فصلنامه‌ی علمی پژوهشی

علم و مهندسی سرامیک

دوره‌ی ۶، شماره‌ی ۲، تابستان ۱۳۹۶

بررسی اثر غلظت سیلیکات‌سدیم بر ریزساختار و رفتار خوردگی پوشش‌های سرامیکی تشکیل‌شده به روش اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی بر روی آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲

اعظم خدابندلویی، آرش فتاح‌الحسینی*، سید امید گشتی

گروه مهندسی مواد دانشگاه بوعلی سینا، همدان

* a.fattah@basu.ac.ir

اطلاعات مقاله:

دریافت: ۲۱ خرداد ۱۳۹۶

پذیرش: ۵ آذر ۱۳۹۶

کلید واژه:

آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲، پوشش‌های سرامیکی، اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی، خوردگی

چکیده:

در این مقاله به بررسی اثر غلظت سیلیکات سدیم ($Na_2SiO_3.5H_2O$) بر ریزساختار و رفتار خوردگی پوشش‌های سرامیکی تشکیل‌شده به وسیله فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی (PEO) روی زیر لایه آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ پرداخته شد. جهت این بررسی از سه غلظت ۶، ۱۲ و ۱۸ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم استفاده شد. از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) جهت بررسی ریزساختار سطحی و سطح مقطع پوشش‌ها استفاده شد. مطالعه ترکیب فازی آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ بدون پوشش و دارای پوشش به وسیله پراش‌سنجی الگوی پرتوایکس (XRD) انجام شد. رفتار خوردگی نمونه‌های بدون پوشش و دارای پوشش با استفاده از آزمون‌های طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی و پلاریزاسیون پتانسیودینامیک درمحلول خورنده کلریدسدیم ۳/۵ درصد وزنی بررسی شد. با بررسی تصاویر میکروسکوپی مشخص شد که پوشش حاصل از حمام پوشش‌دهی حاوی ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم دارای متراکم‌ترین و یکنواخت‌ترین ساختار همراه با ریزترین اندازه حفرات سطحی بود. مطالعه الگوی پراش پرتو ایکس این پوشش حاکی از وجود فازهای α-Al_2O_3، γ-Al_2O_3، مولایت ($3Al_2O_3.2SiO_2$) و Mg_2SiO_4 بود. هم‌چنین نتایج آزمون‌های خوردگی ثابت کردند که پوشش حاصل از حمام پوشش‌دهی حاوی ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم بهترین رفتار خوردگی و بیش‌ترین مقاومت به خوردگی را نشان داد. مقاومت به خوردگی این پوشش ۱۵۸۸ کیلو اهم در سانتی‌متر مربع بود که در حدود ۱۸۸ برابر بیش‌تر از مقاومت به خوردگی زیرلایه آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ بدون پوشش می‌باشد.

۱- مقدمه

آلومینیم و آلیاژهای آن به واسطه دارا بودن طیفی از خواص فیزیکی مانند چگالی پایین، استحکام ویژه بالا و رسانایی الکتریکی و گرمایی به طور گسترده‌ای در صنایع مختلفی هم‌چون شیمیایی، دریایی، هوافضا، اتومبیل‌سازی، الکترونیک، انرژی، بافت، سلول‌های خورشیدی، لیزر، موتورهای احتراق درونی و مبدل‌های حرارتی کاربرد دارند

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]

[۱-۴]. آلیاژهای آلومینیم نوع Al-Mg به دلیل توجیه اقتصادی نسبت به خواص مورد بررسی [۵] در سازه‌های دریایی مانند کشتی‌ها و قایق‌ها استفاده می‌شوند. این آلیاژها باعث کاهش وزن نهایی سازه‌ها تا بیش از ۵۰ درصد نسبت به فولاد می‌شوند. انتخاب آلیاژهای نوع Al-Mg به‌جای استفاده از سازه‌های فولادی به‌دلیل مقاومت به خوردگی بالا، خواص چسبندگی، شکل‌پذیری، فرآیند تولید، جوش‌پذیری و تضمین حداقل ۱۰ درصد کاهش هزینه تولید این آلیاژها در مقایسه با دیگر آلیاژهای آلومینیم در بدنه کشتی‌ها می‌باشد [۶]. از طرفی آلیاژهای سری ۵۰۰۰ به دلیل وجود منیزیم که از لحاظ الکتروشیمیایی عنصری فعال است، مستعد خوردگی حفره ای هستند و بنابراین با اعمال یک لایه پوشش سرامیکی بر روی سطح آن‌ها توسط یک روش مناسب، می‌توانند جایگزین مناسبی برای سازه‌های فولادی باشند. آندایزینگ سخت، یک روش پوشش‌دهی قدیمی جهت بهبود رفتار خوردگی، سایش، حرارتی و دی الکتریکی آلومینیم است. در این روش از الکترولیتی با غلظت نسبتا بالای اسید، چگالی جریان بالاتر و دمای الکترولیت پایین‌تر در مقایسه با آندایزینگ معمولی استفاده می‌شود. این روش خواص بهتری نسبت به آندایزینگ معمولی ایجاد می‌کند ولی از لحاظ زیست محیطی مناسب نیست. به همین دلیل روش PEO که روشی جهت اعمال پوشش بسیار سخت و مقاوم در برابر خوردگی ایجاد می‌کند و از لحاظ زیست محیطی سازگارتر است، مرسوم شد.

فرآیند اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی[1] به‌عنوان روش عملیات سطحی برای سطوح فلزات سبک مانند آلومینیم [۷و۸]، منیزیم [۹-۱۱]، تیتانیم [۱۲-۱۶] و زیرکونیم [۱۷] استفاده می‌شود. پوشش‌های حاصل از این فرآیند دارای خواص عالی هم‌چون سختی بالا، مقاومت به سایش خوب [۱۸-۲۲]، مقاومت به خوردگی خوب [۲۳-۲۶]، مقاومت به شوک حرارتی بالا، عایق بودن و پایداری گرمایی [۲۷و۲۸] هستند. در حقیقت، فرایند PEO یک روش بهبود سطح است که توانایی تشکیل پوشش‌های اکسیدی ضخیم، متراکم، بلورین و سخت با ترکیبات مختلف را دارا می‌باشد. این روش در محلول‌های آبی با pH بالا و در ولتاژ بالاتری از ولتاژ شکست توسط یک فرآیند الکتروشیمیایی انجام می‌شود. تخلیه پلاسمایی متمرکز زمانی ایجاد می‌شود که ولتاژ حمام پوشش‌دهی به مقداری بیش‌تر از پتانسیل پلاریزاسیون بحرانی فلز برسد و ذوب و بازپخت [۲۹] در حمام پوشش‌دهی مناسب (حمام پوشش‌دهی قلیایی با کمترین غلظت و مشکلات زیست‌محیطی) اتفاق بیفتد [۳۰و۳۱].

در این مطالعه، با توجه به اهمیت ترکیب شیمیایی حمام پوشش‌دهی در فرآیندهای PEO و اثرات آن بر ساختار و خواص پوشش‌ها، به بررسی اثر غلظت سیلیکات‌سدیم بر ریزساختار و رفتار خوردگی پوشش‌ها پرداخته شد. به این منظور از سه غلظت مختلف ۶، ۱۲ و ۱۸ گرم بر لیتر از این نمک در حمام پوشش‌دهی استفاده شد. تمامی فرآیندها در چگالی جریان ثابت ۱۰ آمپر بر دسی‌متر مربع و به مدت ۱۵ دقیقه انجام شدند.

۲- فعالیت‌های تجربی

از نمونه‌های آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ با ابعاد ۲×۳۰×۲۰ میلی‌مترمکعب جهت انجام فرآیندهای پوشش‌دهی استفاده

[1] Plasma Electrolytic Oxidation (PEO)

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]

شد. قبل از انجام هر فرآیند به منظور زدودن آلودگی، سطح و لبه نمونه‌ها با سمباده‌هایی از جنس کاربید سیلیسیم ازشماره ۴۰۰ تا ۲۰۰۰ پرداخت شدند. نمونه آلومینیمی به‌عنوان آند و محفظه‌ای از جنس فولاد زنگ نزن به‌عنوان کاتد مورد استفاده قرار گرفتند. محلول‌های پوشش‌دهی حاوی ۲ گرم بر لیتر نمک هیدروکسید پتاسیم (KOH) و غلظت‌های متفاوتی ازنمک سیلیکات سدیم ($Na_2SiO_{3\cdot 5H2O}$) مطابق با جدول۱ تهیه شدند. فرآیندهای پوشش‌دهی با استفاده از چگالی جریان ثابت ۱۰ آمپر بر دسی‌متر مربع و به مدت ۱۵ دقیقه در دمای محیط توسط دستگاه پوشش‌دهی مدل PM700/7 PRC (IPS) انجام شدند.

جدول ۱- ترکیبات شیمیایی و مقادیر ولتاژ جرقه‌زنی حمام‌های پوشش‌دهی در فرآیندهای PEO

نمونه	هیدروکسیدپتاسیم (گرم بر لیتر)	سیلیکات‌سدیم (گرم بر لیتر)	ولتاژ جرقه‌زنی (ولت)
A	۲	۶	۴۳۷
B	۲	۱۲	۴۲۱
C	۲	۱۸	۳۸۲

از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل JEOL JSM-840A جهت بررسی ریزساختار سطحی و سطح مقطع نمونه‌ها استفاده شد. همچنین ترکیب فازی نمونه‌های بدون پوشش و دارای پوشش با استفاده از دستگاه پراش‌سنج مدل APD2000 و به وسیله اشعه Cu Kα در زاویه ۱۰ تا ۸۰ درجه مطالعه شد. به منظور مطالعه رفتار خوردگی نمونه‌های بدون پوشش و دارای پوشش از آزمون‌های طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی و پلاریزاسیون پتانسیودینامیک استفاده شد. این آزمون‌ها توسط دستگاه پتانسیواستات μAutolab Type III/FRA2 و در محلول خورنده کلرید سدیم ۳/۵ درصد وزنی انجام شدند. هم‌چنین جهت انجام آزمون‌ها از سل تخت سه الکترودی شامل میله پلاتینی به‌عنوان الکترود کمکی، سیم نقره در محلول اشباع کلرید نقره (Ag/AgCl) به عنوان الکترود مرجع و نمونه آلومینیمی مورد آزمایش با سطح غوطه‌وری ۰/۴ سانتی‌متر مربع به‌عنوان الکترود کاری استفاده شد. قبل از انجام آزمون‌ها، نمونه‌ها جهت پایداری و اندازه‌گیری پتانسیل مدارباز به مدت ۲ ساعت در محلول خورنده کلرید سدیم ۳/۵ درصد وزنی غوطه‌ور شدند. آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محدوده فرکانس‌های ۱۰۰ کیلو هرتز تا ۱۰ میلی هرتز انجام شد. سپس با اعمال پتانسیل ۲۵۰- میلی ولت نسبت به پتانسیل مدارباز و در نرخ روبش ۱ میلی ولت بر ثانیه، آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بر روی نمونه‌ها صورت گرفت.

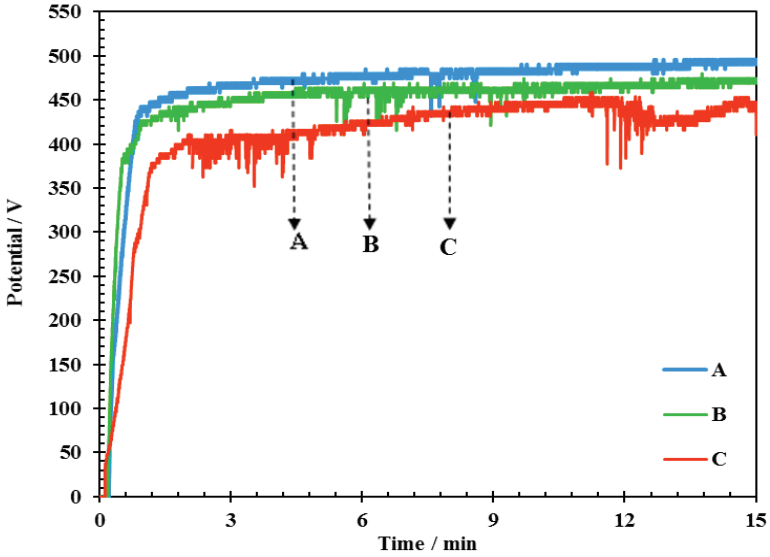
۳- نتایج و بحث

۳-۱- ولتاژ- زمان

با توجه به نمودارهای ولتاژ-زمان ارائه شده در شکل ۱، مشاهده شد که با افزایش غلظت سیلیکات سدیم از ۶ تا ۱۸ گرم بر لیتر در حمام پوشش‌دهی، هدایت الکتریکی حمام‌ها افزایش و ولتاژ شکست نمونه‌ها کاهش یافت [۳۵]. مقادیر ولتاژ شکست نمونه‌ها در جدول ۱ گزارش شده است. به عبارت دیگر افزایش غلظت سیلیکات سدیم در حمام منجر به کوتاه‌تر شدن زمان دست‌یابی به ایجاد جرقه‌ها و در نتیجه تشکیل پوشش شد.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]



شکل ۱- نمودارهای ولتاژ-زمان نمونه‌های پوشش داده‌شده.

۳-۲- ترکیب فازی

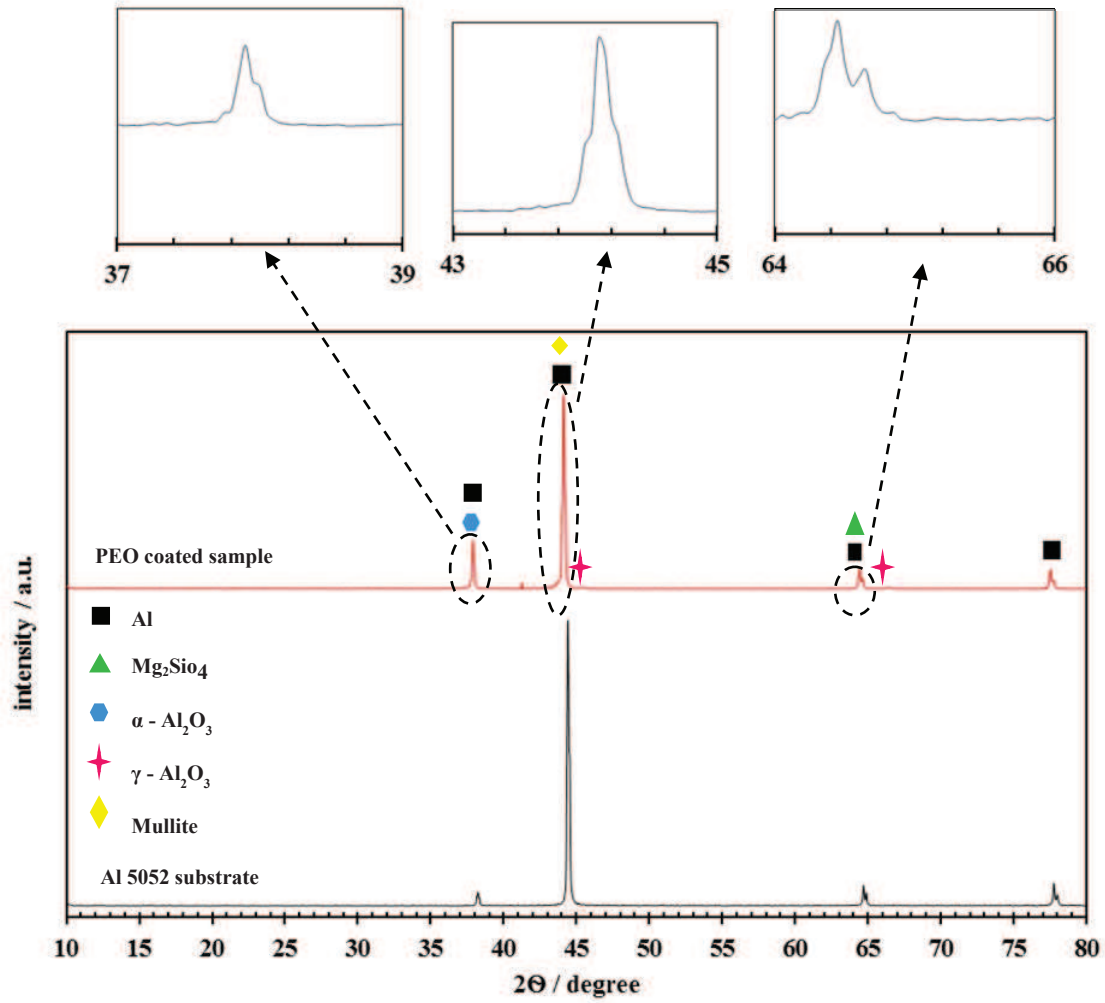
الگوی پراش پرتو ایکس آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ بدون پوشش و دارای پوشش در شکل۲ آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با انجام فرآیند پوشش‌دهی روی زیرلایه آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ ترکیبات اکسیدی α-Al_2O_3 و γ-Al_2O_3 با شماره کارت‌های استاندارد ۱۲۱۲-۴۶ و ۰۰۶۳-۲۹ تشکیل شدند. از طرفی یون‌های سیلیکات درون حمام پوشش‌دهی حرکت کرده و در نهایت به سطح فلز رفته و با تشکیل ترکیب SiO_2 روی سطح تجمع کردند. به دلیل تخلیه‌ی پلاسما در دمای بالا، نفوذ ترکیب آمورف SiO_2 به درون فاز شبه‌پایدار γ-Al_2O_3 سبب تشکیل فاز مولایت ($3Al_2O_3{\cdot}2SiO_2$) با شماره کارت استاندارد ۷۷۶-۱۵ شد [۳۲]. پیک نمایانگر این فاز با فازهای دیگر دارای هم‌پوشانی می‌باشد و در بزرگنمایی‌های بالاتر قابل مشاهده است (شکل ۲). همچنین در اثر ترکیب عنصر منیزیم با یون‌های سیلیکات احتمال حضور مقداری فاز Mg_2SiO_4 با شماره کارت استاندارد ۱۴۰۲-۸۴ نیز وجود دارد. به‌علاوه به دلیل ضخامت کم پوشش و نفوذ پرتو ایکس به زیرلایه، پیک‌های مربوط به زیرلایه آلومینیم نیز در الگوی پراش مربوط به پوشش مشاهده شد [۳۳،۳۴].

۳-۳- ریزساختار سطح و سطح مقطع پوشش‌ها

تصاویر میکروسکوپی نمونه‌های پوشش داده شده در حمام‌های مختلف در شکل ۳ آورده شده است. با مقایسه تصاویر SEM سطح مقطع پوشش‌های مختلف مشخص شد که افزایش غلظت سیلیکات سدیم از ۶ تا ۱۸ گرم بر لیتر در حمام پوشش‌دهی منجر به افزایش ضخامت پوشش حاصل شد. در واقع با افزایش هدایت الکتریکی حمام پوشش‌دهی، اندازه و شدت جرقه‌های ایجاد شده بیش‌تر شد و درنتیجه مواد بیش‌تری به روی سطح راه پیدا کردند و سبب افزایش نرخ رشد و ضخامت پوشش شدند. هم‌چنین تصاویر SEM سطح پوشش‌ها نشان داد که افزایش غلظت

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]
[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]

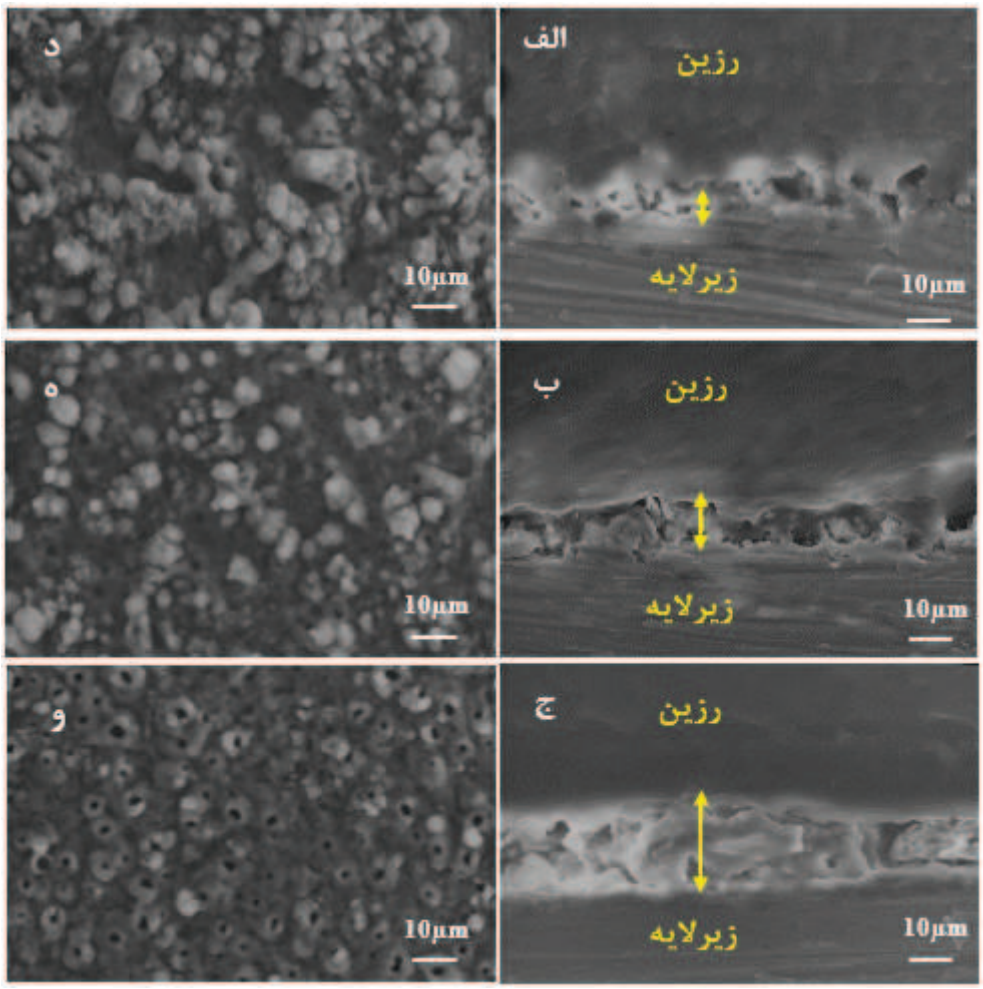
این نمک از ۶ تا ۱۲ گرم بر لیتر در حمام باعث افزایش تراکم و یکنواختی پوشش و کاهش اندازه و تعداد ریزحفرات سطحی شد. این امر به‌دلیل افزایش هدایت الکتریکی حمام و کاهش ولتاژ جرقه‌زنی و در نتیجه کاهش شدت و اندازه جرقه‌ها با افزایش غلظت بود. با این حال افزایش بیش‌تر غلظت سیلیکات سدیم به ۱۸ گرم بر لیتر در حمام به دلیل افزایش بیش از حد هدایت الکتریکی حمام و درنتیجه افزایش اندازه و شدت جرقه‌ها به افزایش اندازه و تعداد ریزحفرات انجامید. بنابراین پوشش حاصل از حمام حاوی ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم دارای متراکم‌ترین و یکنواخت‌ترین ساختار همراه با ریزترین اندازه حفرات سطحی بود.



شکل ۲- الگوی پراش پرتو ایکس آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ بدون پوشش و دارای پوشش.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح و سطح مقطع پوشش‌های حاصل از حمام‌های پوشش‌دهی مختلف (الف، د) ۶ (ب، ه) ۱۲ (ج، و) ۱۸ گرم بر لیتر.

۳-۴- رفتار خوردگی نمونه‌ها

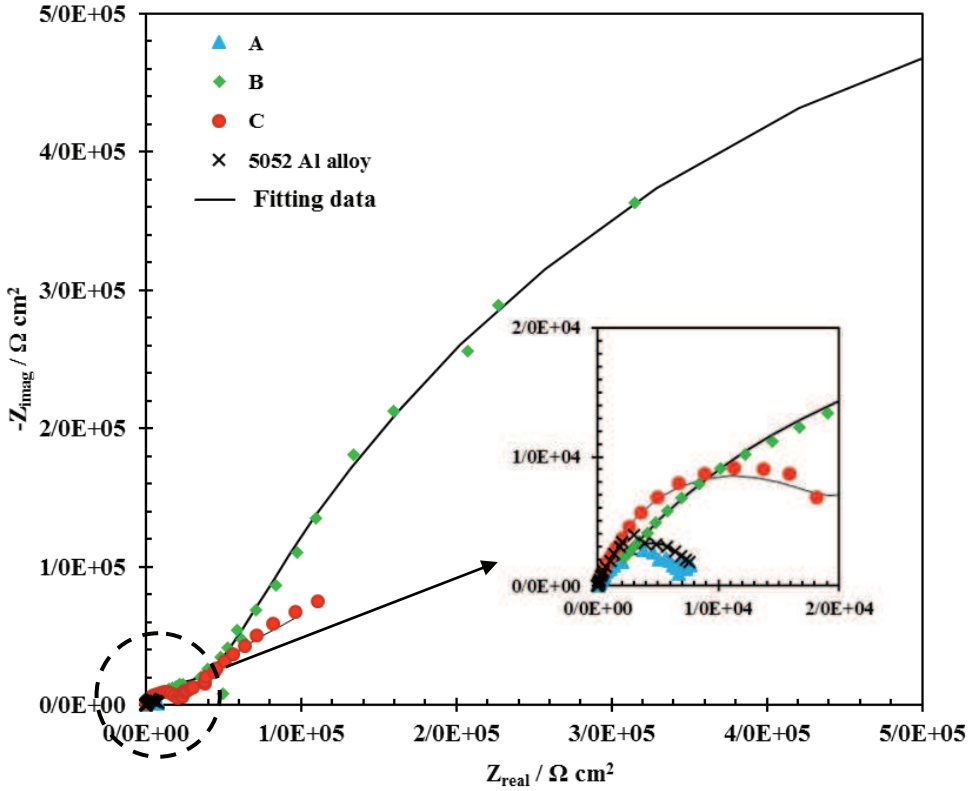
۳-۴-۱- آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی

منحنی‌های حاصل از آزمون‌های طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در شکل ۴ نشان داده شده است. در این منحنی‌ها، قسمت حقیقی امپدانس برحسب قسمت موهومی آن در هر فرکانس پس از ۲ ساعت غوطه‌وری در محلول خورنده کلرید سدیم ۳/۵ درصد وزنی رسم شده است.

همان‌طور که مشاهده می‌شود منحنی مربوط به زیرلایه آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ دارای یک نیمه حلقه خازنی در محدوده تمامی فرکانس‌ها بود. این امر مربوط به ظاهر شدن یک ثابت زمانی در مدار معادل پیشنهادی در شکل ۵-الف بود. با اندازه‌گیری قطر نیمه حلقه در منحنی نایکویست مربوط به زیرلایه، مقاومت به خوردگی آن محاسبه شد. در مقابل منحنی‌های نایکوئست مربوط به نمونه‌های دارای پوشش شامل دو نیمه حلقه خازنی بودند. حلقه بزرگ‌تر که در محدوده فرکانس‌های پایین ظاهر شد مربوط به لایه متراکم

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]
[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]

داخلی و حلقه کوچک‌تر که در فرکانس‌های بالا ظاهر شد مربوط به لایه متخلخل خارجی بود [۳۵]. منحنی‌های مربوط به هر سه نمونه دارای پوشش قطر حلقه بزرگ‌تری را در مقایسه با قطر حلقه منحنی مربوط به زیرلایه بدون پوشش نشان دادند. این رفتار نشان‌گر بهبود مقاومت به خوردگی آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ پس از انجام فرآیند پوشش‌دهی به روش PEO بود. حلقه منحنی مربوط به نمونه حاصل از حمام حاوی ۱۲ گرم بر لیتر دارای بزرگ‌ترین قطر بود.

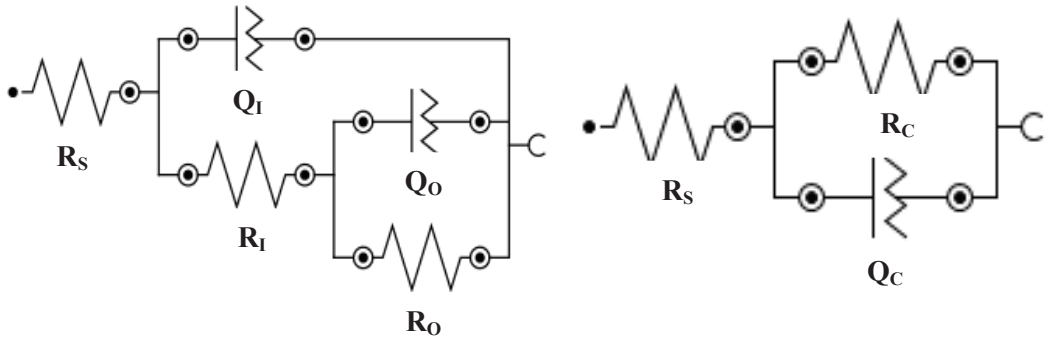


شکل ۴- منحنی طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی نمونه‌های بدون پوشش و پوشش داده‌شده در غلظت‌های مختلف سیلیکات سدیم.

مدار معادل الکتریکی استفاده‌شده جهت مدل‌سازی داده‌های امپدانس نمونه‌های بدون پوشش و پوشش داده‌شده در شکل ۴ آورده شده است. مدار نشان داده شده در شکل ۵-الف مربوط به زیرلایه آلومینیم بدون پوشش بود. در این مدار، R_S مقاومت محلول، R_C مقاومت زیرلایه آلومینیم و Q_I عنصر فازی ثابت بود. مدل‌سازی منحنی‌های امپدانس نمونه‌های دارای پوشش با استفاده از مدار معادل ارائه‌شده در شکل۵-ب انجام شد. در این مدار، R_I و Q_I به ترتیب مربوط به مقاومت به خوردگی و عنصر فازی ثابت لایه داخلی و R_O و Q_O به ترتیب مربوط به مقاومت به خوردگی و عنصر فازی ثابت لایه خارجی بودند.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]



(ب) (الف)

شکل ۵- مدار معادل پیشنهادی (الف) نمونه بدون پوشش (ب) نمونه دارای پوشش.

داده‌های استخراج شده از مدار معادل نمونه‌ها در جدول۲ آورده شده است. همان‌طور که از داده‌ها برداشت می‌شود، افزایش غلظت سیلیکات سدیم از ۶ تا ۱۲ گرم بر لیتر در حمام پوشش‌دهی منجر به افزایش مقاومت به خوردگی پوشش و افزایش بیش‌تر غلظت به ۱۸ گرم بر لیتر منجر به کاهش مقاومت به خوردگی شد. بنابراین پوشش حاصل از حمام دارای ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم دارای بیش‌ترین مقاومت به خوردگی (۱۵۸۸ کیلواهم در سانتی‌متر مربع) بود. مقاومت به خوردگی این پوشش در حدود ۱۸۸ برابر بزرگ‌تر از مقاومت زیرلایه آلومینیم بدون پوشش بود. از آنجایی که افزایش غلظت سدیم سیلیکات سبب افزایش یون‌های موجود در الکترولیت می‌شود رسانندگی یون‌ها در فصل مشترک الکترولیت- پوشش افزایش می‌یابد و پوشش متراکم‌تری تشکیل می‌شود، درحالی‌که افزایش بیشتر غلظت الکترولیت با افزایش رسانندگی یون‌ها مانند عایقی بر روی سطح عمل کرده و باعث ایجاد جرقه‌های درشت‌تر و کاهش مقاومت به خوردگی می‌شود.

جدول ۲- داده‌های استخراج‌شده از منحنی‌های نایکوئست نمونه‌های بدون پوشش و دارای پوشش در محلول خورنده کلرید سدیم ۳/۵ درصدوزنی.

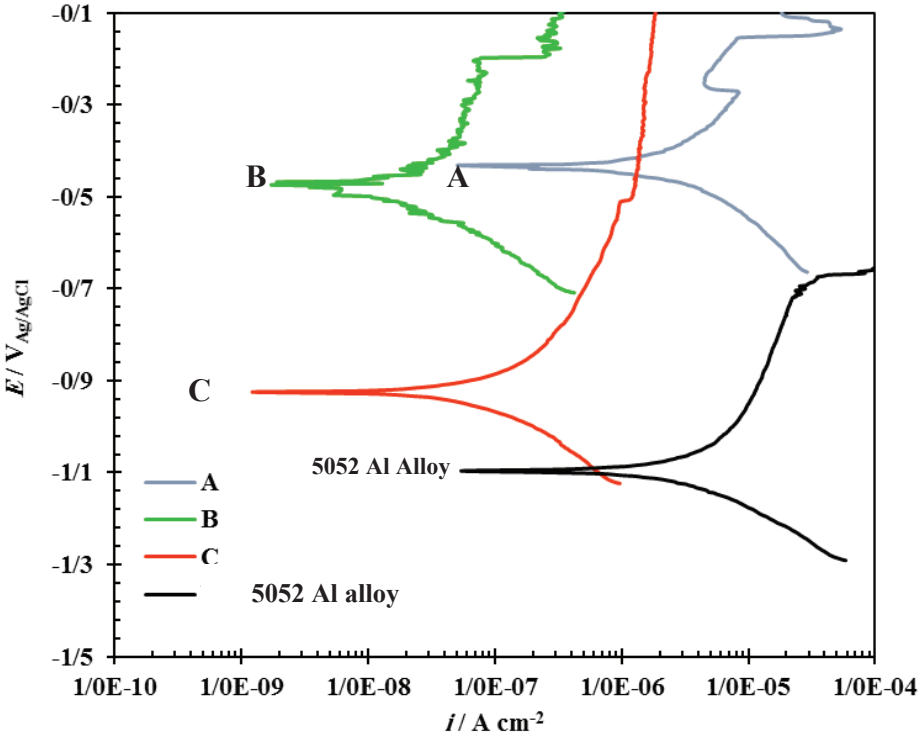
نمونه	R_O ($K\Omega\ cm^2$)	CPE-Y_o ($\mu F.cm^{-2}$)	CPE-n_o	R_I ($K\Omega\ cm^2$)	CPE-Y_I ($\mu F.cm^{-2}$)	CPE-n_I
آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲	-	-	-	۸/۴۸	۰/۰۴	۰/۸۵
A	۸/۶۰	۰/۱۱	۰/۴۵	۸/۷۰	۲۴/۳۹	۰/۹۲
B	۴۶/۴۰	۷/۲۷	۰/۵۹	۱۵۸۸	۱۸/۸۳	۰/۷۷
C	۱۵/۹۶	۱/۰۶	۰/۵۲	۵۲۸	۱۴۷/۵۰	۰/۸۶

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]

۳-۴-۲- آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه‌های بدون پوشش و دارای پوشش در محلول کلرید سدیم ۳/۵ درصد وزنی در شکل ۶ نمایش داده شده است .همان‌طورکه مشخص است هر دو شاخه آندی و کاتدی در منحنی‌های مربوط به نمونه‌های دارای پوشش نسبت به زیرلایه آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ بدون پوشش به مقادیر چگالی جریان کمتری منتقل شدند. به علت ایجاد لایه اکسیدی به شدت متخلخل و نازک، میزان تغییر در چگالی جریان در نمونه پوشش داده شده در محلول A نسبت به زیرلایه بدون پوشش بسیار اندک بود. در مقابل پوشش‌های B و C به علت ضخامت و تراکم بیش‌تر، چگالی جریان کمتری را نسبت به نمونه بدون پوشش نشان دادند.



شکل ۶- منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه‌های بدون پوشش و دارای پوشش در محلول خورنده کلرید سدیم ۳/۵ درصد وزنی.

داده‌های استخراج شده از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک شامل پتانسیل خوردگی (E_{Corr}) و چگالی جریان خوردگی (i_{Corr}) درجدول ۳ گزارش شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش غلظت سیلیکات سدیم تا ۱۲ گرم بر لیتر (پوشش‌های A و B) در حمام پوشش‌دهی، علی‌رغم کاهش پتانسیل خوردگی پوشش، چگالی جریان خوردگی و در نتیجه مقاومت به خوردگی آن افزایش یافت. افزایش بیش‌تر غلظت به ۱۸ گرم بر لیتر (پوشش C) سبب کاهش پتانسیل خوردگی و افزایش چگالی جریان خوردگی و در نتیجه کاهش مقاومت به خوردگی

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]

پوشش شد. بنابراین نمونه پوشش داده‌شده در حمام حاوی ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم احتمالا به دلیل مناسب‌ترین شرایط رسانندگی یون‌ها، دارای کم‌ترین چگالی جریان خوردگی و در نتیجه بیش‌ترین مقاومت به خوردگی بود. درحالی‌که غلظت‌های کمتر و یا بیشتر از ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم به ترتیب رسانندگی ضعیف تر و یا قوی‌تری فراهم می‌کنند که جهت پوشش دهی مناسب نیستند. بنابراین پوشش حاصل از حمام دارای ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم دارای کم‌ترین چگالی جریان خوردگی ($۱/۲۷۴ \times ۱۰^{-۸}$ آمپر بر سانتی‌متر مربع) بود. در این نمونه، چگالی جریان خوردگی در حدود ۲ مرتبه نسبت به زیرلایه بدون پوشش کاهش یافت. بنابراین پوشش حاصل از حمام حاوی ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم دارای بیش‌ترین مقاومت به خوردگی بود. در این نمونه مقدار مقاومت به خوردگی ۱۵۸۸ کیلواهم در سانتی‌متر مربع بود که در حدود ۱۸۸ برابر بیش‌تر از مقاومت زیرلایه بدون پوشش بود.

جدول ۳- داده‌های استخراج شده از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه‌های بدون پوشش و دارای پوشش در محلول خورنده کلرید سدیم ۳/۵ درصد وزنی.

نمونه	i_{corr} (A cm^{-2})	E_{corr} (V)
آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲	$۴/۷۴۵ \times ۱۰^{-۶}$	-۱/۰۹۶
A	$۲/۲۵۱ \times ۱۰^{-۶}$	-۰/۴۰۷
B	$۱/۲۷۴ \times ۱۰^{-۸}$	-۰/۴۶۸
C	$۹/۹۴۰ \times ۱۰^{-۸}$	-۰/۹۲۴

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش به بررسی ریزساختار و رفتار خوردگی پوشش‌های تشکیل شده روی زیرلایه آلیاژ آلومینیم ۵۰۵۲ در حمام پوشش‌دهی پایه سیلیکاتی پرداخته شد و نتایج زیر به دست آمدند:

- پوشش حاصل از حمام دارای ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم دارای متراکم‌ترین و یکنواخت‌ترین ساختار همراه با ریزترین اندازه حفرات سطحی بود.
- ۲-پوشش حاصل از حمام حاوی ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم دارای بیش‌ترین مقاومت به خوردگی بود. در این نمونه مقدار مقاومت به خوردگی ۱۵۸۸ در حدود ۱۸۸ برابر بیش‌تر از مقاومت زیرلایه بدون پوشش بود.
- افزایش غلظت سیلیکات سدیم منجر به کاهش چگالی جریان خوردگی و افزایش بیش‌تر غلظت باعث افزایش چگالی جریان خوردگی شد. بنابراین پوشش حاصل از حمام دارای ۱۲ گرم بر لیتر سیلیکات سدیم دارای کم‌ترین چگالی جریان خوردگی بود که در حدود ۲ مرتبه نسبت به نمونه بدون پوشش کاهش یافت.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]

- پوشش حاصل از حمام با غلظت بهینه نشان داد که پوشش از ترکیبات سرامیکی مانند فازهای مولایت، α-Al_2O_3 و γ-Al_2O_3 تشکیل شده بود.

مراجع

[1] J. H. Wang, M. H. Du, F. Z. Han, J. Yang, Effects of the ratio of anodic and cathodic currents on the characteristics of micro-arc oxidation ceramic coatings on Al alloys, Appl. Surf. Sci., Vol 292, pp 658-664, 2014.

[2] 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.,Vol 287, pp 451-456, 2013.

[3] Y. M. Wang, H. Tian, X. E. Shen, L. Wen, J. H. Ouyang, Y. Zhou, D. C. Jia, L. X. Guo, An elevated temperature infrared emissivity ceramic coating formed on 2024 aluminum alloy by micro arc oxidation, Ceram. Int., Vol 39, pp 2869-2875, 2013.

[4] A. Bahramian, K. Raeissi, A. Hakimizad, An investigation of the characteristics of Al2O3/TiO2 PEO Nano composite coating, Appl. Surf. Sci., Vol 351, pp 13-26, 2015.

[5] S. J. Kim, J. C. Park, S. O. Chong, Investigation on corrosion protection potential by electrochemical experiment in sea water of 5052-O Al alloy for leisure ship, ECS pp 530-729, 2010.

[6] E. Romhanji, M. Popovic, Problems and prospect of Al-Mg alloys application in marine constructions, AME**,** Vol 12, pp 297-300, 2006.

[7] V. Dehnavi, B. L. Luan, X. Y. Liu, D. W. Shoesmith, S. Rohani, Correlation between plasma electrolytic oxidation treatment stages and coating microstructure on aluminum under unipolar pulsed DC mode, Surf. Coat. Technol., Vol 269, pp 91-99, 2015.

[8] N. Xiang, R. Song, J. Zhuang, R. Song, X. Lu, X. Su, Effects of current density on microstructure and properties of plasma electrolytic oxidation ceramic coatings formed on 6063 aluminum alloy, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol 26, pp 806-813, 2016.

[9] G. Y. Liu, J. Hu, Z. K. Ding, C. Wang, Bioactive calcium phosphate coating formed on micro-arc oxidized magnesium by chemical deposition, Appl. Surf. Sci., Vol 257, pp 2051-2057, 2011.

[10] H. S. Ryu, S. H. Hong, Corrosion Resistance and Antibacterial Properties of Ag-Containing MAO Coatings on AZ31 Magnesium Alloy Formed by Micro arc Oxidation, J. Electrochem. Soc.,Vol 157, pp 131-136, 2010.

[11] S. J. Xia, R. Yue, R. G. Rateick Jr., V. I. Birss, Characterization of Oxide Films Formed on Mg-Based WE43 Alloy Using AC/DC Anodization in Silicate Solutions, J. Electrochem. Soc., Vol 151, p B179, 2004.

[12] C. Tseng, J. Lee, T. H. Kuo, S. N. Kuo, K.H. Tseng, The influence of sodium tungstate concentration and anodizing conditions on micro arc oxidation (MAO) coatings for aluminum alloy, Surf. Coat. Technol., Vol 206, pp 3437-3443, 2012.

[13] X. Zhang, R. Hang, H. Wu, X. Huang, Y. Ma, N. Lin, X. Yao, L. Tian, B. Tang, Synthesis and antibacterial property of Ag-containing TiO2 coatings by combining magnetron sputtering with micro-arc oxidation, Surf. Coat. Technol., Vol 235, pp 748-754, 2013.

[14] V. S. Rudnev, I. V. Lukiyanchuk, M. S. Vasilyeva, M. A. Medkov, M. V. Adigamova, V. I. Sergienko, Aluminum and titanium supported plasma electrolytic multicomponent coatings with magnetic, catalytic, biocide or biocompatible properties, Surf. Coat. Technol., Vol 307, pp 1219-1235, 2016.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]

1996.
[23] A. Venugopal, R. Panda, S. Manwatkar, K. Sreekumar L. R. Krishna, G. Sundararajan, Effect of micro arc oxidation treatment on localized corrosion behavior of AA7075 aluminum alloy in 3.5% NaCl solution, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol 22, pp 700-710, 2012.
[24] A. Fattah-Alhosseini, M. Vakili-Azghandi, M. K. Keshavarz, Influence of Concentrations of KOH and Na2SiO3 Electrolytes on the Electrochemical Behavior of Ceramic Coatings on 6061 Al Alloy Processed by Plasma Electrolytic Oxidation, Acta Metall. Sin., Vol 29, pp 274-281, 2016.
[25] D. Shen, G. Li, C. Guo, J. Zou, J. Cai, D. Hea, 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.,Vol 287, pp 451-456, 2013.
[26] M. Vakili-Azghandi, A. Fattah-Alhosseini, M. K. Keshavarz ,Effects of Al2O3 Nano-Particles on Corrosion Performance of Plasma Electrolytic Oxidation Coatings Formed on 6061 Aluminum Alloy, J. Mater. Eng. Perform., Vol 25, pp 5302-5313, 2016.
[27] D. Shen, D. He, F. Liu, C. Guo, J. Cai, G. Li, H. Ma, Effects of ultrasound on the evolution of plasma electrolytic oxidation process on 6061 Al alloy, Ultrason. Sonochem., Vol 54, pp 1065-1070, 2014.
[28] Y. J. Liu, J. Y. Xu, W. Lin, C. Gao, J.C. Zhang, X.H. Chen, Effects of different electrolyte systems on the formation of micro arc oxidation ceramic coatings of 6061 aluminum alloy, Rev. Adv. Mater. Sci., Vol 33, pp 126-130, 2013.
[29] Y. J. Oh, J. I Mun, J. H. Kim, Effects of alloying elements on microstructure and protective properties of Al2O3 coatings formed on aluminum alloy substrates by plasma electrolysis, Surf. Coat. Technol., Vol 204, pp 141-148, 2009.
[15] S. Din, Y. Guo, H. Lv, J. Yu, Z. Li, Microstructure and properties of rare earth CeO_2-doped TiO_2 nanostructured composite coatings through micro arc oxidation, Ceram. Int., Vol 41, pp 6178-6186, 2015.
[16] S. Cheng, D. Wei, Y. Zhou, The effect of oxidation time on the micro-arc titanium dioxide surface coating containing Si, Ca and Na, Procedia Eng., Vol 27, pp 713-717, 2012.
[17] Y. Chen, X. Nie, D.O. Northwood, Investigation of Plasma Electrolytic Oxidation (PEO) coatings on a Zr-2.5Nb alloy using high temperature/pressure autoclave and tribological tests, Surf. Coat. Technol., Vol 205, pp 1774-1782, 2010.
[18] S. Dejiu, Z. Jie, W. Lailei, L. Fangfei, L. Guolong, C. Jingrui, H. Donglei, M. Haojie, J. Guirong, Effect of high temperature oxidation prefab film on formation of micro arc oxidation coatings on 6061aluminum alloy, Appl. Surf. Sci., Vol 265, pp 431-437, 2013.
[19] M. Treviño, N.F. Garza-Montes-de-Oca, A. Pérez, M.A.L. Hernández-Rodríguez,A. Juárez, R. Colás, Wear of an aluminum alloy coated by plasma electrolytic oxidation, Surf. Coat. Technol., Vol 206, pp 2213-2219, 2012.
[20] M. Trevin˜o, R. D. Mercado-Solis, R. Cola´ s, A. Pe´rez, J. Talamantes, A. Velasco, Erosive wear of plasma electrolytic oxidation layers on aluminum alloy 6061, Wear, Vol 301, pp 434-441, 2013.
[21] K. J. Ma, M. M. S. Al Bosta, W. Te Wu, Preparation of self-lubricating composite coatings through a micro arc plasma oxidation with graphite in electrolyte solution, Surf. Coat. Technol., Vol 259, pp 318-324, 2014.
[22] A. A. Voevodin, A. L. Yerokhin, V. V. Lyubimov, M.S. Donley b, J.S. Zabinski, Characterization of wear protective Al-Si-0 coatings formed on Al-based alloys by micro-arc discharge treatment, Surf. Coat. Technol.,Vol 86-87, pp 516-521,

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]
[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]

[30] A. Lugovskoy, M. Zinigrad, A. Kossenko, B. Kazanski, Production of ceramic layers on aluminum alloys by plasma electrolytic oxidation in alkaline silicate electrolytes, Appl. Surf. Sci., Vol 264, pp 743-747, 2013.
[31] Y. Yang, L. Zhou, Improving Corrosion Resistance of Friction Stir Welding Joint of 7075 Aluminum Alloy by Micro-arc Oxidation, J. Mater. Sci. Technol., Vol 12, pp 1251-1254, 2014.
[32] N. P. Wasekar, N. Ravi, P. S. Babu, L. R. Krishna, and G. Sundararajan, High-Cycle Fatigue Behavior of Micro arc Oxidation Coatings Deposited on a 6061-T6 Al Alloy, Metall. Mater. Trans. A, Vol 41, pp 255-265, 2010.
[33] R. O. Hussein, X. Nie, D. O. Northwood, An investigation of ceramic coating growth mechanisms in plasma electrolytic oxidation (PEO) processing, Electrochim. Acta, Vol 112, pp 111–119, 2013.
[34] M. Tang, W. Li, H. Liu, L. Zhu, Influence of K_2TiF_6 in electrolyte on characteristics of the microarc oxidation coating on aluminum alloy, Curr. Appl. Phys., Vol 12, pp 1259–1265, 2012.
[35] 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. Coatings Technol., Vol 283, pp 268-283, 2015.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-22]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.2.2.1]