

ارزیابی خوردگی حفره ای آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ عملیات حرارتی شده در محلول آبی شامل یون‌های کلراید با استفاده از آزمون امیدانس الکتروشیمیایی

مهدی جعفری^۱، محمد علی گل‌عذار^۲، محمود پیکری^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده نفت، آبادان، ایران

۲- استاد دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی، اصفهان، ایران

۳- استادیار دانشگاه صنعت نفت، آبادان، ایران

mehdijafari@ait.put.ac.ir

golozar@cc.iut.ac.ir

mahmoudpaykary@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۰/۰۲/۰۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۰/۰۵/۱۲)

چکیده

مکانیزم حفره‌دار شدن آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ عملیات حرارتی شده در محلول آبی شامل یون‌های کلراید با استفاده از آزمون امیدانس بررسی شد. این آزمون در پتانسیل حفره‌دار شدن، ۱۰۰ و ۲۰۰ میلی‌ولت بالاتر از آن انجام شد. نمودار نایکویست برای عملیات حرارتی محلول جامد و حداکثر پیرسختی در فرکانس‌های بالا، دارای دو حلقه شبه‌خازنی و در فرکانس‌های پایین یک حلقه القایی نشان داد. برای عملیات حرارتی (T7) یک حلقه شبه‌خازنی در فرکانس‌های بالا و یک حلقه القایی در فرکانس‌های پایین دیده شد. نتایج نشان دادند که در پتانسیل ۲۰۰ میلی‌ولت بالاتر از پتانسیل حفره‌دار شدن، مکانیزم کنترل جریان خوردگی در فرکانس‌های بالا، بیشتر تحت تاثیر انتقال جرم قرار دارد. بعد از انجام آزمون امیدانس در هر پتانسیل، نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد ارزیابی قرار گرفتند. همچنین، نقش ترکیبات بین فلزی در شروع حفره‌دار شدن برای هر عملیات حرارتی بررسی شد.

واژه‌های کلیدی:

آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵، عملیات حرارتی، آزمون امیدانس، ترکیبات بین فلزی

۱- مقدمه

طرفی در این آلیاژ با انجام عملیات حرارتی و با رسوب ترکیبات شامل (Mg, Zn, Cu) استحکام افزایش می‌یابد. انحلال این رسوبات در دماهای بالا (حدود ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد) محلول فوق اشباع از این عناصر را بوجود می‌آورد (W temper) که تحت عملیات حرارتی، ترکیبات ریز شامل این عناصر رسوب

بررسی خوردگی حفره‌ای در آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در محیط‌های هالیدی به دلیل کاربرد این آلیاژ در صنایع هوا و فضا، از اهمیت بالایی برخوردار است. محیط‌های هالیدی شامل یون‌های کلراید و یا بروماید می‌توانند لایه روئین بر روی سطح آلومینیوم را بشکنند و سبب ایجاد حفره بر روی سطح شوند. از

این مقاله از آزمون امپدانس برای بررسی مکانیزم حفره دار شدن و نحوه گسترش آن بر نمونه‌های عملیات حرارتی شده آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ از محلول شامل یون‌های کلراید کمک گرفته شد. همچنین سطح نمونه‌ها پس از آزمون‌های الکتروشیمیایی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی گردید.

۲- مواد و روش تحقیق

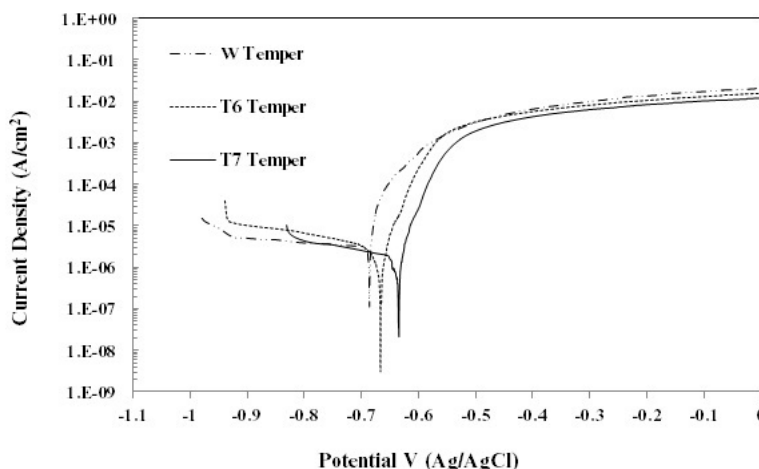
ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در جدول شماره (۱) نشان داده شده است. برای انجام عملیات حرارتی بر روی نمونه‌ها ابتدا نمونه‌ها را در دمای ۴۸۲ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت حرارت داده و سپس در آب با دمای محیط سریع سرد (Quench) شدند (W). برای تهیه نمونه‌های (T6) پس از سریع سرد کردن، نمونه‌ها در دمای ۱۲۱ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت نگاه داشته شدند و سپس در هوا سرد شدند. نمونه‌های (T7) را ابتدا در دمای ۱۰۷ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷ ساعت و سپس در دمای ۱۶۳ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۷ ساعت حرارت داده و سپس در هوا سرد شدند. بعد از هر عملیات حرارتی نمونه‌ها با رزین اپوکسی مانت شدند. سپس توسط سمباده تا شماره ۱۲۰۰ و بعد با نمد و با پودر آلومینا پولیش شدند. غلظت محلول ۰٫۱ مولار از سدیم کلراید در نظر گرفته شد. برای انجام آزمون‌ها از سل الکتروشیمیایی سه الکتروود (نمونه‌ها به عنوان الکتروود کاری، الکتروود پلاتین به عنوان الکتروود کمکی و الکتروود Ag/AgCl به عنوان الکتروود مرجع) استفاده شد. نمودارهای پلاریزاسیون و امپدانس الکتروشیمیایی با استفاده از پتانسیواستات PGSTAT302N که از طریق نرم افزار GPES کنترل می‌شد به ترتیب با روبش ۱ میلی‌ولت بر ثانیه و بازه فرکانس 10^5 تا 10^{-2} هرتز با دامنه ۵ میلی‌ولت رسم شدند. قبل از شروع هر آزمون، نمونه‌ها در داخل محلول غوطه‌ور دقیقه به منظور رسیدن به حالت تعادل در داخل محلول غوطه‌ور شدند. برای آزمون امپدانس قبل از شروع آزمون، در پتانسیل اعمالی به مدت ۳۰ دقیقه نگه داشته شدند. اساس انتخاب پتانسیل‌ها و دلیل انجام این آزمون‌ها به این صورت است که در

می‌کنند و بسته به اندازه آنها می‌توانند همدوس و یا ناهمدوس باشند (T6 و T7). ترکیبات همدوس (نواحی GP) و ریز بیشترین تاثیر را در استحکام‌دهی دارند (T6). رشد همین ترکیبات، سبب ایجاد ساختاری ناهمگون شده که علاوه بر کاهش استحکام، در رشد لایه پاسیو تشکیل شده چه در هوا و چه در محیط‌های آبی، اختلال بوجود می‌آورند (T7). از این رو، محل شروع حفره دار شدن را می‌توان به نقاط ضعیف در لایه پاسیو مرتبط دانست. البته با انجام عملیات حرارتی (T7) اگر چه استحکام نسبت به عملیات حرارتی (T6) کاهش می‌یابد ولی مقاومت به ترک خوردگی تنش‌افزایش می‌یابد. همانطور که نشان داده شده است یون‌های کلر می‌توانند سبب حفره دار شدن آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ شوند [۱]. با افزایش غلظت یون‌ها در محیط، پتانسیل حفره دار شدن به سمت مقادیر منفی پیش رفت و جریان حدی آندی افزایش می‌یابد [۱]. ناتیسان و همکارانش [۲] رفتار آلومینیوم را در محیط شامل یون‌های کلراید در پتانسیل‌های پایین تر از پتانسیل حفره دار شدن با استفاده از آزمون امپدانس و XPS مورد بررسی قرار دادند. آنها با مقایسه داده‌های به دست آمده از آزمون امپدانس و XPS نشان دادند که مقاومت انتقال بار و غلظت یون‌های کلراید در داخل فیلم رویین قبل از شکسته شدن دارای حداکثر مقدار است. از طرفی، به هنگام وقوع حفره‌های ناپایدار این مقدار حداکثر کاهش یافت. در مقابل XPS، آزمون امپدانس نازک شدن لایه رویین را قبل از حفره‌های ناپایدار نشان نداد. آنها همچنین بیان کردند که ضخامت لایه رویین در آزمون امپدانس بسیار کمتر از آزمون XPS، به دست آمده است و این نشان داد که آزمون امپدانس تنها مقاومت انتقال بار را نشان می‌دهد و بیانگر ضخامت کل فیلم نیست. سربسولا و همکارانش [۳] با انجام آزمون امپدانس بر روی دو آلیاژ Al-Mg-Zn و Al-Cu-Be برای درک بهتر مکانیزم حفره دار شدن دریافتند که در پتانسیل آزاد خوردگی دو ثابت زمانی و در پتانسیل‌های آندی اعمالی در فرکانس‌های پایین چند ثابت زمانی همراه با کاهش در امپدانس نمونه‌ها دیده می‌شود. آنها این ثابت‌های زمانی را به جذب اکسیژن در سطح مشترک فیلم/محلول نسبت دادند. در

ارزیابی نمودارهای پلاریزاسیون مربوط به نمونه‌های عملیات حرارتی شده می‌توان نتیجه گرفت که میزان حساسیت به حفره‌دار شدن به ترتیب زیر کاهش یافت (جدول ۲): $T7 > T6 > W$. دلیل این مسئله به خاطر ترکیبات بین فلزی است که در اثر عملیات حرارتی رسوب کرده‌اند. این ترکیبات شامل Mg و Zn می‌باشند. وجود این دو در زمینه سبب منفی‌تر شدن پتانسیل زمینه نسبت به ترکیبات چندجزیی می‌شود که همین اختلاف پتانسیل گالوانیکی سبب شروع حفره در پتانسیل‌های پایین‌تر (کاتدی‌تر) می‌شود (W temper). ولی با انجام عملیات حرارتی و رسوب ترکیبات شامل این دو، این اختلاف پتانسیل کمتر شده که سبب می‌شود پتانسیل حفره‌دار شدن بالاتر (آندی‌تر) رود. بدلیل زمینه غنی‌تر از Cu در عملیات حرارتی (T7) نسبت به (T6)، پتانسیل حفره‌دار شدن آندی‌تری است. به منظور ارزیابی دقیق‌تر نحوه حفره‌دار شدن و همچنین گسترش آن بر روی سطح نمونه‌ها، آزمون امپدانس الکتروشیمیایی در پتانسیل بالاتر از پتانسیل حفره‌دار شدن انجام و پس از آن نقش ترکیبات بین فلزی بررسی شد.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) آلایژ آلومینیوم ۷۰۷۵ استفاده شده در این تحقیق

Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Cr	Mn	Ti	Al
۵٫۹٪	۲٫۸٪	۱٫۳۳٪	۰٫۲۹٪	۰٫۰۹٪	۰٫۱۹٪	۰٫۱٪	۰٫۰۲٪	باقی مانده



شکل (۱): منحنی‌های پلاریزاسیون آلایژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در محیط آبی ۰٫۱ مولار شامل یون‌های کلراید

این مقاله سعی شده است که نحوه از بین رفتن لایه پاسیو از روی سطح بررسی شود. به همین خاطر از آزمون امپدانس استفاده شد. پتانسیل‌های مورد نظر به ترتیب بر روی پتانسیل حفره‌دار شدن، ۱۰۰ میلی‌ولت در محدوده بین پتانسیل حفره‌دار شدن و ناحیه انتقال جرم و پتانسیل نهایی در ناحیه انتقال جرم در نظر گرفته شده است.

۳- نتایج و بحث

در شکل (۱) منحنی‌های پلاریزاسیون برای عملیات‌های حرارتی مختلف آلایژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در محلول آبی ۰٫۱ مولار سدیم کلراید آورده شده است. به دلیل اینکه محلول در هنگام آزمون در تماس با هوا قرار داشت، پتانسیل حفره‌دار شدن بر روی پتانسیل آزادخوردگی قرار گرفت. با توجه به این مطلب، عملیات حرارتی محلول جامد (W) دارای کاتدی‌ترین پتانسیل حفره‌دار شدن است. عملیات حرارتی حد اکثر پیرسختی شده (T6) نیز دارای پتانسیل حفره‌دار شدن منفی‌تری نسبت به عملیات حرارتی بالای پیرسختی (T7) داشت. جریان حدی آندی نیز که نشان دهنده بیشترین میزان انحلال از سطح نمونه‌ها است به ترتیب زیر افزایش یافت (جدول ۲): $T7 < T6 < W$.

جدول (۲): داده‌های بدست آمده از منحنی پلاریزاسیون در آلیاژ AA7075 در حالت‌های مختلف عملیات حرارتی

عملیات حرارتی	پتانسیل حفره‌دار شدن (V)	جریان خوردگی (A/cm ²)	جریان حدی آندی (A/cm ²)
T7 temper	-۰,۶۳۵	۰,۰۰۰۰۲۰۶۷	۰,۰۱۲۲
T6 temper	-۰,۶۶۷	۰,۰۰۰۰۲۷۷۶	۰,۰۱۴۹
W temper	-۰,۶۸۰	۰,۰۰۰۰۳۸۵۲	۰,۰۱۵۱

و R_4 نسبت به دیگر فرایندهای عملیات حرارتی بیشتر است و پس از آن به ترتیب برای (T6) و (W) مقاومت‌ها کاهش یافته است.

اینگونه تغییر در مقاومت‌ها، داده‌های بدست آمده از نمودارهای پلاریزاسون را تایید می‌کند. به دلیل اینکه زاویه اولیه صفر نیست، مقاومت R تنها بیانگر مقاومت محلول نیست بلکه خاصیت خازنی لایه رویین نیز در آن متاثر است. این استدلال بر اساس فرمول پایه در امپدانس $Z_t = Z_{ct}^{\Phi}$ می‌باشد که اگر Φ صفر نباشد قسمت موهومی نیز در مقاومت نقش دارد. این مقاومت موهومی مربوط به خاصیت خازنی و یا خاصیت القایی می‌باشد که در فرکانس‌های بالا به دلیل اینکه خاصیت جذبی در محلول صورت نگرفته، مربوط به خاصیت خازنی می‌باشد همانطور که ذکر شد، L و R_2 به ترتیب به خاصیت القایی و مقاومت محلول در محل حفره نسبت داده شدند. منظور از خاصیت القایی همان جذب یون‌های کلر به سطح می‌باشد. مقاومت محلول در پتانسیل‌های بالاتر از پتانسیل حفره‌دار شدن، در محل حفره با جذب این یون‌ها کاهش یافته است. مدار معادل بدست آمده (شکل ۳) دارای دو ثابت زمانی است. این دو ثابت زمانی بیانگر انجام دو فرایند بطور همزمان است که در اینجا می‌تواند بیان‌گر فرایند انتقال جرم و انتقال بار برای انجام واکنش‌های خوردگی باشد. در مدار بالا CPE با رابطه (۱) بیان می‌شود:

$$CPE = 1 / T (j\omega)^P \quad (1)$$

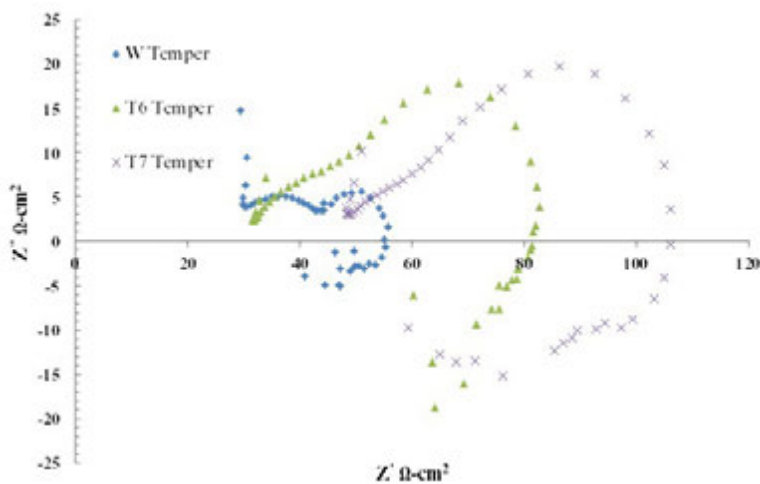
که در آن T بیانگر ترکیبی از خاصیت سطح و گونه الکترواکتیو و P بیانگر انحراف نمودار از حالت خازنی است. در اینجا خاصیت لایه رویین به دلیل وجود ناپوستگی و فاصله از خازن ایده‌ال، به صورت CPE بیان شده است. در عملیات حرارتی

برای هر عملیات حرارتی در سه پتانسیل (پتانسیل حفره‌دار شدن، ۱۰۰ میلی‌ولت و ۲۰۰ میلی‌ولت بالاتر از آن) آزمون امپدانس انجام شد. نمودارهای نایکویست در شکل (۲) نشان داده شده اند. برای عملیات‌های حرارتی محلول جامد و حداکثر پیرسختی مدار الکتریکی (شکل ۳-الف) یکسان به دست آمد. که برای عملیات حرارتی بالای پیرسختی دارای مداری متفاوت با آنها بود (شکل ۳-ب). در مدار معادل بدست آمده با استفاده از نرم افزار ZView (شکل ۳) R_1 مقاومت محلول، CPE رفتار شبه-خازنی لایه اکسیدی Al_2O_3 در عملیات‌های حرارتی (T6)، (W) (شکل ۳-الف) و در عملیات حرارتی (T7) مربوط به مکانیزم انتقال جرم همراه با رفتار خازنی لایه اکسیدی (شکل ۳-ب)، R_2 مقاومت محلول در محل حفره، L_1 رفتار القایی، R_4 مقاومت انتقال بار آلیاژ در محل حفره، C_1 و R_3 مربوط به مکانیزم انتقال جرم به صورت محدود است. دلیل به کار بردن مدار معادل متفاوت برای عملیات حرارتی (T7) این است که در عملیات حرارتی (T7) مکانیزم غالب، انتقال جرم است. این مسئله را می‌توان به بزرگ‌تر شدن ترکیبات بین فلزی رسوبی نسبت داد که در عملیات حرارتی (T7) نسبت به عملیات حرارتی (W) و (T6) اندازه بزرگ‌تری دارند. همین امر سبب می‌شود که لایه پاسیو بر روی سطح نمونه (T7) ناپیوسته‌تر شود. همانطور که از جدول (۳) ملاحظه می‌شود در پتانسیل بالاتر از پتانسیل حفره‌دار شدن، R_2 و R_4 در حال کاهش بوده که نشان تسریع رشد حفره و راحت‌تر شدن تشکیل حفره‌های جدید بر روی سطح است. همچنین کم شدن R_3 در پتانسیل‌های بالاتر حاکی از آن است که مکانیزم کنترل جریان به سمت انتقال جرم رفته است. همانطور که دیده می‌شود برای عملیات حرارتی (T7) مقادیر R_2

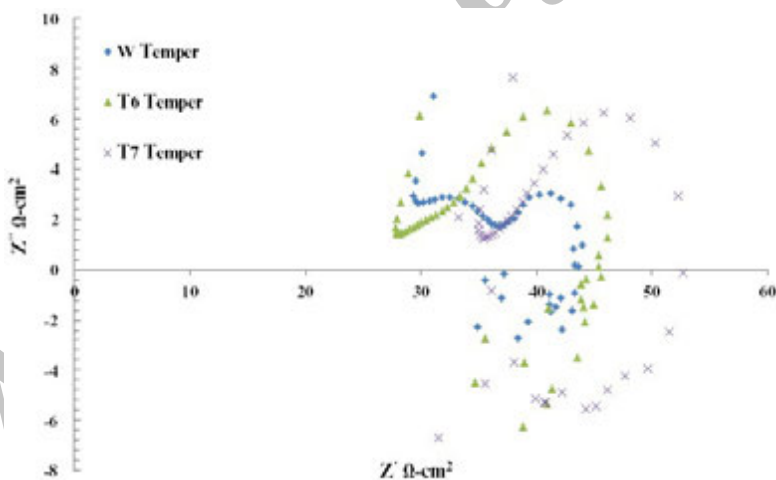
برابر الکترون دهی در همان پتانسیل بیشترین مقدار را دارد. این مطلب بیان گر آن است که هر دو مقاومت با هم تاثیر گذار بوده و اثر مقاومت به الکترون دهی نقش بیشتری داشته است.

(T7) در ۲۰۰ میلی ولت بالاتر از پتانسیل حفره دار شدن، اگرچه مقاومت الکترو لیت در محل حفره، نسبت به دیگر فرایندهای عملیات حرارتی کاهش چشم گیری داشته است ولی مقاومت در

الف

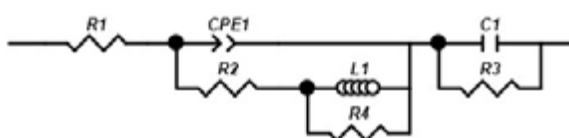
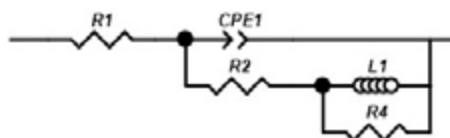


ب



شکل (۲): نمودار نایکوئیست آلایژ ۷۰۷۵ در محلول ۰,۱ مولار سدیم کلراید در پتانسیل های بالاتر از پتانسیل حفره دار شدن برای عملیات های مختلف (الف): ۱۰۰ میلی ولت بالاتر، (ب): ۲۰۰ میلی ولت بالاتر

الف



شکل (۳): مدار معادل بدست آمده برای نمودارهای امپدانس الکتروشیمیایی

ب

جدول (۳): داده‌های بدست آمده از نمودارهای امپدانس در پتانسیل‌های مختلف با استفاده از نرم افزار ZView برای عملیات‌های حرارتی الف): محلول جامد، ب): بالای پیرسختی و ج): حد اکثر پیرسختی

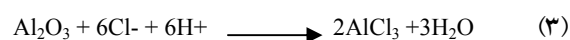
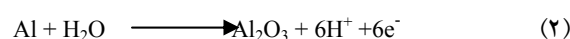
Elements								
Potential(V)	R ₁ (Ω)	CPE1-T(Ω-1 Sp)	CPE1-P	R ₂ (Ω)	L ₁ (H)	R ₄ (Ω)	C1(Fcm2)	R ₄ (Ω)
-۰,۶۷۲	۴۵,۲۸	۰,۰۰۰۳۰۹۷۴	۰,۵۰۵۸۲	۶۲,۳۵	۵۴,۳۳	۶۶,۳۸	۳,۱۳E-۵	۲۰,۴۱
-۰,۵۷۲	۲۵,۴۱	۰,۰۰۲۰۴۶۲	۰,۵۶۳۸۱	۱۰,۲۳	۱۲,۷۷	۹,۶۹	۰,۰۰۱۱۵۳۷	۹,۲۸
-۰,۴۷۲	۲۱,۷۶	۰,۰۰۰۲۶۲۲۱	۰,۵۴۹۵	۴,۴۰	۳۴,۰۷	۷,۷۸	۰,۰۰۲۰۲۴۵	۴,۹۶

Elements							
Potential(V)	R ₁ (Ω)	CPE ₁ -T(Ω ⁻¹ Sp)	CPE ₁ -P	R ₂ (Ω)	L ₁ (H)	R ₄ (Ω)	
-۰,۶۲۲	۲۵,۶۷	۳,۴۲E-۵	۰,۷۶۹	۱۰۲	۱۶۹,۴	۷۶,۷۵	
-۰,۵۲۲	۴۹,۸۱	۰,۰۰۰۵۳۴۲۲	۰,۶۶۰	۱۴,۹۴	۷۰,۸	۳۹,۴۸	
-۰,۴۲۲	۳۵,۷۷	۰,۰۰۰۶۱۹۱۲	۰,۷۹۳	۱,۲۰E-۵	۵,۵	۱۴,۷۷	

Elements								
Potential (V)	R ₁ (Ω)	CPE1-T(Ω-1 Sp)	CPE1-P	R ₂ (Ω)	L ₁ (H)	R ₄ (Ω)	C1(Fcm2)	R ₄ (Ω)
-۰,۶۴	۳۶,۲۲	۱,۶۲E-۵	۰,۸۹۶۸۲	۶۸,۴۸	۴۰,۷۰	۷۲,۶	۲,۴۴E-۵	۲۷,۴
-۰,۵۴	۳۲,۲۴	۰,۰۰۰۲۸۳۹۱	۰,۹۲۷۶۳	۱۱,۲۹	۳۲,۰۲	۳۶,۰۵	۱,۳۴E-۵	۱۲,۲
-۰,۴۴	۲۸,۰۵	۰,۰۰۰۷۵۸۳۱	۰,۹۴۰۹۱	۴,۳۸	۳۰,۹	۸,۷۹	۲,۶۲E-۵	۴,۳

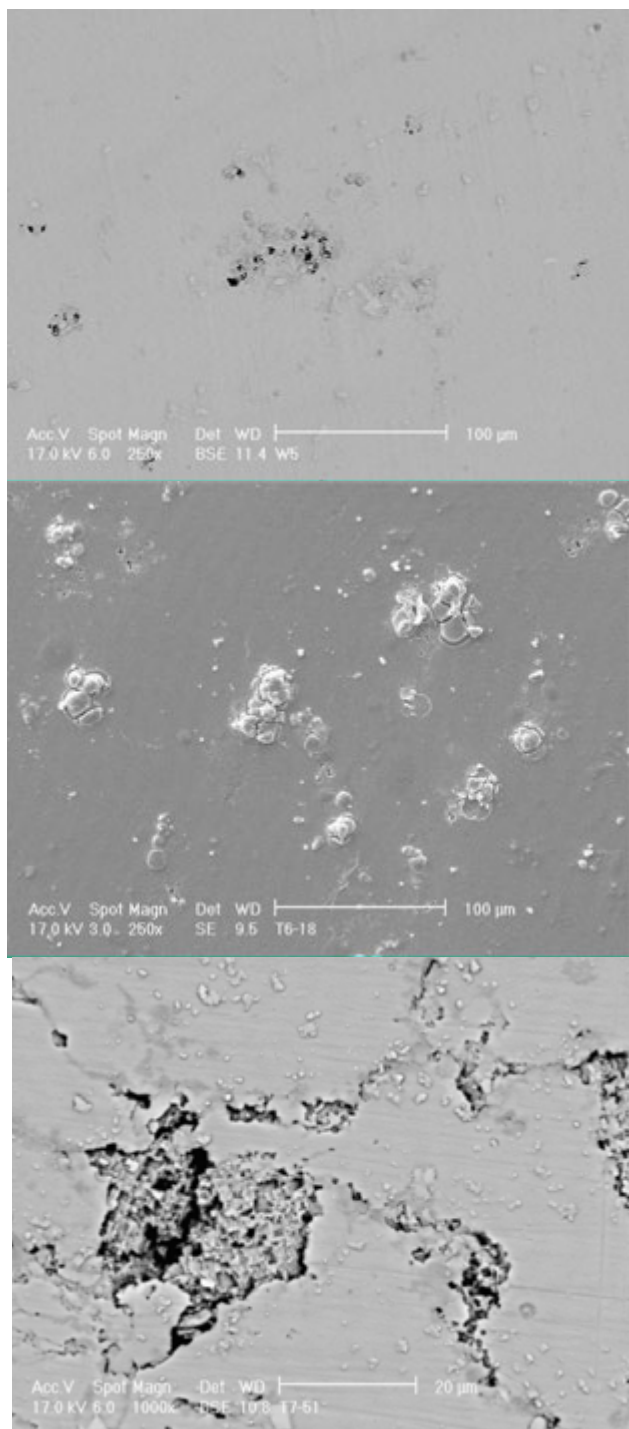
اختلاف پتانسیل گالوانیکی با زمینه سبب حفره‌دار شدن آلیاژ در محیط‌های حاوی یون‌های کلراید می‌شوند [۵ و ۷]. از این رو بررسی نقش این ترکیبات در پتانسیل‌های بالاتر از پتانسیل حفره‌دار شدن می‌تواند راهنمای خوبی در جهت پیدا کردن اثر مخرب این ترکیبات باشد. با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (شکل ۴) سطح خورده شده نمونه‌ها، مورد ارزیابی قرار گرفت. محل حفره‌زنی بر روی سطح نمونه عملیات حرارتی شده در (W) کمتر از نمونه (T7) و (T7) کمتر از نمونه (T6) است [۸ و ۱۰]. در آلیاژ ۷۰۷۵ سه نوع ترکیب بین فلزی وجود دارد که عبارتند از [۱۱]: (۱) ترکیبات رسوبی: همان ذرات استحکام دهنده مانند MgZn₂ هستند، (۲) ترکیبات چند جزئی: آن دسته از ترکیبات بین فلزی می‌باشند که در هنگام انجماد به وجود می‌آیند مانند Al₇Cu₂Fe (۳) ترکیبات پراکنده: آن دسته از ترکیباتی می‌باشند که در هنگام ریخته‌گری در داخل محلول جامد وجود

حلقه القایی در نمودارهای نایکویست مربوط به جذب یون‌های کلراید در محل حفره‌دار شدن است. در اثر پیشرفت خوردگی نمک‌های فلزی تشکیل می‌شوند. این اتفاق سبب می‌شود مولکول‌های آب از میان لایه روئین با یون‌های کلراید که جذب سطح می‌شوند، جابجا شوند که این جابجایی مانع از دوباره روئین شدن و سبب انحلال بیشتر آلیاژ می‌شود.



در آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ ترکیبات بین فلزی، محل‌هایی برای شروع حفره‌دار شدن است [۴ و ۶]. از جمله این ترکیبات می‌توان به Al₇Cu₂Fe اشاره کرد [۵]. این ترکیبات بدلیل

است که در اثر عملیات حرارتی زمینه از Cu غنی شده است. این غنی شدن از دو عملیات حرارتی دیگر بیشتر است.



شکل (۴): تصاویر میکروسکوپ الکترونی (BSE) در پتانسیل ۲۰۰ میلی‌ولت بالای پتانسیل حفره‌دار شدن در محلول ۰٫۱ مولار سدیم کلراید الف): عملیات حرارتی محلول جامد، ب): عملیات حرارتی جهت حداکثر پیرسختی و ج): عملیات حرارتی بالای پیرسختی

دارند مانند Al_3Zn . در اثر عملیات‌های حرارتی انجام شده بر روی نمونه‌های AA7075، تنها دسته اول تأثیرپذیر از عملیات حرارتی بوده که ساختار، اندازه و مقدارشان تغییر می‌کند. عملیات حرارتی هیچ تأثیری بر دسته دوم و سوم ندارد. در عملیات حرارتی (T6) میزان رسوبات $MgZn_2$ از نظر تعداد بیشتر از (T7) می‌باشد ولی اندازه آنها در (T7) بزرگتر است. همین امر سبب می‌شود که محل جوانه‌زنی حفره در (T6) بیشتر باشد. عملیات حرارتی (W) که محلول فوق اشباع و سریع سرد شده است دارای ترکیبات استحکام دهنده نیست. لذا مکان‌های حفره‌دار شدن آن کمتر از (T7) است. اما عملیات حرارتی محلول جامد، فوق اشباع از عناصر Zn و Mg است. این دو عنصر پتانسیل خوردگی آلایژ را به سمت مقادیر منفی‌تر سوق می‌دهند [۱۲]. به همین خاطر حفره‌های بوجود آمده بر روی سطح هم زودتر جوانه می‌زنند و هم عمیق‌تر می‌شوند. مشاهدات میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح نمونه‌های عملیات حرارتی شده (W) وجود حفره‌ها در این رابطه را تایید کرد (شکل ۴- الف). همچنین برای این عملیات حرارتی حفره‌هایی در اطراف ترکیبات بین فلزی کاتدی مشاهده شد. این ترکیبات بیشترین اختلاف پتانسیل گالوانیکی را تحت این عملیات حرارتی نسبت به سایر عملیات‌های حرارتی دارند [۷]. این امر به دلیل محلول جامد فوق اشباع از Zn و Mg است. تأثیر همزمان این دو پدیده با هم سبب تخریب بیشتر و شکسته شدن راحت لایه رویین در این عملیات حرارتی شده است که آزمون امپدانس آنرا تایید کرد. حساس‌تر بودن (T6) به حفره‌دار شدن نسبت به (T7) ناشی از ترکیبات رسوبی (استحکام دهنده) است. همانطور که گفته شد، تعداد ترکیبات رسوبی در (T6) بیشتر از (T7) است که سبب جوانه‌زنی زودتر نسبت به (T7) می‌شود. به همین سبب، یون‌های کلراید راحت‌تر به داخل لایه رویین نفوذ می‌کنند و مقاومت این لایه را در پتانسیل‌های بالاتر کاهش می‌دهند. لذا کاهش مقاومت در (T6) بیشتر از (T7) در آزمون امپدانس مشاهده شد. مقدار مقاومت انتقال الکترون در داده‌های بدست آمده از آزمون امپدانس برای (T7) به این دلیل بالاتر

محیط آبی شامل یون‌های کلراید بررسی گردید و نتایج زیر بدست آمد:

۱- مکانیزم کنترل خوردگی در عملیات‌های حرارتی انجام شده در پتانسیل‌های مختلف هم تحت تاثیر انتقال بار در فرکانس‌های بالا و هم تحت تاثیر انتقال جرم در فرکانس‌های پایین قرار گرفت.

۲- در پتانسیل‌های بالاتر از پتانسیل حفره‌دار شدن، هم مقاومت الکترولیت و هم مقاومت انتقال بار آلیاژ در محل حفره کاهش چشم‌گیری داشت.

۳- در بین عملیات‌های حرارتی انجام شده، مقاومت الکترولیت و همچنین مقاومت انتقال بار آلیاژ در محل حفره‌ها به ترتیب رو برو کاهش یافت: بالای پیرسختی، حداکثر پیرسختی و محلول جامد.

۴- ترکیبات بین فلزی کاتدی به عنوان محلی برای شروع حفره عمل کردند.

۵- تشکر و قدردانی

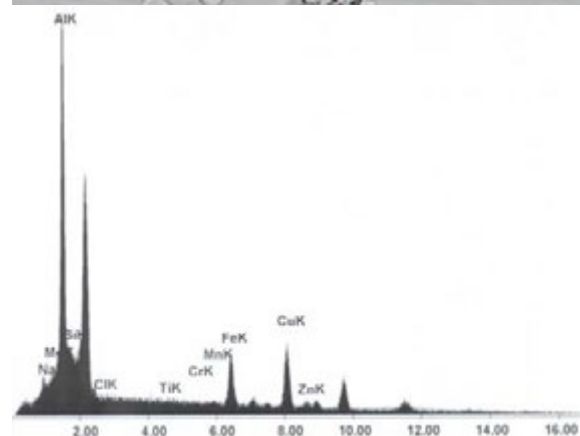
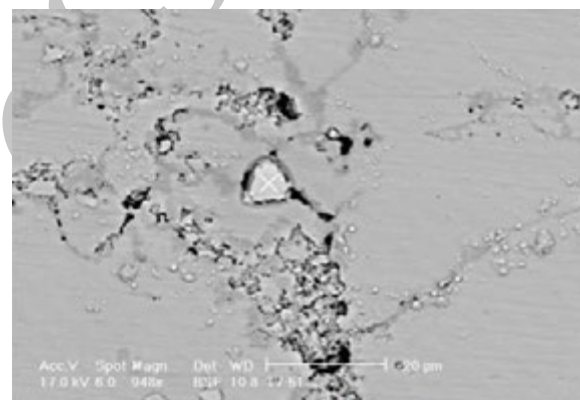
نویسندگان این مقاله از جناب دکتر نهبانی ریاست دانشکده نفت آبادان، مهندس سیار و مهندس اتمان زاده در واحد آزمایشگاه دانشکده نفت آبادان به خاطر کمک‌های بی‌دریغشان قدردانی به عمل می‌آورند.

۶- مراجع

- [1] M. A. Golozar, "Electrochemical Investigation of Localized Corrosion Behavior of Heat Treated AA7075 in Aqueous Solution Containing Chloride Ions", 12th National Iranian Corrosion Congress, 2011.
- [2] P. Natishan, "Impedance Studies of The Passive Film on Aluminium", Corrosion Science, Vol. 47, pp. 3187-3201, 2005.
- [3] G. Cerisola, "Breakdown of Passivity of Aluminium Alloys By Intermetallic Phases in Neutral Chloride Solution, Intermetallics" Vol. 8, pp. 305-312, 2000.
- [4] F. Andreatta, "Electrochemical Characterisation of Aluminium AA7075-T6 and Solution Heat Treated AA7075 Using A Micro-Capillary Cell", Electrochimica Acta, Vol. 48, pp. 3239-3247, 2003.
- [5] N. Birbilis, "Electrochemical Behavior And Localized Corrosion Associated With Al₇Cu₂Fe Particles In

در عملیات حرارتی (T7) علاوه بر خوردگی حفره‌ای، خوردگی مرز دانه‌ای نیز مشاهده شد. علت این نوع از خوردگی را می‌توان به رسوب ترکیبات استحکام دهنده در مرز دانه‌ها دانست که مقدار این رسوب حتی از (T6) هم بیشتر است.

رسوب MgZn₂ در مرز دانه‌ها پتانسیل آن را نسبت به دانه‌ها کاهش داده و لذا سبب خوردگی مرز دانه‌ای شده است (شکل ۴- ج). آنالیز EDS از سطح نمونه‌ها نشان داد که ترکیباتی شامل عناصر Fe و Cu در آن به عنوان کاتد عمل کرده‌اند. این موضوع در شکل (۵) برای عملیات حرارتی (T7) نشان داده شده است. بر اساس مطالعات سایر محققان این ترکیب می‌تواند Al₇Cu₂Fe باشد [۶ و ۱۳].



شکل (۵): تصویر BSE از سطح نمونه (T7) در پتانسیل ۲۰۰ میلی‌ولت بالاتر از پتانسیل حفره‌دار شدن همراه با آنالیز EDS، ترکیب شامل Fe و Cu

۴- نتیجه گیری

در این مقاله مکانیزم خوردگی حفره‌ای آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در

- [11] J. Polmear, Light Alloys, 3rd ed., Arnold, London, 1995. Aluminum Alloy 7075-T651", Corrosion Science, Vol. 48, pp. 4202-4215, 2006.
- [12] C. W. Bartges, "Changes in Solid Solution Composition as a Function of Artificial Ageing Time for Aluminium Alloy 7075", J. Mater. Sci. Lett., Vol. 13 pp.776, 1994. [6] F. Andreatta, "Effect of Solution Heat Treatment on Galvanic Coupling Between Intermetallics and Matrix in AA7075-T6", Corrosion Science, Vol. 45, pp. 1733-1746, 2003.
- [13] N. Birbilis, M. K. Cavanaugh, R. G. Buchheit, D. G. Harlow, and R. P. Wei, in "Proceedings of Symposium: Application of Materials Science to Military Systems, Materials Science and Technology", Pittsburgh, PA, TMS, 2000. [7] F. Andreatta, "Corrosion Behaviour of Different Temperatures of AA7075 Aluminium Alloy", Electrochimica Acta, Vol. 49, pp. 2851-2862 2004.
- [8] Indranil Chatteraj, "Effect of Temperature on The Distribution of Pits In AA7075 Alloys", Corrosion Sci Vol. 50, pp. 2895-2901, 2008.
- [9] G. S. Frankel, on "The First Breakdown in AA7075-T6, Corrosion Science", Vol. 49, pp. 3064-3088, 2007.
- [10] G. S. Frankel, "The Effect of Temperature on The First Breakdown In AA7075", Corrosion Science, Vol. 49, pp. 3089-3111, 2007.

۷- پی نوشت

- 1- Back Scattered Electron (BSE)
2- Energy Dispersed X ray (EDS)

Archive of SID