

بررسی رفتار خوردگی پوشش اکسیدی ایجاد شده بر آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ به روش اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی

زهرا معصومی لقمان، آرش فتاح الحسینی، سید امید گشتی*

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه بوعلی سینا، همدان

*omid.gashti@gmail.com

چکیده:

در این مقاله به بررسی تاثیر تغییرات غلظت آلومینات سدیم بر رفتار خوردگی پوشش‌های ایجاد شده روی سطح آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ به روش اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی پرداخته شده است. این فرآیند تحت جریان مستقیم خطی با چگالی جریان 15 A/dm^2 و در دو غلظت ۶ و ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم انجام شد. رفتار خوردگی پوشش‌ها توسط آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محلول $3/5$ درصد وزنی کلرید سدیم مورد ارزیابی قرار گرفت. ریزساختار پوشش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده شد. الگوی پراش پرتو ایکس، تشکیل ترکیبات اکسیدی در پوشش را تایید نمود. نتایج بررسی‌ها نشان دادند که افزایش آلومینات سدیم در الکترولیت موجب بهبود کیفیت سطحی، کاهش اندازه تخلخل‌ها و افزایش مقاومت به خوردگی پوشش شده است. مطابق نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک پوشش حاوی ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم، چگالی جریان خوردگی حدود 31 مرتبه کمتر از زیرلایه آلومینیمی فاقد پوشش نشان داده است که حاکی از بهبود مقاومت به خوردگی زیرلایه است.

اطلاعات مقاله:

دریافت: ۶ آذر ۱۳۹۵

پذیرش: ۱۵ اسفند ۱۳۹۵

کلید واژه:

آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱، اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی، آلومینات سدیم، رفتار خوردگی.

۱- مقدمه

آلومینیم و آلیاژهای آن به دلیل استحکام بالا، دانسیته کم و شکل‌پذیری خوب به‌طور گسترده در هوافضا و خودروسازی مورد استفاده قرار گرفته‌اند [۱]. آلیاژهای آلومینیم سری ۶XXX، به خاطر استحکام متوسط، شکل‌پذیری خوب، قابلیت جوشکاری، مقاومت به خوردگی و قیمت پایین نسبت به دیگر آلیاژهای آلومینیم به‌طور گسترده مورد مطالعه و استفاده قرار گرفته‌اند. آلیاژ ۶۰۶۱ در صنعت خودروسازی

برای ساختن قسمت‌های مختلف اتومبیل مانند چرخ‌ها، قسمت جلوی اتومبیل و حتی در ساخت وسایل نقلیه مورد استفاده قرار می‌گیرد [۲، ۳].

برای بهبود مقاومت به خوردگی آلیاژهای آلومینیم، روش‌های بهسازی سطح مانند رسوب شیمیایی بخار^۱، رسوب فیزیکی بخار^۲ و پاشش حرارتی برای رسوب‌دهی

^۱ Chemical Vapor Deposition (CVD)

^۲ Physical Vapor Deposition (PVD)



پوشش‌های آلومینا در دسترس هستند؛ اما پوشش‌های ایجاد شده توسط فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی^۱، ارزان‌تر بوده و قابلیت اعمال بر روی اجزاء با شکل پیچیده و با ابعاد بزرگ را دارند [۴].

توسط فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی، با ترکیبی از اکسیداسیون الکتروشیمیایی و عمل جرقه زنی ولتاژ بالا، تجهیزات مهندسی دارای چسبندگی بالا، مقاوم به خوردگی و سایش و خواص حرارتی و الکتریکی خوب به دست می‌آیند. این فرآیند بر روی فلزات، در محدوده وسیعی از ساختارها مورد بررسی قرار گرفته است [۵]. علاقه به ساختن پوشش‌های سرامیکی اکسیدی روی آلیاژهای سبک پایه آلومینیم، تیتانیوم و منیزیم به‌طور روزافزون مورد توجه قرار گرفته است. عملیات فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی می‌تواند خواص مقاومت به سایش و خوردگی آن‌ها را افزایش دهد و یا به آن‌ها خواص مختلف دیگری مانند خواص ضد اصطکاکی، حفاظت حرارتی، نوری و عایق بخشد. اساس فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی، اکسیداسیون آندی فلز در الکترولیت آبی و جرقه زنی در ولتاژهای بالاتر از ولتاژ شکست است. ترکیب پوشش‌های ایجاد شده در این فرآیند شامل اکسید زیرلایه و برخی اکسیدهای عناصر موجود در الکترولیت است [۶].

ریز ساختار و خواص پوشش‌ها می‌توانند با دقت در انتخاب و تطابق الکترولیت و عوامل الکتریکی تعیین شوند [۷]. عوامل اصلی که روی فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی اثر می‌گذارند عبارتند از: الکترولیت، عوامل الکتریکی، زمان انجام فرآیند و زیرلایه [۷، ۸]. الکترولیت یکی از مهم‌ترین

عوامل موثر در پوشش‌دهی اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی است. ترکیب الکترولیت بر خواص پوشش شامل ریزساختار، ضخامت، ترکیب فازی و سایر خواص پوشش تاثیر می‌گذارد [۹]. الکترولیت‌های مورد استفاده در فرآیند پوشش‌دهی اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی، شامل الکترولیت‌های پایه سیلیکاتی، پایه فسفاتی و پایه آلومیناتی هستند [۱۰]. با توجه به کارهای انجام‌شده در زمینه فرآیند پوشش‌دهی اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی طی سال‌های اخیر، مشاهده می‌شود که پوشش‌های ایجادشده روی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ عمدتاً در الکترولیت‌های پایه سیلیکاتی انجام‌شده است [۴، ۱۱-۱۷]. با توجه به استفاده کم‌تر الکترولیت‌های آلومیناتی در مقایسه با الکترولیت‌های سیلیکاتی، الکترولیت پایه آلومیناتی جهت بررسی در این پژوهش انتخاب شد.

هدف این مقاله، بررسی تغییرات ریزساختاری و مقاومت به خوردگی پوشش‌های اکسیدی با تغییر غلظت آلومینات سدیم در الکترولیت پوشش‌دهی پایه آلومیناتی روی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ توسط فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی می‌باشد. در این کار، با استفاده از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک میزان بهبود مقاومت به خوردگی زیرلایه آلومینیومی پس از پوشش‌دهی اکسیدی محاسبه شده است.

۲- فعالیت‌های تجربی

نمونه‌هایی از ورق آلومینیم ۶۰۶۱ به ابعاد ۲×۲۰×۲۰ میلی‌متر توسط دستگاه برش سیم بریده شده و سپس با ورق کاربید سیلیسیم تا سنباده ۱۵۰۰ پرداخت شدند. نمونه‌ها

¹ Plasma Electrolytic Oxidation (PEO)

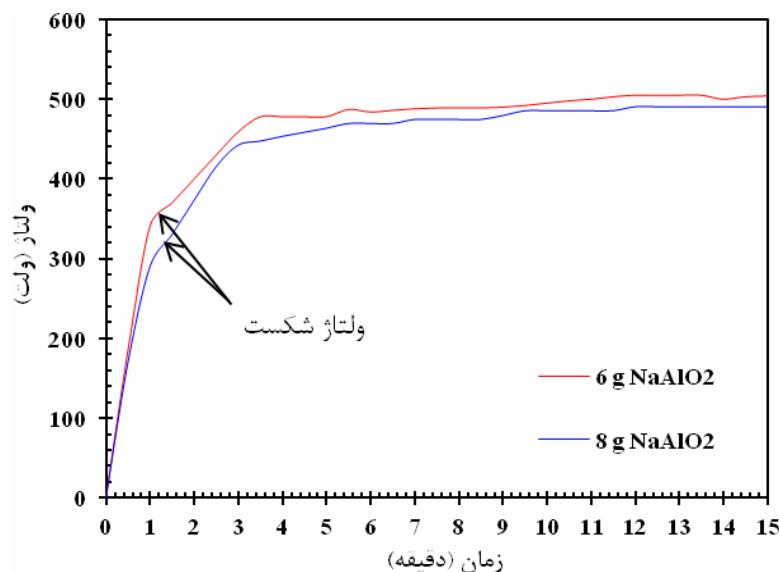
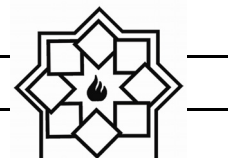


ثانیه بر روی آنها انجام گرفت. آزمون امپدانس الکتروشیمیایی نیز در شرایط پتانسیل مدار باز و با پتانسیل تحریک ۱۰ میلی ولت و در محدوده فرکانس ۱۰۰ کیلوهرتز تا ۱۰ میلی هرتز انجام شد. تمامی آزمون‌ها حداقل ۳ بار تکرار شده‌اند.

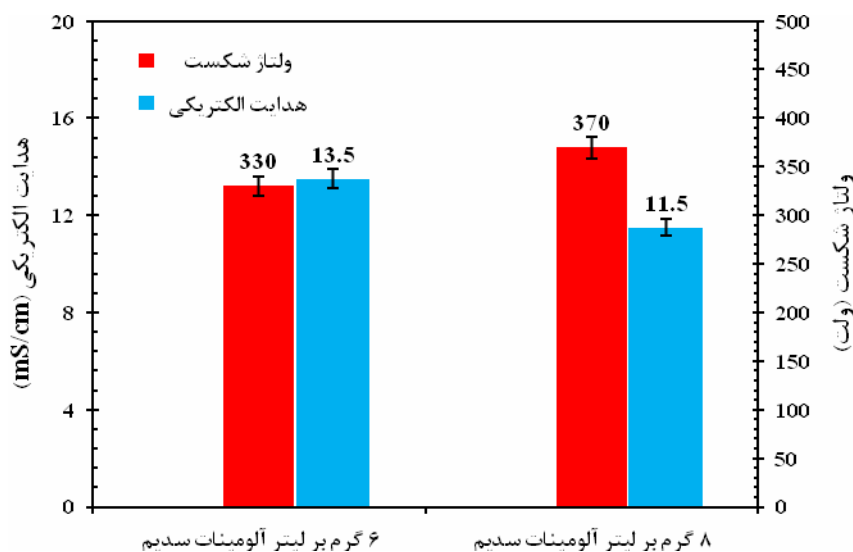
۳- نتایج و بحث

شکل ۱ نمودار ولتاژ-زمان فرآیند پوشش دهی اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی را نشان می‌دهد. ولتاژ شکست یا ولتاژ شروع جرقه‌زنی در شکل نشان داده شده است [۱۸]. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش غلظت آلومینات سدیم در الکترولیت، ولتاژ شکست کاهش یافته و جرقه‌زنی زودتر شروع می‌شود. همچنین بیشینه مقدار ولتاژ نیز با کاهش غلظت آلومینات سدیم در الکترولیت افزایش یافته است. ولتاژ شکست برای غلظت‌های ۶ و ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم در الکترولیت پوشش‌دهی به ترتیب ۳۷۰ و ۳۳۰ ولت بوده و همچنین مقادیر بیشینه ولتاژ به ترتیب ۴۹۵ و ۵۰۵ ولت بوده است. کاهش ولتاژ جرقه‌زنی در اثر افزایش غلظت الکترولیت را می‌توان به افزایش هدایت الکتریکی تحت تاثیر افزایش غلظت عامل اضافه شونده نسبت داد [۱۸، ۱۹]. هدایت الکتریکی محلول‌های حاوی ۶ و ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم به ترتیب ۱۱/۵ mS/cm و ۱۳/۵ mS/cm بود. همان‌طور که در شکل ۲ مشاهده می‌شود با افزایش هدایت الکتریکی محلول، ولتاژ شکست و بیشینه ولتاژ کاهش یافته‌اند [۲۰].

پس از شست‌شو و خشک کردن، به عنوان قطب مثبت داخل الکترولیت فرو برده شده و حمام الکترولیت از جنس فولاد زنگ نزن، به عنوان قطب منفی در نظر گرفته شد. دمای الکترولیت با استفاده از سیستم آب‌گرد بین ۲۵ تا ۳۰ درجه سانتی‌گراد نگه داشته شد. محلول الکترولیت شامل ۶ و ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم (NaAlO_2) و ۱ گرم بر لیتر هیدروکسید سدیم (NaOH) جهت پوشش دهی مورد استفاده قرار گرفت. هدایت الکتریکی محلول توسط دستگاه D812 Weilheim اندازه‌گیری شد. نمونه‌ها تحت جریان الکتریکی مستقیم با چگالی جریان 15 A/dm^2 توسط فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی به مدت ۱۵ دقیقه پوشش داده شدند. ریزساختار پوشش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی JEOL JSM-840A دیده شد. آنالیز فازی پوشش‌ها توسط آنالیز اشعه‌ی ایکس در زاویه $20^\circ = 2\theta$ با گام‌های 0.05° توسط پراش دهنده APD2000 مورد بررسی قرار گرفت. رفتار خوردگی پوشش‌ها توسط آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با استفاده از سل الکتروشیمیایی سه الکترودی شامل میله پلاتینی به عنوان الکتروکد و نقره/کلرید نقره در محلول اشباع کلرید پتاسیم به عنوان الکتروکد مرجع انجام شد. تمامی آزمون‌های خوردگی توسط دستگاه $\mu\text{Autolab}$ Type III/FRA2 انجام و توسط نرم افزار NOVA کنترل شدند. نمونه‌های پوشش داده شده به عنوان الکتروکد کار به مدت ۲ ساعت در محلول ۳/۵ درصد وزنی کلرید سدیم غوطه‌ور شدند و پس از رسیدن به پایداری با اعمال پتانسیل ۲۵۰ میلی ولت نسبت به پتانسیل مدار باز، آزمون پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک با نرخ روبش ۲ میلی ولت بر



شکل ۱- منحنی ولتاژ-زمان پوشش‌های ایجاد شده به روش اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی روی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱.



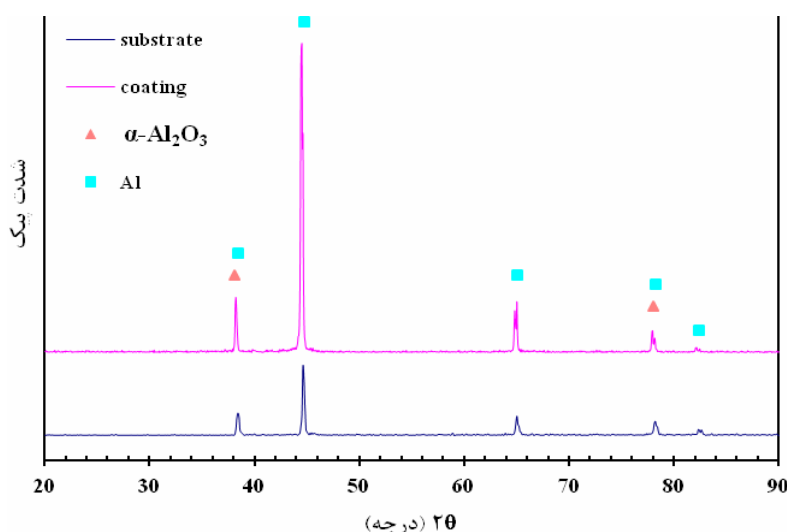
شکل ۲- تفاوت هدایت الکتریکی و ولتاژ جرقه زنی با تغییر غلظت آلومینات سدیم در الکترولیت.

تحت تبرید قابل توجه موجب شکل‌گیری فاز $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ به جای $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ می‌شود زیرا انرژی آزاد بحرانی آن پایین‌تر است. به عبارت دیگر به خاطر هدایت حرارتی پایین لایه‌ی Al_2O_3 ، با ادامه‌ی فرآیند پوشش‌دهی، دما بالا رفته و موجب تغییر شکل فاز ناپایدار $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ به فاز پایدار

پوشش‌های اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی در آلیاژهای آلومینیم عمدتاً شامل دو فاز $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ و $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ می‌باشند. فاز $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ پایدار و متراکم و سخت با ساختار تری‌گوناقل است که نقطه ذوب آن ۲۰۵۰°C درجه سانتی‌گراد و $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ فازی ناپایدار است. انجماد همگن قطرات مایع با



(حدود ۳ میکرون)، وجود تخلخل در آن و نفوذ پرتو ایکس به زیرلایه، پیک‌های مربوط به زیرلایه در آنالیز پوشش مشاهده شده است [۲۱]. نتایج مطالعات نشان می‌دهد که با افزایش غلظت آلومینات سدیم در الکترولیت نسبت فاز آلفا به گاما افزایش می‌یابد [۲۰].



شکل ۳- آنالیز اشعه ایکس زیرلایه و پوشش تشکیل شده به روش اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی روی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱.

آن‌ها نسبت به ساختار گره‌گره به شرایط اعمالی فرآیند بستگی دارد [۱۱]. به دلیل تنش سطحی ریزترک‌هایی در سطح پوشش دیده می‌شود [۲۲]. همان‌طور که در شکل ۴ مشاهده می‌شود با افزودن ۸ گرم آلومینات سدیم به الکترولیت کم‌ترین میزان تخلخل در سطح دیده می‌شود و افزایش میزان تخلخل و زبری سطح در غلظت ۶ گرم بر لیتر آلومینات سدیم مشهود است. به نظر می‌رسد که در غلظت کم، رشد پوشش ناکافی بوده است [۲۳، ۷]. در واقع مشخصات پوشش اکسیدی با افزایش غلظت آلومینات سدیم در الکترولیت تغییر می‌کند. با افزایش غلظت آلومینات

$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ می‌شود [۱۴، ۱۹]. شکل ۳ آنالیز پراش پرتو ایکس زیرلایه آلومینیمی و زیرلایه پوشش داده شده در الکترولیت آلومیناتی شامل آلومینات سدیم و هیدروکسید سدیم را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود پیک‌های فاز $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ به خوبی در آنالیز پوشش دیده می‌شوند. هم چنین به دلیل پایین بودن ضخامت پوشش

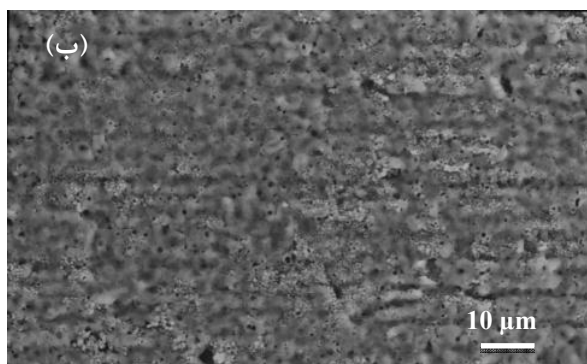
تصاویر سطحی از ریزساختار پوشش‌های تشکیل شده در غلظت‌های متفاوت آلومینات سدیم در شکل ۴ نشان داده شده است. دو ناحیه‌ی متمایز روی سطح نمونه‌ها مشاهده می‌شود: یک ساختار حفره‌ای با گودال‌های مرکزی^۱ و یک ناحیه با ساختار گره‌گره^۲. گودال مرکزی در ناحیه‌ی حفره‌ای، یک کانال تخلیه است که مواد مذاب به علت دمای بالا و میدان الکتریکی قوی، از فصل مشترک پوشش/ زیرلایه پس زده می‌شوند. ریز ساختار و اندازه‌ی حفره‌ها و مقدار

¹ Cratered region

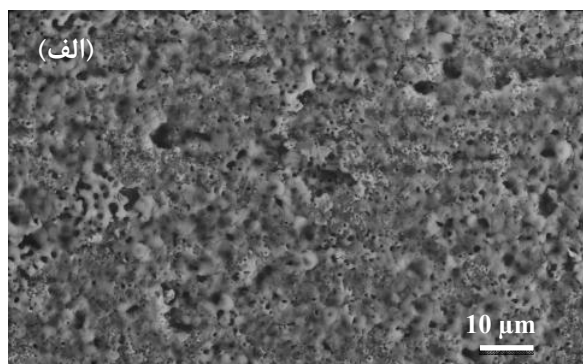
² Nodular structure



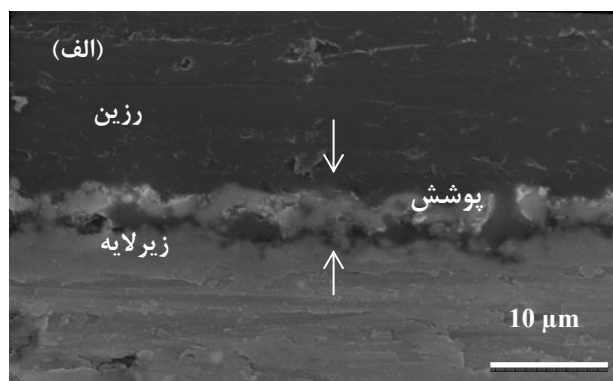
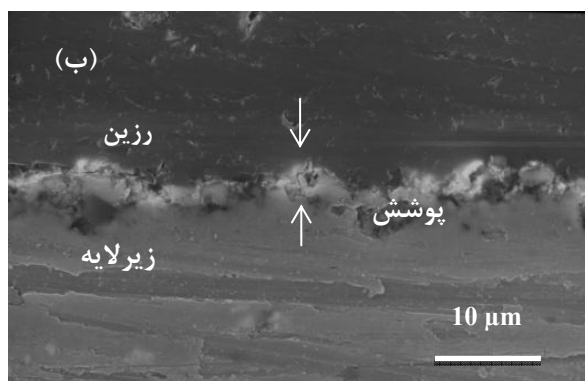
در الکترولیت شامل ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم پوشش متراکم‌تر بوده و چسبندگی آن به زیرلایه بیش‌تر است که تایید کننده مباحث پیشین است [۲۰].



سدیم در الکترولیت، پوشش تشکیل شده متراکم‌تر و اندازه‌ی تخلخل‌ها کاهش یافته است [۲۴]. تصاویر مقطع عرضی پوشش‌ها نیز در شکل ۵ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود پوشش ایجادشده



شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت SE از سطح پوشش‌های ایجاد شده در الکترولیت شامل (الف) ۶ و (ب) ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم.



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی پوشش‌های ایجاد شده در الکترولیت شامل (الف) ۶، (ب) ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم.

با لایه‌ی داخلی قرار می‌گیرد. نتایج مطالعات نشان می‌دهند که افزایش ضخامت پوشش اکسیدی لزوماً مقاومت به خوردگی را افزایش نمی‌دهد زیرا همان‌طور که پوشش ضخیم‌تر می‌شود، قطر کانال‌های تخلیه افزایش می‌یابد چون انرژی بالاتری برای عبور جریان از میان پوشش ضخیم‌تر لازم است. اگرچه بررسی ریزساختار سطح نشان داده است که

پوشش فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی بر اساس شرایط فرآیند دارای ۳ ناحیه است: یک لایه مانع نازک نزدیک زیرلایه، یک لایه میانی با تخلخل نسبتاً کم و یک لایه متخلخل و بی قاعده بیرونی. لایه مانع کمک کننده اصلی به محافظت از خوردگی است [۱۳]، زیرا مایع خورنده به راحتی داخل لایه‌ی متخلخل بیرونی نفوذ کرده و در تماس

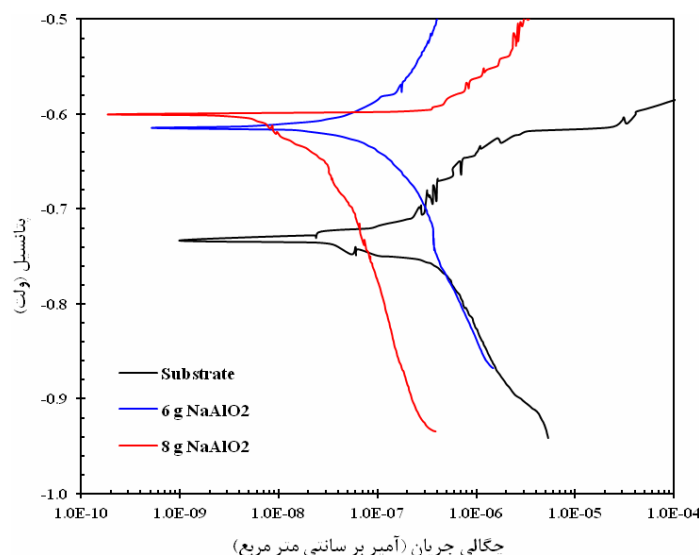


بین ریزساختار پوشش و مقاومت به خوردگی آن‌ها همبستگی وجود دارد. اندازه‌ی حفره‌ها، شدت و دوام میکرو تخلیه‌ها را نتیجه می‌دهد و گودال‌ها در نتیجه‌ی تخلیه قوی شکل می‌گیرند. احتمال می‌رود که گودال‌ها به صورت عمیق داخل پوشش نفوذ می‌کنند و محلول خورنده را به سطح آلیاژ می‌رسانند؛ بنابراین بسیاری از مطالعات در جهت کاهش تخلخل پوشش ایجاد شده توسط فرآیند اکسیداسیون الکتrolیتی پلاسمایی صورت گرفته است [۷، ۱۳].

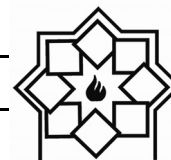
تحقیقات بسیاری برای بهبود مقاومت به خوردگی پوشش‌های فرآیند اکسیداسیون الکتrolیتی پلاسمایی انجام شده‌است. با انتخاب الکتrolیت مناسب و استفاده از افزودنی‌ها، تغییر پارامترهای الکتریکی، زمان پوشش‌دهی مناسب، می‌توان مقاومت به خوردگی پوشش‌های فرآیند اکسیداسیون الکتrolیتی پلاسمایی را افزایش داد [۱۳، ۱۹].

منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک زیرلایه و نمونه‌های پوشش داده شده در غلظت‌های ۶ و ۸ گرم بر لیتر آلومینات

سدیم در شکل ۶ مشاهده می‌شود. چگالی جریان خوردگی پایین و پتانسیل خوردگی بالای پوشش در منحنی پلاریزاسیون بیانگر مقاومت به خوردگی خوب می‌باشد [۲۵]. همان‌طور که در شکل قابل مشاهده است هر دو نمونه‌ی پوشش داده شده در مقایسه با زیرلایه چگالی جریان خوردگی کمتر و پتانسیل خوردگی بیش‌تری دارند که نشان دهنده تشکیل پوشش روی نمونه‌ها است. همچنین مشاهده می‌شود که افزودن ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم به الکتrolیت، پوششی با کم‌ترین چگالی جریان (حدود ۳۱ مرتبه کمتر از زیرلایه) و بیش‌ترین پتانسیل خوردگی ایجاد کرده است که نشان از مقاومت به خوردگی خوب این پوشش و مقاومت بیش‌تر آن در برابر انتقال یون‌های خورنده کلر به زیرلایه آلومینیم است [۱۹، ۲۶]. مقادیر پتانسیل خوردگی (E_{corr}) و چگالی جریان خوردگی (i_{corr}) استخراج شده از منحنی‌های پلاریزاسیون در جدول ۱ آمده است.



شکل ۶- منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک زیرلایه و نمونه‌های پوشش داده شده در غلظت‌های مختلف آلومینات سدیم روی آلومینیم ۶۰۶۱.



جدول ۱- مقادیر پلاریزاسیون پتانسیودینامیک زیرلایه و نمونه‌های پوشش داده شده در غلظت‌های مختلف آلومینات سدیم.

نمونه	E_{corr} (mV _{Ag/AgCl})	i_{corr} (A cm ⁻²)
زیر لایه بدون پوشش	-۷۳۲	$۲/۵۴ \times ۱۰^{-۷}$
۶ گرم بر لیتر آلومینات سدیم	-۶۱۴	$۳/۷ \times ۱۰^{-۸}$
۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم	-۵۹۹	$۸/۱ \times ۱۰^{-۹}$

۴- نتیجه‌گیری

- پوشش‌های سرامیکی اکسیدی تشکیل شده به روش اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی روی زیرلایه آلومینیم $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ۶۰۶۱ عمدتاً شامل فاز بوده است.
- ایجاد تغییرات در ترکیب الکترولیت تاثیر مهمی بر شکل‌گیری پوشش‌های اکسیدی داشته و ریزساختار و خواص پوشش را تغییر داده است.
- افزایش غلظت آلومینات سدیم در الکترولیت پوشش‌دهی، موجب افزایش یکنواختی و کاهش اندازه تخلخل‌های سطحی شده است.
- با توجه به نتایج آزمون پلاریزاسیون، چگالی جریان خوردگی پوشش حاوی ۸ گرم بر لیتر آلومینات سدیم حدود ۳۱ مرتبه و پوشش حاوی ۶ گرم بر لیتر آلومینات سدیم حدود ۷ مرتبه نسبت به زیرلایه فاقد پوشش، کاهش یافته است.

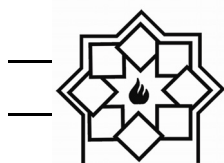
۵- تشکر و قدردانی

نویسندگان از دانشگاه بوعلی سینا همدان به جهت فراهم سازی امکانات در خصوص انجام پروژه قدردانی می‌کنند.

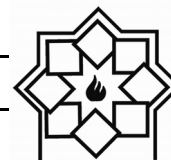
مراجع

- [1] N. Xiang, R. Song, J. Zhao, H. Li, Ch.

- Wang, Zh. Wang, Microstructure and mechanical properties of ceramic coatings formed on 6063 aluminum alloy by micro-arc oxidation, Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 25, 3323-3328, (2015).
- [2] H. Demir, S. Gündüz, The effects of aging on machinability of 6061aluminium alloy, Mater. Des. 30, 1480-1483, (2009).
- [3] F. Ozturk a, A. Sisma, S. Toros, S. Kilic, R.C. Picu, Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy, Mater. Des. 31, 972-975, (2010).
- [4] V. Dehnavi, X. Yang Liu, B. Li Luan, D. W. Shoesmith, S. Rohani, Phase transformation in plasma electrolytic oxidation coatings on 6061 aluminum alloy, Surf. Coat. Technol. 251, 106-114, (2014).
- [5] W. Gu, G. Lv, H. Chen, G. Chen, W. Feng, S. Yang, PEO protective coatings on inner surface of tubes, Surf. Coat. Technol. 20, 6619-22, (2007).
- [6] A. L. Yerokin, V. V. Lyubimov, R. V. Ashitkov, Phase formation in ceramic coatings during plasma electrolytic oxidation of aluminum alloys, Ceram. Int. 24, 1-6, (1998).
- [7] B. L. Jiang, Y. M. Wang (2010). Surface engineering of light alloys, Chapter 5, Plasma Electrolytic Oxidation Treatment of Aluminum and Titanium Alloys, H. Dong (Ed.), Cambridge UK: Wood head Publishing Limited.
- [8] Y. Liu, J. Xu, W. Lin, C. Gao, J. Zhang , X. Chen, Effects of different electrolyte systems on the formation of micro-arc



- treatment stages and coating microstructure on aluminum under unipolar pulsed DC mode, *Surf. Coat. Technol.* 269, 91-99, (2015).
- [17] M. M. S. Al Bosta, K. Mab, H. Chien, The effect of MAO processing time on surface properties and low temperature infrared emissivity of ceramic coating on aluminium 6061 alloy, *Infrared Phys. Technol.* 60, 323-334, (2013).
- [18] H. F. Guo, M. Z. An, Growth of ceramic coatings on AZ91D magnesium alloys by micro arc oxidation in aluminate-fluoride solutions and evaluation of corrosion resistance, *Appl. Surf. Sci.* 246, 229-238, (2005).
- [19] M. Kaseem, M. P. Kamil, J. H. Kwon, Y. G. Ko, Effect of sodium benzoate on corrosion behavior of 6061 Al alloy processed by plasma electrolytic oxidation, *Surf. Coat. Technol.* 283, 268-272, (2015).
- [20] Y. Cheng, J. Cao, M. Mao, Zh. Peng, P. Skeldon, G. Thompson, High growth rate, wear resistant coatings on an Al-Cu-Li alloy by plasma electrolytic oxidation in concentrated aluminate electrolytes, *Surf. Coat. Technol.* 269, 74-82, (2015).
- [21] A. Bahramian, K. Raeissi, A. Hakimzad, An investigation of the characteristics of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ PEO nano composite coating, *Appl. Surf. Sci.* 351, 13-26, (2015).
- [22] A. Fattah-Alhosseini, M. Vakili-Azghandi, M. Keshavarz, Influence of concentrations of KOH and Na_2SiO_3 electrolytes on the electrochemical behavior of ceramic coatings on 6061 Al alloy processed by plasma electrolytic oxidation, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 29, 274-281, (2016).
- [23] H. Ma, D. Li, Ch. Liua, Zh. Huang, D. He, Q. Yan, P. Liua, Ph. Nash, D. Shena, An investigation of $(\text{NaPO}_3)_6$ effects and mechanisms during micro-arc oxidation of AZ31 magnesium alloy, *Surf. Coat. Technol.* 266, 151-159, (2015).
- oxidation ceramic coatings of 6061 aluminum alloy, *Rev. Adv. Mater. Sci.* 33, 126-130, (2013).
- [9] A. L. Yerokhin, X. Nie, A. Leyland, A. Matthews, S. J. Dowey, Plasma electrolysis for surface engineering, *Surf. Coat. Technol.* 122, 73-93, (1999).
- [10] Y. Cheng, M. Mao, J. Cao, Zh. Peng, Plasma electrolytic oxidation of an Al-Cu-Li alloy in alkaline aluminate electrolytes: A competition between growth and dissolution for the initial ultra-thin films, *Electrochim. Acta* 138, 417-429, (2014).
- [11] V. Dehnavi, B. L. Luan, D. W. Shoesmith, X. Y. Liu, S. Rohani, Effect of duty cycle and applied current frequency on plasma electrolytic oxidation (PEO) coating growth behavior, *Surf. Coat. Technol.* 226, 100-107, (2013).
- [12] V. Dehnavi, Surface Modification of Aluminum Alloys by Plasma Electrolytic Oxidation, University of Western Ontario -Electronic Thesis and Dissertation Repository, (2014).
- [13] V. Dehnavi, D. Shoesmith, B. Luan, M. Yari, X. Liu, S. Rohani, Corrosion properties of plasma electrolytic oxidation coatings on an aluminum alloy -The effect of the PEO process stage, *Mater. Chem. Phys.* 161, 49-58, (2015).
- [14] S. V. Gnedenkova, O. A. Khrisanfovaa, A. G. Zavidnayaa, S. L. Sinebrukhova, P. S. Gordienkoa, S. Iwatsubob, A. Matsuib, Composition and adhesion of protective coatings on aluminum, *Surf. Coat. Technol.* 145, 146-51, (2001).
- [15] V. Dehnavi, B. L. Luan, D. W. Shoesmith, X. Y. Liu, S. Rohani, Effect of duty cycle and applied current frequency on plasma electrolytic oxidation (PEO) coating growth behavior, *Surf. Coat. Technol.* 226, 100-107, (2013).
- [16] V. Dehnavi, B. Luan, X. Liu, D. W. Shoesmith, S. Rohani, Correlation between plasma electrolytic oxidation



- [24] J. Lee, H. Baek, S. Kim, Effect of Sodium Aluminate Concentration in Electrolyte on the Properties of Anodic Films Formed on AZ31 Mg Alloy by Plasma Electrolytic Oxidation, J. Korean Soc. Heat Treat. 25, 227-232, (2012).
- [25] D. Shen, G. Li, C. Guo, J. Zou, J. Cai, D. He, H. Ma, F. Liu, Microstructure and corrosion behavior of micro-arc oxidation coating on 6061 aluminum alloy pre-treated by high-temperature oxidation, Appl. Surf. Sci. 287, 451-456, (2013).
- [26] P. Liu, X. Pan, W. Yang, K. Cai, Y. Chen, Improved anticorrosion of magnesium alloy via layer-by-layer self-assembly technique combined with micro-arc oxidation, Mater. Lett. 75, 118-121, (2012).