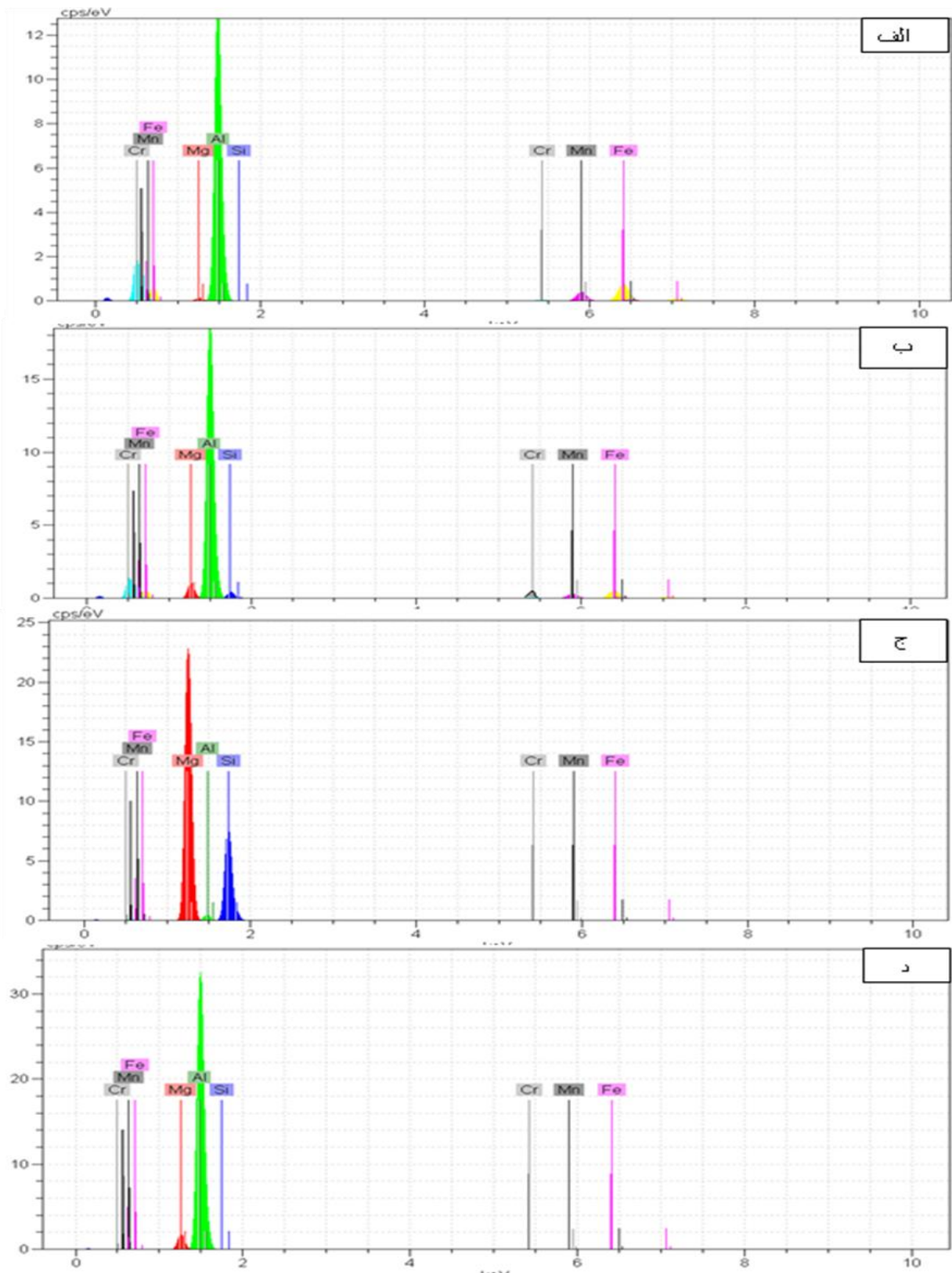
بر این اساس مشخص گردید که رسوبات مشخص شده با عدد ۱ و ۲ غالباً به ترتیب دارای ترکیبی از $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$ می باشند که به رنگ روشن در زمینه توزیع و نیز رسوبات مشخص شده با عدد ۳ اساساً دارای ترکیبی از $Al(Mg-Si)$ و به رنگ خاکستری تیره هستند در حالی که رسوبات شماره ۴ نشان دهنده ترکیبی از $Al-Mg$ می باشند که به رنگ خاکستری روشن در زمینه توزیع شده اند.

رسوبات مشخص شده علاوه بر اینکه در ترکیب با هم اختلاف دارند، دارای اندازه های مختلف نیز می باشند. بر این اساس ذرات $Al(Mn-Fe-Cr)$ و $Al(Mn-Fe)$ دارای بیشترین اندازه ذره می باشند بطوری که بعضی از ذرات دارای اندازه ای در حدود ۴ میکرو متر مربع در حالی که مساحت سطح ذرات دیگر تقریباً برابر با ۷۵ میکرو متر مربع می باشند. از طرف دیگر رسوبات $Al(Mg-Si)$ دارای سطوحی در حدود ۳ میکرو متر مربع و رسوبات $Al-Mg$ تقریباً برابر با ۷ میکرو متر مربع اندازه گیری شده اند. همچنین مشخص شد که میزان توزیع و تعداد این رسوبات نیز با هم متفاوت می باشد بطوری که ذرات $Al(Fe-Mn)$ و $Al-Mg$ به ترتیب دارای بیشترین و کمترین توزیع و تعداد ذرات را دارا می باشند.



شکل (۱): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از رسوبات فلز پایه

(رسوب ۱: $Al_6(Fe-Mn)$ ، رسوب ۲: $Al(Fe-Mn-Cr)$ ، رسوب ۳: $Al(Mg-Si)$ ، رسوب ۴: $Al-Mg$)



شکل (۲): آنالیز رسوبات فلز پایه توسط EDS (الف): Al (Mn-Fe)، ب: Al (Fe-Mn-Cr-Si)، ج: Al (Mg-Si)، د: Al-Mg)

تغییر کرده و از حالت بی قاعده (غیر هندسی) به حالت تقریباً کروی تغییر شکل دهند. با مشاهده شکل ۳ همچنین مشخص می شود که میزان و اندازه رسوبات Al-Mg که به شکل خاکستری دیده می شوند، در ناحیه دکمه جوش نسبت به ناحیه HAZ بیشتر و در فلز پایه کمتر می باشد. دمای حلالیت رسوبات Al-Mg در حدود 450°C است [۱۷]. و چون دمای منطقه جوش به بالاتر از 400°C می رسد [۴-۵]، مقداری از این رسوبات حل می شوند ولی چون سرعت سرد شدن در منطقه جوش به حد کافی سریع نمی باشد اجازه تشکیل به این رسوبات داده خواهد شد. لذا در ناحیه WNZ به دلیل بالاتر بودن دما نسبت به ناحیه HAZ، اندازه رسوبات Al-Mg بیشتر است زیرا در ناحیه WNZ ضریب دیفوزیون منیزیم در زمینه آلومینیوم بیشتر است.

۳-۲- آزمون الکتروشیمیایی پلاریزاسیون

در شکل ۴ رفتار پلاریزاسیون فلز پایه (PM) و نواحی مختلف جوش و در جدول ۲ پارامترهای حاصل از این نمودارها نشان داده شده است. با توجه به شکل و داده های استخراج شده از منحنی های پلاریزاسیون به روش برون یابی تافلی که در جدول ۲ گزارش شده است، می توان دریافت که عدم تشکیل لایه رویین در این نمودارها مشهود می باشد. از نقطه نظر سینتیک واکنش های خوردگی، رفتار رویین شدن فلز پایه، مقایسه نواحی مختلف جوش را مشکل می کند.

بر طبق نمودار پوربه آلومینیوم، انتظار می رود که آلیاژهای آلومینیوم نیز در محدود pH حدود ۴ تا ۸/۵ با تشکیل لایه رویین از خوردگی مصون بمانند. محلول مورد استفاده در این تحقیق، محلول آبی ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلراید در دمای محیط دارای $\text{pH}=5.5$ است. بنابراین در چنین شرایطی آلیاژ مستعد به تشکیل لایه رویین است. اما چنین رفتاری در مورد نواحی مختلف فلز جوش دیده نمی شود. عدم توانایی به تشکیل لایه رویین به ریز ساختار ناحیه جوش ارتباط دارد. با مشاهده دقیق تر منحنی های پلاریزاسیون به وضوح روشن است که شاخه آندی منحنی های پلاریزاسیون فلز پایه و نواحی مختلف جوش شبیه به

این نکته قابل تامل می باشد که بر اساس نتایج سایر محققین [۶-۸]، حملات خوردگی غالباً در نزدیکی ذرات بین فلزی غنی از آهن حتی بعد از مدت زمان غوطه وری کوتاه در آلیاژهای سری ۵۰۰۰ که از مقاومت به خوردگی قابل قبول برخوردار هستند، مشاهده شده است. این حملات خوردگی منجر به تشکیل حفره در زمینه آلیاژ خواهد شد. بررسی آماری حفرات تشکیل شده در نزدیکی رسوبات غنی از آهن نشان داد که وجود عنصر Cr و Si هیچ گونه تاثیری در مستعد پذیری این رسوبات به حملات خوردگی ندارند و لذا به نظر می رسد هر دو رسوب $\text{Al}_6(\text{Fe-Mn})$ و $\text{Al}(\text{Fe-Mn-Cr-Si})$ دارای مکانیزم خوردگی مشابهی هستند. از طرف دیگر گزارش شده است که رسوبات $\text{Al}(\text{Mg-Si})$ دارای میزان پتانسیل خوردگی مشابه نسبت به زمینه آلومینیوم و یا دارای پتانسیل خوردگی کمتری در مقایسه با زمینه آلومینیوم می باشند. بنابراین این رسوبات دارای یک مکانیزم خوردگی غیر فعال می باشند [۱۶].

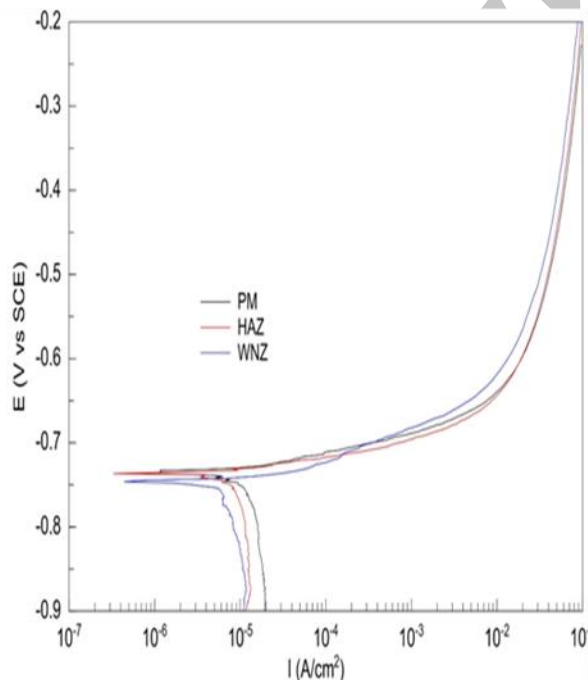
تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نواحی مختلف جوش در شکل ۳ نشان داده شده است. همان گونه که از این تصاویر مشاهده می شود تمامی رسوبات شناسایی شده در فلز پایه در هر دو منطقه متأثر از جوش (HAZ) و دکمه جوش (WNZ) وجود دارد ولی مقدار و اندازه این رسوبات در این نواحی با یکدیگر متفاوت می باشد. همچنین به دلیل بالاتر بودن دمای جوشکاری و میزان اغتشاش در ناحیه دکمه جوش نسبت به منطقه متأثر از جوش اندازه رسوبات $\text{Al}_6(\text{Fe-Mn})$ ، $\text{Al}(\text{Fe-Mn-Cr})$ و $\text{Al}(\text{Mg-Si})$ در منطقه HAZ نسبت به ناحیه WNZ بیشتر ولی مقدار آنها کمتر می باشد. علاوه بر این توزیع این رسوبات در ناحیه WNZ نسبت به ناحیه HAZ یکنواخت تر می باشد. به دلیل اینکه درجه حرارت در منطقه جوش در طی فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بالاتر از 400°C است [۴-۵]، در منطقه جوش نسبت به فلز پایه بعضی از رسوبات در زمینه حل شده و عمل اغتشاش نیز باعث می شود که رسوبات خرد شده و ریز تر و یکنواخت تر توزیع شوند. از طرف دیگر، بالاتر بودن دما و میزان اغتشاش در ناحیه WNZ باعث شده که رسوبات نیز نسبت به منطقه HAZ

بعبارت دیگر، شاخه کاتدی این منحنی ها، بالای پتانسیل ۹۰۰- میلی ولت، تحت کنترل دیفوزیون اکسیژن می باشد و بعد از پتانسیل ۸۰۰- میلی ولت، واکنش های کاتدی تحت کنترل اکتیواسیون یعنی واکنش احیای آب و اکسیژن می باشند. بنابراین با مشاهده منحنی های پلاریزاسیون نواحی مختلف جوش مشاهده می شود که خوردگی این نواحی تحت کنترل واکنش کاتدی می باشند چرا که شیب تافل کاتدی از شیب تافل آنودی بیشتر می باشد.

جدول (۲): پارامترهای پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک نواحی مختلف جوش: فلز پایه (PM)، ناحیه متأثر از جوش (HAZ)، ناحیه دکمه جوش

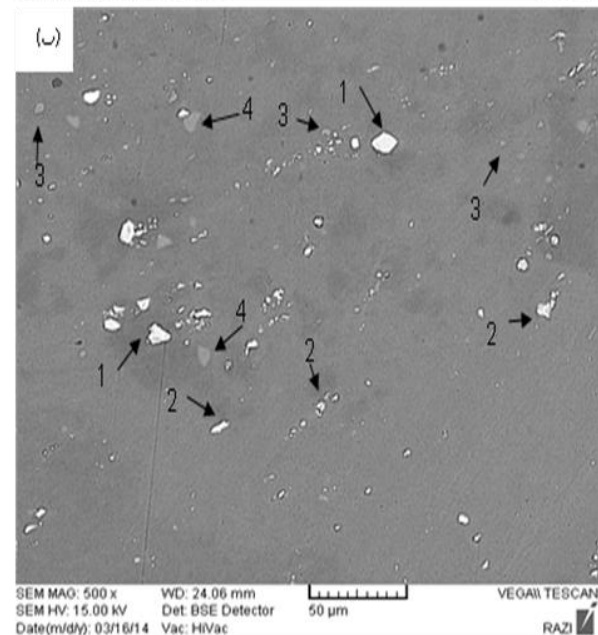
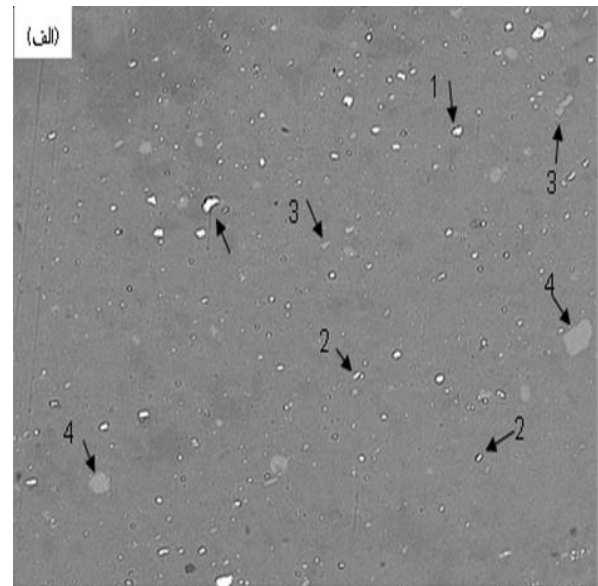
(WNZ)

	E_{corr} (V)	I_{corr} ($\mu A / Cm^2$)	MPY
فلز پایه (PM)	-۰/۷۴۱	۷/۷۲	۳/۱۵
ناحیه متأثر از جوش (HAZ)	-۰/۷۴۹	۵/۶۷	۲/۳۱
ناحیه دکمه جوش (WNZ)	-۰/۷۵۴	۴/۷	۱/۹۵



شکل (۴): منحنی های پلاریزاسیون نواحی مختلف جوش

یکدیگر می باشند. این بدین معنی است که فلز پایه و نواحی HAZ و WNZ دارای مکانیزم انحلال آنودی مشابهی هستند. از طرف دیگر فلز پایه و نواحی جوش دارای شاخه کاتدی یکسان هستند و تنها کمی نسبت بهم جابجا شده اند.

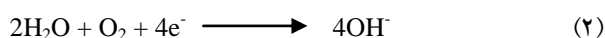
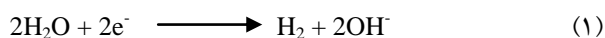


شکل (۳): تصویر میکروسکوپ الکترونی رویشی از رسوبات نواحی جوش Al₆(Fe-Mn) (الف): ناحیه دکمه جوش، (ب): ناحیه متأثر از جوش (رسوب ۱: رسوب ۴. Al (Mg-Si)، رسوب ۳: Al (Fe-Mn-Cr)، رسوب ۲: Al-Mg)

واکنش های کاتدی بخصوص احیای اکسیژن هستند. با احیاء اکسیژن، غلظت یون های هیدروکسید (OH) اطراف این رسوبات افزایش می یابد. با افزایش pH بطور موضعی و تخریب لایه (فیلم) اکسیدی در نزدیکی این رسوبات، فرآیند خوردگی شدیدی در فصل مشترک رسوب و فاز زمینه بوقوع می پیوندد که نهایتا باعث حل شدن زمینه آلومینیوم در اطراف رسوبات و در نتیجه باعث افزایش میزان تشکیل حفرات شده و رسوبات درشت $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$ به صورت دست نخورده باقی می ماند [۶-۸، ۱۶]. ارتباط میان تشکیل حفرات و فرآیند قلیایی شدن موضعی در اطراف رسوب های کاتدی توسط این موضوع تقویت می شود که این نوع خوردگی از نظر ظاهری مشابه مشاهدات انجام گرفته توسط سایر محققین دیگر در محیط های خورنده می باشد [۷]. شدت میزان این فرآیند هنگام اعمال جریان کاتدی به نمونه (ایجاد قطبش کاتدی) به میزان زیادی افزایش نشان می دهد. در این شرایط واکنش کاتدی احیاء اکسیژن با شدت زیادی انجام گرفته و میزان pH بیشتر می گردد. بنابراین تمایل به خورده شدن فاز زمینه در اطراف رسوبات $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$ افزایش می یابد.

با مشاهده جدول ۲ می توان دریافت که فلز پایه (PM) دارای دانسیته شدت جریان خوردگی به مراتب بیشتری نسبت به سایر نواحی مختلف جوش دارد. این بدین معنی است که سرعت خوردگی فلز پایه نسبت به سایر نواحی جوش بالاتر می باشد. بعبارت دیگر به دلیل اینکه رسوبات فلز پایه نسبت به سایر نواحی دیگر بزرگتر هستند در اثر ایجاد یک کوپل گالوانیک بین این رسوبات و فلز پایه میزان شدت جریان کاتدی و در نتیجه شدت خوردگی افزایش خواهد یافت چرا که پتانسیل کمتر آلومینیوم نسبت به این رسوبات باعث افزایش موضعی بیشتر pH و در نتیجه میزان شدت خوردگی نیز افزایش می یابد [۶-۸]. در نواحی دیگر جوش به دلیل کوچک شدن اندازه رسوبات و توزیع بیشتر این رسوبات در فاز زمینه اگرچه وسعت نواحی

بطور کلی در فرآیند های خوردگی آلومینیوم در محلول آبی هوادار ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلراید واکنش های کاتدی شامل احیاء آب و اکسیژن می باشند [۱۹].



در حالی که در آند، اکسایش فلز آلومینیوم اتفاق می افتد [۱۹].



لازم به ذکر است که واکنش (۱) به راحتی با آزاد شدن گاز در سطح الکتروود قابل تشخیص است ولی واکنش (۲) بوضوح قابل شناسایی نیست و معمولا تحت کنترل دیفوزیونی می باشد [۱۹]. با نتیجه گیری از واکنش های فوق می توان دریافت که احیای اکسیژن در نزدیکی نواحی کاتدی (رسوبات بین فلزی $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$) و اکسایش زمینه آلومینیوم در نواحی آندی اتفاق خواهد افتاد. با احیای اکسیژن، غلظت یون های هیدروکسید (OH) اطراف رسوبات افزایش می یابد و منجر به افزایش موضعی pH می گردد. بنابراین افزایش موضعی مقدار pH بر روی رسوب های کاتدی باعث انحلال لایه اکسید آلومینیوم شده (در نتیجه فاز زمینه با محلول خورنده در تماس می باشد) و خوردگی موضعی ایجاد می شود. پیدایش خوردگی حفره ای می تواند بواسطه انجام واکنش های احیاء بر روی مجموعه ای از رسوب ها باشد [۶-۸، ۱۶]. از نظر رفتار الکتروشیمیایی رسوبات $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$ نسبت به زمینه آلومینیوم رفتار کاتدی دارند و سبب شده در اثر خوردگی میکروگالوانیکی، زمینه اطراف رسوبات حل شده و یک فرورفتگی و یا حفره بجا می ماند. به این ترتیب رسوبات $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$ مکان های مناسبی برای شروع

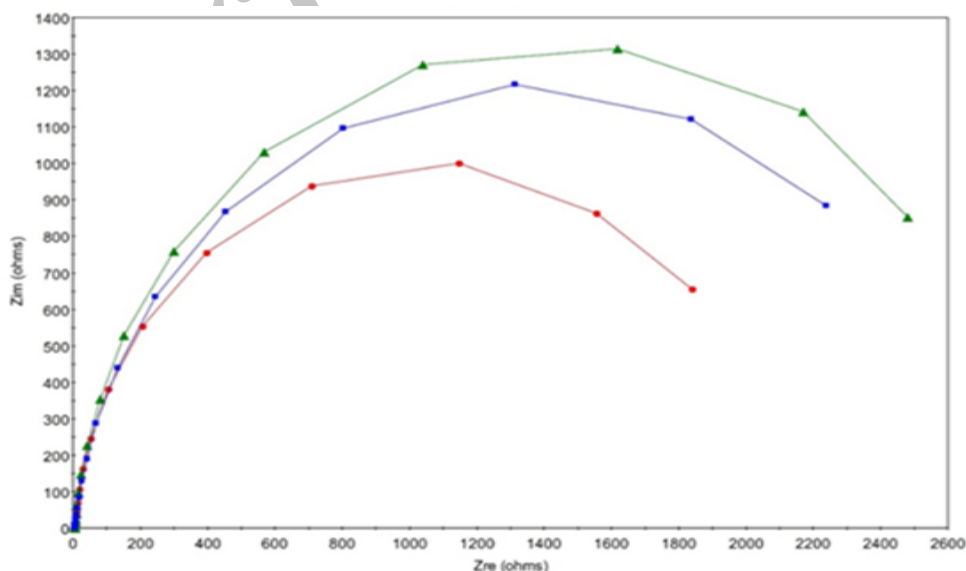
آن این است که میزان افزایش موضعی pH در اطراف رسوبات کاتدی کمتر بوده است [۶-۸]. با مشاهده دقیق تر نمودار های امپدانس حاصل شده می توان عنوان نمود که ناحیه دکمه جوش (WNZ) دارای امپدانس بیشتری نسبت به ناحیه HAZ و فلز پایه می باشد چرا که میزان شعاع نیم دایره منحنی نایکوئیست (شعاع لوپ خازنی) برای ناحیه اغتشاش نسبت به نواحی دیگر زیاد تر می باشد. بعبارت دیگر کم شدن شعاع نیم دایره (شعاع لوپ خازنی) فلز پایه در فرکانس های بالا گواه این است که مقاومت لایه اکسیدی در مجاورت رسوبات کاتدی در این ناحیه به شدت کاهش یافته است. بنابراین میزان شدت خوردگی در نواحی مجاور رسوبات کاتدی در این ناحیه بمراتب بیشتر از نواحی دیگر خواهد بود. همچنین افزایش مقدار ظرفیت خازنی (C) نشان می دهد که ظرفیت لایه مضاعف الکتریکی افزایش یافته و این بدین معنی است که میزان دیفوزیون از طریق این لایه افزایش پیدا کرده و در نتیجه سرعت خوردگی افزایش یافته است [۲۰]. از طرف دیگر، نزدیک بودن مقدار امپدانس ناحیه دکمه جوش نسبت به ناحیه متاثر از جوش می تواند ناشی از بروز پدیده خوردگی دیگری (همچون خوردگی مرز دانه ای) علاوه بر حفره دار شدن در ناحیه دکمه جوش باشد.

خورده شده ممکن است افزایش یابد ولی میزان افزایش موضعی pH کمتر بوده و در نتیجه سرعت خوردگی کمتر خواهد بود.

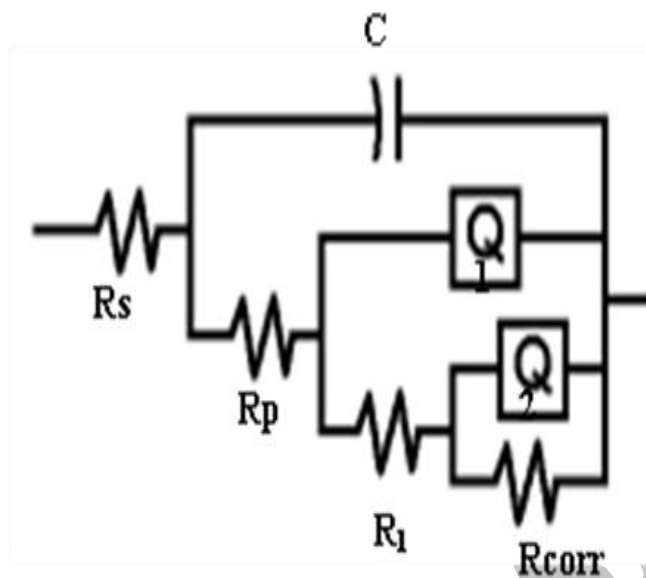
۳-۳- امپدانس الکتروشیمیایی (EIS)

نمودارهای امپدانس الکتروشیمیایی فلز پایه و نواحی مختلف جوش در شکل ۵ نشان داده شده است. با توجه به این نمودارها و داده های حاصل از مدار معادل آنها (شکل ۶) که در جدول ۳ گزارش شده است، می توان دریافت که لایه اکسیدی آلیاژهای آلومینیوم از دو قسمت تشکیل می شود. به محض قرار گیری آلومینیوم در معرض هوا روی سطح آن اکسید آلومینیوم تشکیل می شود (Q_1) و پس از قرار گرفتن در محیط آبی لایه دیگری روی سطح آن تشکیل می شود که عموماً در اثر هیدراته شدن آلومینیوم ایجاد می شود (Q_2) [۲۰]. مقادیر توان فرکانس (n) نشان می دهد که لایه داخلی متراکم تر (فشرده تر) است [۲۰]. با توجه به این مطلب که ثابت های این دو لایه در مدار بصورت سری قرار گرفته اند می توان دریافت که این لایه ها چسبندگی خوبی به یکدیگر دارند.

مقایسه مقاومت پلاریزاسیون نواحی جوش با فلز پایه نشان می دهد که مقاومت به خوردگی بیشتر شده است. علاوه بر این، مقاومت لایه اکسیدی روی سطح نیز افزایش یافته است که علت



شکل (۵): منحنی های نایکوئیست نواحی مختلف جوش (●) فلز پایه، (■) ناحیه متاثر از جوش (HAZ)، (▲) ناحیه دکمه جوش (WNZ)



شکل (۶): مدار معادل پیشنهادی جهت مدلسازی داده های امپدانس برای نواحی مختلف جوش

جدول (۳): پارامترهای مدار معادل پیشنهادی برای نواحی مختلف جوش

	R_s (Ω)	C (μF)	R_p (Ω)	$Y_0(1)$ ($\Omega^{-1} \text{S}^n$)	n_1	R_1 (Ω)	$Y_0(2)$ ($\mu\Omega^{-1} \text{S}^n$)	n_2	R_2 (Ω)
فلز پایه (PM)	۶/۳۳	۹/۲۷	۱۹/۸۷	۱/۱۱	۰/۸۱۶	۵۰۵۸	۶/۸۹	۰/۸۵۶	۲۳۵۹
ناحیه متأثر از جوش (HAZ)	۵/۵۷	۶/۲۶	۳۱	۱/۷	۰/۸۷۷	۷۳۶۵	۵/۵۸	۰/۸۷۶	۲۵۴۷
ناحیه دکمه جوش (WNZ)	۵/۴۸	۵/۳۹	۳۹/۲	۱/۸	۰/۹۳۰	۸۴۲۹	۴/۶۵	۰/۹۷۱	۲۹۴۵

ایجاد شده تماماً در اطراف رسوبات به دلیل اینکه رسوبات مذکور با ابعاد مختلف در زمینه فلز پایه وجود دارد، میزان وسعت نواحی خورده شده متفاوت می باشد بطوری که در اطراف رسوبات بزرگتر، منطقه خورده شده وسیع تر بوجود آمده است. با مشاهده شکل ۷ می توان دریافت که در موجود در فلز پایه که عمدتاً از نوع $\text{Al}_6(\text{Fe-Mn})$ و $\text{Al}(\text{Fe-Mn-Cr})$ می باشند، تشکیل شده است. بعضی از مناطق سطح نمونه آثار خوردگی موضعی وجود ندارد و این سطوح عاری از

۳-۴- ریز ساختار خوردگی فلز پایه (PM)

شکل ۷ مورفولوژی (ریخت شناسی) خوردگی فلز پایه را بعد از آزمون پلاریزاسیون در محلول آبی هوادار ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلراید نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود مناطق خورده شده به صورت موضعی بر روی سطح نمونه ایجاد شده ولی تمامی سطح را نپوشانده است. این خوردگی موضعی شامل شیارهای متعددی است که به حفرات کوچک و بزرگ ایجاد شده بر روی سطح متصل می باشند. خوردگی های موضعی

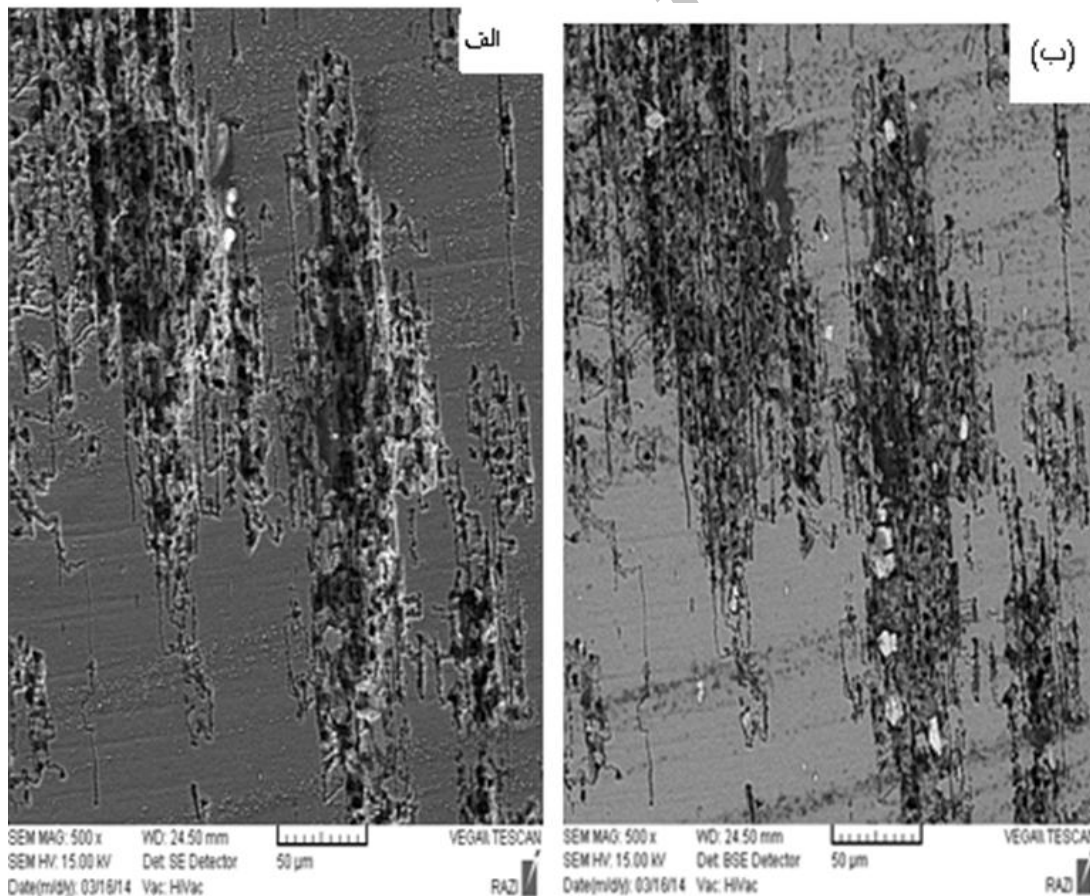
خوردگی می باشند. به عبارت دیگر در مناطقی از نمونه که رسوبی از $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$ در مجاورت آن وجود ندارد، تغییر خاصی (خوردگی) رخ نداده است. به بیان دیگر در مناطقی از سطح نمونه که انواع دیگر رسوب ها مثل $Al(Mg-Si)$ وجود دارد، هیچ گونه خوردگی مشاهده نمی شود چرا که این نوع از رسوبات دارای میزان پتانسیل خوردگی مشابه و یا کمتر نسبت به زمینه آلومینیوم دارند و به صورت رسوبات غیر فعال می باشند.

با توجه به شکل ۸ می توان عنوان نمود که حفرات تشکیل شده از نوع حفرات کریستالوگرافی (ریخت شناسی) می باشند [۷].

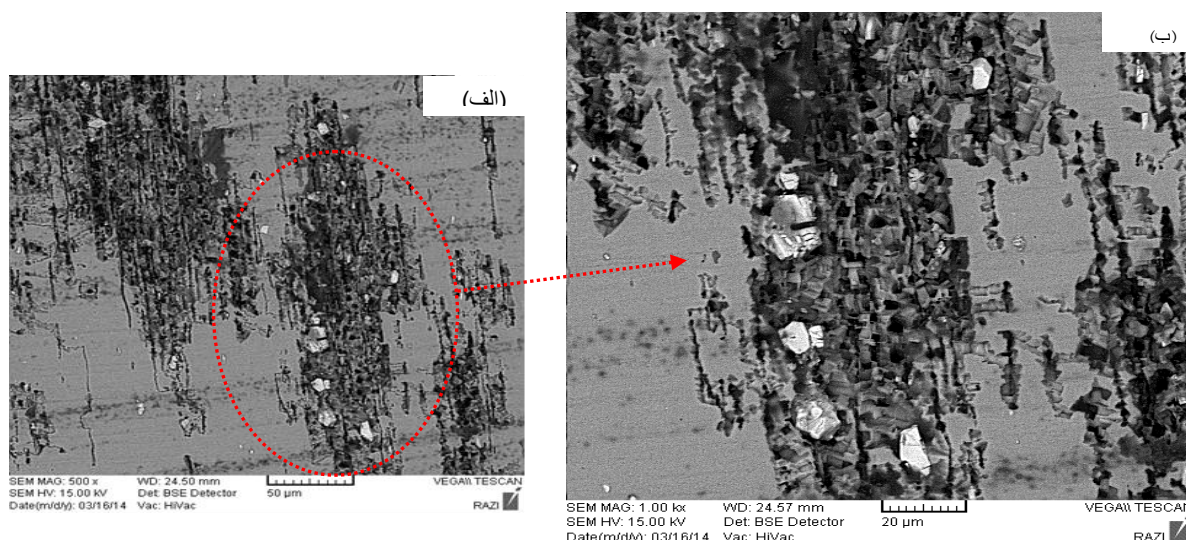
بعبارت دیگر، خوردگی موضعی به صورت خوردگی حفره ای

کریستالی می باشد. بایستی توجه داشت که هیچ گونه ارتباطی میان تشکیل حفره ای کریستالی و حضور رسوبات بین فلزی وجود ندارد و تشکیل این نوع از حفرات ارتباط مستقیمی با میزان دانسیته جریان اعمال شده به نمونه دارد بطوری که اثبات شده است در دانسیته جریان های بالاتر از ۰/۵ میکرو آمپر بر سانتیمتر مربع اینگونه حفرات در نمونه ایجاد خواهد شد [۷].

علت ایجاد این پدیده، تخریب فیلم اکسیدی روی سطح نمونه می باشد. هنگامی که فیلم اکسیدی بر روی سطح نمونه برداشته می شود، مقدار پتانسیل مدار باز به سمت مقدار پتانسیل جوانه زنی حفره بر روی فاز زمینه حرکت می نماید که نتیجه این عمل تشکیل حفره های کریستالوگرافی می باشد [۷].

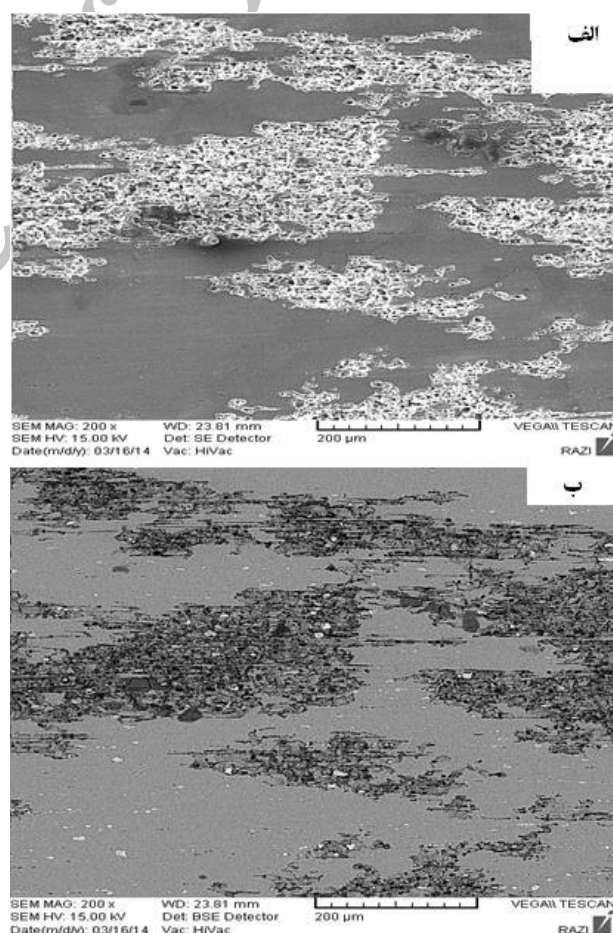


شکل (۷): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (توسط الف: الکترون های ثانویه، ب: الکترون های برگشتی) از مناطق خورده شده در فلز پایه



شکل (۸): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (توسط الف و ب: الکترون های برگشتی) از حفرات کریستالوگرافی (بلور شناسی) در فلز پایه

۳-۵- ریز ساختار خوردگی منطقه متأثر از جوش (HAZ) شکل ۹ ریز ساختار ناحیه HAZ را بعد از انجام آزمون خوردگی نشان می دهد. همانطور که از شکل مشاهده می شود تمامی سطح نمونه دچار خوردگی نشده است و بخش هایی از سطح نمونه به صورت موضعی خورده شده است. خوردگی این مناطق همانند خوردگی فلز پایه مربوط به رسوبات $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$ می باشد. در مناطقی از سطح نمونه که این رسوبات وجود دارند، خوردگی اتفاق افتاده است. با مشاهده دقیق تر می توان دریافت که وسعت نواحی خورده شده در این ناحیه از جوش نسبت به فلز پایه وسیع تر است ولی میزان عمق حفره دار شدن و شدت خوردگی کمتر می باشد. کمتر شدن میزان دانسیته جریان حاصل شده از نمودار پلاریزاسیون تافل مربوط به این ناحیه نسبت به فلز پایه نیز این مطلب را تایید می کند. در اثر وجود شیب گرادیان دمایی در این ناحیه، رسوبات بزرگی که در فلز پایه وجود داشته اند، در این ناحیه کوچکتر شده اند و به صورت گسترده تر در زمینه توزیع شده اند که علت ریز شدن این رسوبات را می توان ناشی از انحلال آنها در اثر حرارت و رسوب مجدد آنها دانست (شکل ۲).



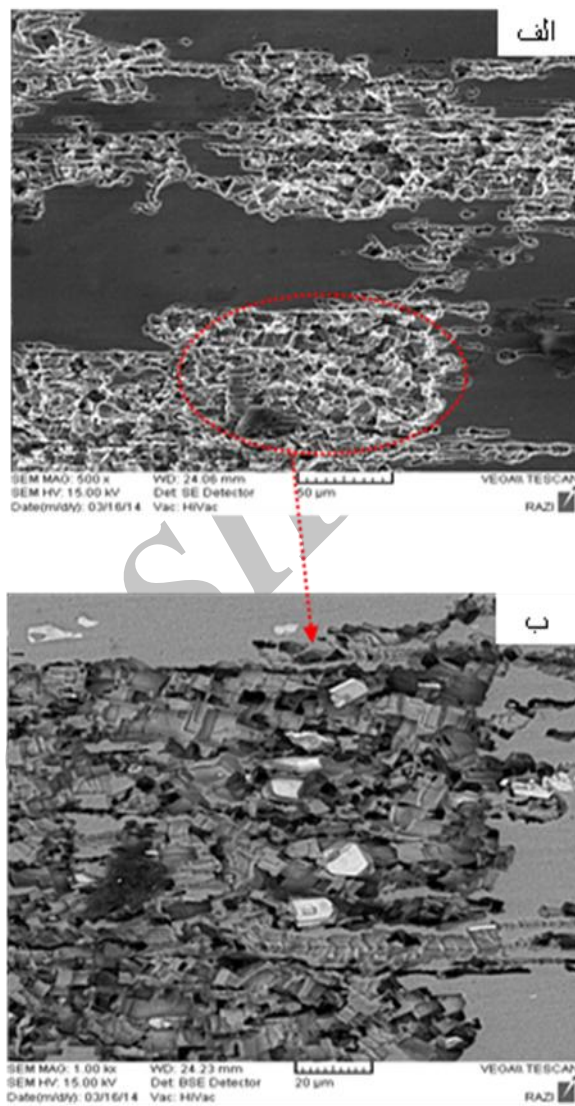
شکل (۹): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (توسط الف): الکترون های ثانویه، (ب): الکترون های برگشتی) از مناطق خورده شده در ناحیه متأثر از جوش

خوردگی ناحیه HAZ نسبت به فلز پایه افزایش پیدا کرده است و منحنی های پلاریزاسیون و امپدانس الکتروشیمیایی این موضوع را نیز تایید می کنند.

از طرف دیگر، در ناحیه HAZ نیز همانند فلز پایه انواع دیگر رسوبات همچون $Al(Mg-Si)$ وجود دارند ولی هیچگونه تغییر خاصی (خوردگی) را در این ناحیه ایجاد نکرده اند. این رسوبات دارای نقطه ذوب بالاتر از $450^\circ C$ درجه سانتی گراد دارا می باشند و چون در این ناحیه دما فراتر از $450^\circ C$ درجه سانتی گراد نمی باشد، لذا این رسوبات در فاز زمینه حل نشده اند و به صورت تکه های کوچک وجود دارند. همچنین حفرات تشکیل شده در این ناحیه همانند فلز پایه از نوع حفرات کریستالوگرافی می باشد ولی میزان و شدت حفرات به دلیل دانسیته شدت جریان کمتر در این ناحیه نسبت به فلز پایه، کاهش یافته است (شکل ۱۰).

۳-۶- ریز ساختار خوردگی ناحیه دکمه جوش (WNZ)

شکل ۱۱ مورفولوژی (ریخت شناسی) خوردگی ناحیه اغتشاش را نشان می دهد. همان گونه که مشاهده می شود تمامی سطح دچار خوردگی نشده است و بصورت موضعی مناطق مختلفی دچار خوردگی شده است. مناطق خورده شده نسبت به ناحیه HAZ از وسعت و میزان کمتری برخوردار می باشد. به دلیل تغییر شکل نسبتاً شدیدی که در این ناحیه اتفاق می افتد رسوبات کاملاً خرد و ریز شده اند و بصورت گسترده تر در زمینه توزیع شده اند. بنابراین کاهش اندازه رسوبات اگرچه مکان های مناسبی جهت ایجاد خوردگی میکروگالوانیکی را افزایش داده اند ولی شدت خوردگی در این مناطق بسیار کاهش یافته است. میزان دانسیته جریان محاسبه شده از نمودار های پلاریزاسیون برای این ناحیه نیز این موضوع را تایید می کنند. به دلیل اغتشاش و دمای بالاتر در این ناحیه نسبت به ناحیه HAZ، اندازه رسوبات $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$ کوچکتر شده و توزیع آنها بیشتر شده است ولی بعلاوه اینکه این رسوبات دارای نقطه ذوبی در حدود $650^\circ C$ درجه سانتی گراد می باشند [۱۷-۱۸]،



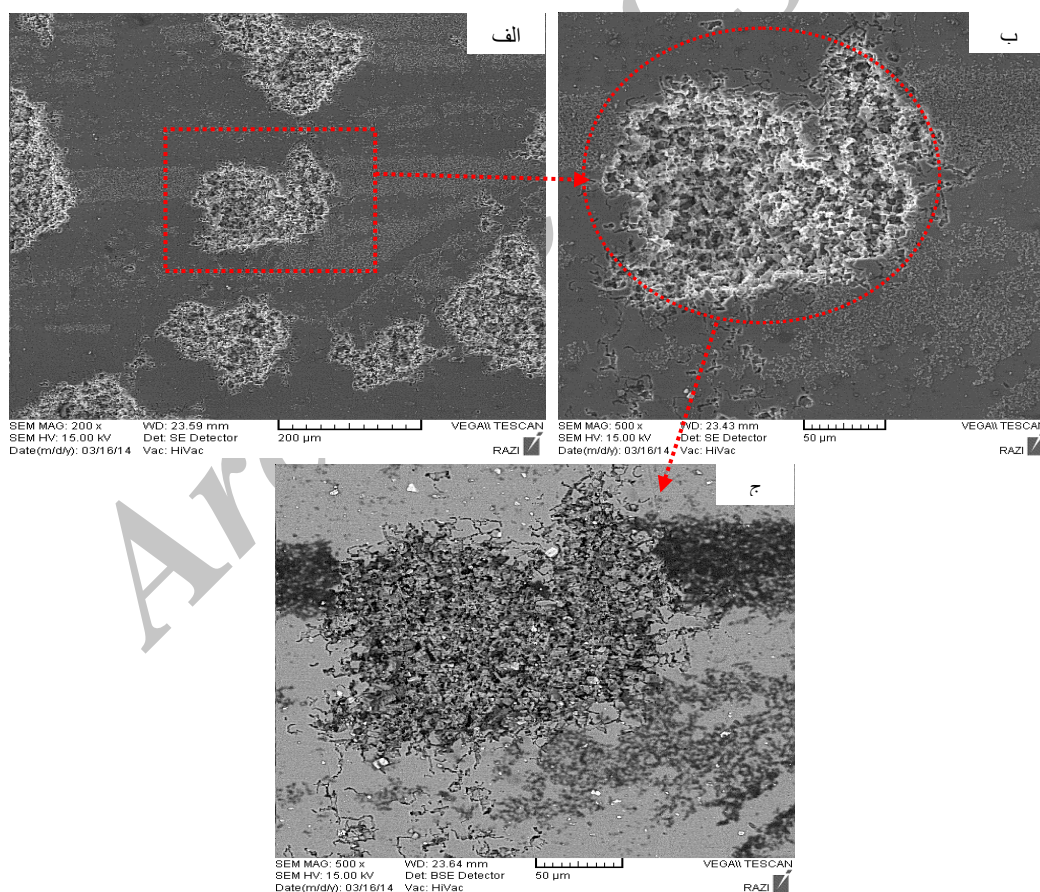
شکل (۱۰): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (توسط الف): الکترون های ثانویه، (ب): برگشتی) از حفرات کریستالوگرافی (بلور شناسی) در ناحیه متاثر از جوش

بنابراین در اثر ریز شدن رسوبات در ناحیه HAZ و گسترده گی آنها در زمینه، اگرچه تعداد مکان های مناسب برای خوردگی و احیاء اکسیژن افزایش یافته است ولی میزان افزایش موضعی pH کاهش یافته است و این افزایش کم pH سبب تخریب کمتر فیلم اکسیدی اطراف رسوبات شده است و فرآیند خوردگی با شدت کمتری در فصل مشترک رسوب و فاز زمینه اتفاق افتاده و نهایتاً میزان و اندازه حفرات تشکیل شده نسبت به فلز پایه کمتر بوده است. بنابراین می توان نتیجه گرفت که میزان مقاومت به

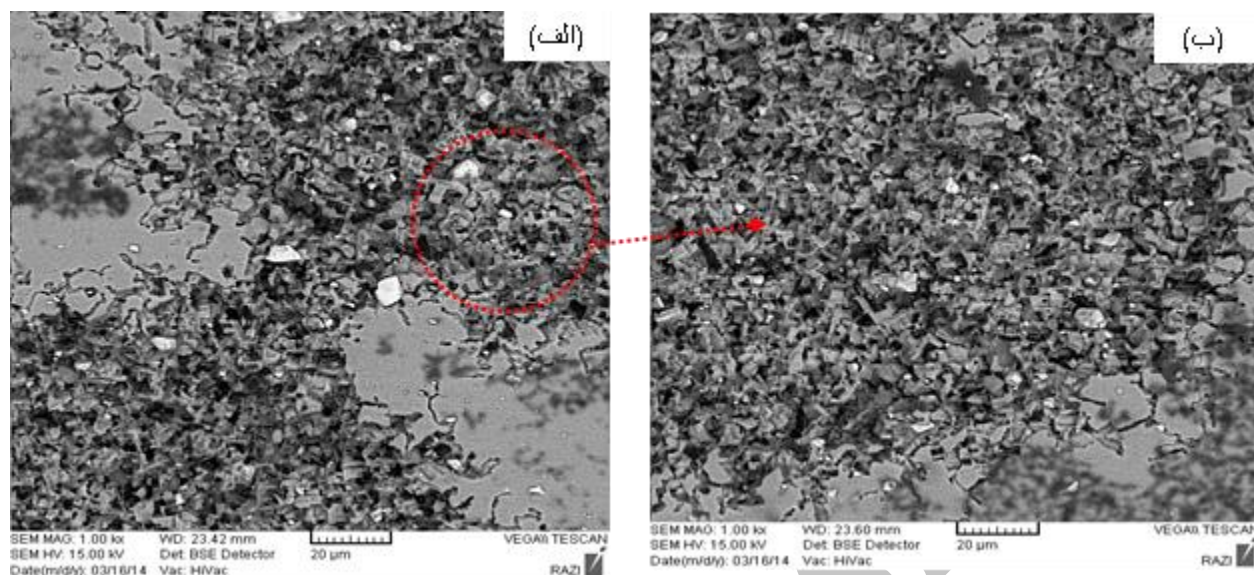
شده است [۲۱]. خوردگی مرز دانه ای در نزدیکی نواحی حفره دار شده و بصورت نواحی مشخص و توسعه یافته در اطراف محل های حفره دار مشاهده می شود. هنگامی که حفره دار شدن به شکل شبکه نسبتاً پیوسته در طول مرز دانه ها ایجاد می شود، خوردگی مرز دانه ای توسعه و گسترش می یابد. بنابراین نزدیک بودن فاصله منحنی های پلاریزاسیون و امپدانس الکتروشیمیایی در مورد این ناحیه نسبت به ناحیه HAZ می تواند ناشی از وقوع خوردگی مرز دانه ای علاوه بر حفره دار شدن در این ناحیه باشد. در این ناحیه نیز حفرات کریستالوگرافی مشاهده می گردد و میزان شدت آنها بمراتب کمتر از نواحی HAZ و فلز پایه می باشد (شکل ۱۲).

در این ناحیه حل نشده اند. اما رسوبات Al (Mg-Si) بخاطر نقطه ذوب کمتر، در این ناحیه کاملاً حل شده اند (شکل ۳). بنابراین خوردگی در این ناحیه فقط در اثر رسوبات $Al_6(Fe-Mn)$ و $Al(Fe-Mn-Cr)$ اتفاق افتاده است. به دلیل افزایش کمتر pH در اطراف این رسوبات در این ناحیه نسبت به ناحیه HAZ، میزان مقاومت به خوردگی این ناحیه بالاتر می باشد.

با مشاهده دقیق تر از شکل ۱۱ می توان دریافت که علاوه بر وجود حفرات در ناحیه خورده شده، مقداری ترک در اطراف نواحی خورده شده مشاهده می شود که موید خوردگی مرز دانه ای ایجاد شده در این ناحیه می باشند. پدیده حفره دار شدن به همراه خوردگی مرز دانه ای توسط سایر محققین نیز گزارش



شکل (۱۱): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (توسط الف و ب): الکترون های ثانویه، (ج): الکترون های برگشتی) از مناطق خورده شده در ناحیه دکمه جوش (WNZ)



شکل (۱۲): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (توسط الف و ب: الکترون های برگشتی) از حفرات کریستالوگرافی (بلور شناسی) در ناحیه دکمه جوش (WNZ)

۴- نتیجه گیری

۴- نوع خوردگی مناطق خورده شده در هر سه ناحیه شامل خوردگی موضعی قلیایی به همراه خوردگی حفره ای با حفره های کریستالوگرافی (بلور شناسی) می باشد.

۵- تقدیر و تشکر

نویسندگان لازم می دانند از حمایت های دانشگاه آزاد اسلامی واحد تیران در انجام این تحقیق تقدیر و تشکر نمایند.

۶- مراجع

- [1] G. Cam, S. Guclure, A. Cakan, and H.T. Serindang, "mechanical properties of friction stir butt-welded Al-5086 plate", materials and corrosion, vol. 4, No. 8, pp. 638-642, 2009.
- [2] E. Taban, and E. Kaluc, "Comparison between microstructure characteristics and joint performance of 5086-H32 aluminium alloy welded by MIG, TIG and friction stir welding processes", Kovove materials, vol. 45, pp. 241-248, 2005.
- [3] J. Randolph Kissell, and R.L. Ferry, Aluminium Structures, 1995, John Wiley & Sons Inc, USA, pp. 10-13.

۱- در نواحی فلز پایه (PM) و متاثر از جوش (HAZ)، سه نوع رسوب شامل Al-Mg-Si، Al-Fe-Mn-(Cr) و Al-Mg رسوب شناسایی شد ولی در ناحیه دکمه جوش (WNZ) فقط رسوبات Al-Fe-Mn-(Cr) و Al-Mg-Si شناسایی گردید که در اثر اغتشاش اندازه این رسوبات به شدت کاهش یافته بود. همچنین در ناحیه دکمه جوش رسوبات Al-Mg به دلیل داشتن نقطه ذوب پایین کاملاً حل شده بودند

۲- رسوبات شناسایی شده نقش مهمی را در فرآیند خوردگی ایفا می کنند بطوری که رسوبات Al-Fe-Mn-(Cr) نسبت به زمینه آلومینیومی دارای پتانسیل نجیب تری هستند و رفتار کاتدی از خود نشان می دهند. رسوبات Al-Mg-Si نسبت به زمینه آلومینیومی دارای پتانسیل مشابهی هستند که به صورت غیر فعال در زمینه آلومینیوم حضور دارند.

۳- بیشترین دانسیته جریان خوردگی مربوط به فلز پایه می باشد و نواحی HAZ و WNZ از مقاومت به خوردگی بهتری نسبت به فلز پایه برخوردار می باشند.

- [13] H. Bisadi, M. Tour, and A. Tavakoli, "The influence of process parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al 5083 Alloy lap joint", *American journal of Materials science*, vol. 1, No. 2, pp. 93-97, 2011.
- [14] R. Abdi Behnagh, M.K. Besharati Givi, and M. Akbari, " Mechanical properties, corrosion resistance, and microstructural changes during friction stir processing of 5083 Aluminium rolled plates," *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 27, pp. 636-640, 2012.
- [15] R.W. Founda, P.S. Pao, H.N. Jones, and C.R. Feng, " Microstructure, mechanical properties, and corrosion of friction stir welded Al 5456", *Materials science and Engineering A*, vol. 519, pp. 1-8, 2009.
- [16] K.A. Yasakau, and M.L. Zheludkevich, "Role of intermetallic phases in localized corrosion of AA5083", *Electrochimica Acta*, vol. 52, pp. 7651-7659, 2007.
- [17] D.H. Choi, B.W. Ahn, D.J. Quesnel, and S.B. Jung, " Behavior of β phase in AA5083 during friction stir welding", *Intermetallics*, vol. 35, pp. 120-127, 2013.
- [18] ع.ا. اکرامی، م. سید رحمانی، "ساختار، خواص و کاربرد آلیاژهای مهندسی" دانشگاه صنعتی شریف، ص. ۱۸۷-۱۸۸-۱۹۱، ۱۳۸۳.
- [19] W. Xu, and J. Liu, "Microstructure and pitting corrosion of friction stir welded joints in 2219-O aluminium alloy thick plate", *Corrosion Science*, vol. 51, pp. 2743-2751, 2009.
- [20] ح. معین وزیری، م. احتشام زاده، م. حبیب نیا، م. شاکری و س. نوروزی، " بررسی رفتار خوردگی اتصالات غیر همجنس آلیاژهای آلومینیوم ۵۰۵۰ و ۶۰۸۲ به فولاد زنگ نزن ۳۰۴ به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی"، فصلنامه علوم و مهندسی خوردگی، سال دوم، شماره ۴، ص. ۳۱-۴۰، زمستان ۱۳۹۱.
- [21] D.Q. Zhang, J. Li, H.G. Joo, and K.Y. Lee, " Corrosion properties of Nd:YAG laser-GMA hybrid welded AA6061 Al alloy and its microstructure", *Corrosion Science*, vol. 51, pp. 1399-1404 2009.
- [4] R.S. Mishra, and Z.Y. Ma, " Friction stir welding and processing", *Materials science and engineering R*, vol. 50, pp. 1-78, 2005.
- [5] W.M. Thomas, "Friction stir welding", international patent application PCT/GB92, Patent application GB9125978.8, 6, December 1991.
- [6] H. Ezuber, A. El-Houd, and F. El-Shawesh, "A study on the corrosion behavior of aluminium alloy in seawater", *Materials and design*, vol. 29, pp. 801-805, 2008.
- [7] Aballe, M. Bethencourt, F.J. Botana, M.J. Cano, and M. Marcos, " Localized alkaline corrosion of alloy AA5083 in neutral 3.5% NaCl Solution", *Corrosion science*, vol. 43, pp. 1657-1674, 2001.
- [8] Aballe, M. Bethencourt, F.J. Botana, M.J. Cano, and M. Marcos, "Influence of cathodic intermetallics distribution on the reproducibility of the electrochemical measurements on AA5083alloy in NaCl Solution", *Corrosion science*, vol. 45, pp. 161-180, 2003.
- [9] Y.J. Kwon, S.B. Shim, and D.H. Park, " Friction stir welding of 5052 Aluminium alloy plates", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 19, pp. s23-s27, 2009.
- [10] M. Bagheri Hariri, S. Gholami Shiri, and Y. Yaghoobinezhad, " the optimum combination of tool rotation rate and traveling speed for obtaining the preferable corrosion behavior and mechanical properties of friction stir welded AA5052 aluminium alloy", *Materials and Design*, vol. 50, pp. 620-634, 2013.
- [11] G.M.D. Cantin, S.A. David, W.M. Thomas, E. Lara-Curzio, and S.S. Babu, " Friction skew-stir welding of lap joints in 5083-O aluminium", *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 10, No. 3, pp. 268-280, 2005.
- [12] R. Palanivel, and P. Koshy Mathews, "prediction and optimization of process parameter of friction stir welded AA5083-H11 aluminium alloy using response surface methodology", *journal of Central South university*, vol. 19, pp. 1-8, 2012.