

# تولید و بررسی رفتار خوردگی پوشش اکسیدهای فلزی مخلوط $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}/\text{TiO}_2$ به روش سل-ژل روی زیرلایه آلومینیم

زهرا انصاری<sup>۱\*</sup>، مصطفی علیزاده<sup>۲</sup> و عباس صادقزاده عطار<sup>۳</sup>

۱- گروه مهندسی مواد، دانشکده علوم و فن آوری های نوین، دانشگاه تحصیلات تکمیلی صنعتی و فن آوری پیشرفته، کرمان

۲- گروه فلزات، پژوهشکده مهندسی مواد، دانشگاه تحصیلات تکمیلی صنعتی و فن آوری پیشرفته، کرمان

۳- گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه کاشان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۱/۸/۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۱/۱۲/۱۴)

**چکیده** - در این پژوهش، اکسیدهای فلزی مخلوط  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}/\text{TiO}_2$  با استفاده از فرایند سل-ژل با دو نسبت مولی  $\text{Al}/\text{Mg}/\text{Ti}$  ۵:۱:۳ و ۲:۵:۳:۴ بر روی زیرلایه آلومینیم AA1100 پوشش داده شد. مورفولوژی سطح، تحلیل فازی و رفتار خوردگی پوشش با دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، تفرق اشعه ایکس (XRD) و اندازه گیری های طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) در محلول 3.5 wt% NaCl مورد ارزیابی قرار گرفت. رفتار گرمایی، نوع پیوندها و گروه های عاملی نمونه های پوشش یافته به ترتیب توسط تحلیل گرمایی TG-DTA و آزمون طیف نگاری مادون قرمز (FTIR) مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج نشان داد که عملیات گرمایی در دمای ۴۵۰ درجه سانتی گراد باعث افزایش تخلخل و ترک پوشش شده و در نهایت باعث کاهش مقاومت به خوردگی می شود. بهترین مقاومت به خوردگی برای نمونه پوشش یافته با نسبت مولی  $\text{Al}/\text{Mg}/\text{Ti}$  برابر با ۵:۱:۳ و بدون عملیات گرمایی به دست آمد. ساختار این نمونه غیربلوری بوده و عملیات گرمایی باعث بلوری شدن و کاهش مقاومت به خوردگی می شود.

**واژگان کلیدی:** پوشش اکسیدهای فلزی مخلوط، فرایند سل-ژل، رفتار خوردگی

\* مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: z.ansari64@gmail.com

# Synthesis and Evaluation of Corrosion Behavior of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}/\text{TiO}_2$ Mixed-Metal Oxides Coating by Sol-Gel Method on Al Substrate

Z. Ansari<sup>1\*</sup>, M. Alizadeh<sup>1,2</sup> and A. Sadeghzadeh Attar<sup>3</sup>

1- Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Science and Modern Technology, Graduate University of Advanced Technology, Iran

2- Department of Metals, Institute of Materials Science and Engineering, Graduate University of Advanced Technology, Iran

3- Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering, University of Kashan, Iran

**Abstract:** In this study, mixed metal oxides  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}/\text{TiO}_2$  coatings with Al/Mg/Ti ratios of 5:1:3 and 2.5:3:4 were coated on AA1100 aluminum by sol-gel method. The surface morphology, phase analysis and the corrosion behavior of the  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}/\text{TiO}_2$  coatings were characterized by scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD), and electrochemical impedance spectroscopy measurements (EIS) in 3.5 wt.% NaCl solution. The thermal behaviors, the bonds configuration, and functional groups of the coated samples were studied by thermo-gravimetric and differential thermal analysis (TG-DTA) and Fourier transform infrared spectroscopy (FTIR), respectively. The results demonstrated that heat treatment at 450 °C caused an increase in porosity and coating cracking, finally leading to the decrease of corrosion resistance. The best corrosion resistance was achieved for the sample with Al/Mg/Ti molar ratio of 5:1:3 without any heat treatment. The structure of this sample was amorphous, and heat treatment resulted in crystallization and decrease of the corrosion resistance.

**Keywords:** Mixed metal oxides coating, Sol-gel method, Corrosion behavior

## ۱- مقدمه

فلزاتی مانند آهن، آلومینیم، مس، منیزیم و سایر آلیاژها در هزاران ساختار صنعتی مثل سازه‌های دریایی، هواپیما، نیروگاه‌ها و غیره استفاده می‌شوند. در حالی که این فلزات به دلیل ویژگی‌های فیزیکی و مکانیکی خود مثل استحکام و سختی بالا مفیداند، در عین حال بسیار مستعد به خوردگی در محیط‌های مختلف هستند، به عنوان مثال آلومینیم با داشتن لایه پسیو  $\text{Al}_2\text{O}_3$  در محیط‌های خورنده حاوی یون کلراید به شدت دچار خوردگی می‌شود [۱]. یکی از راه‌های جلوگیری از خوردگی فلزات، اعمال پوشش اکسیدهای فلزی مخلوط است. اکسیدهای فلزی مخلوط با مورفولوژی خاص و پایداری گرمایی بالا در زمینه‌هایی مانند حس‌گرها، علوم پزشکی، الکترونیک، سرامیک‌ها، تبدیل انرژی و پوشش‌های سطحی مقاوم به خوردگی کاربردهای زیادی دارند [۲ و ۳].  $\text{SnO}_2\text{--RuO}_2\text{--IrO}_2$  [۴]،  $\text{TiO}_2\text{--ZrO}_2$  [۵]،  $\text{PdO}/\text{SnO}_2$  [۶]،  $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$  [۷]،  $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$  [۸]، از جمله پوشش‌های اکسید فلزی مخلوط تولید شده در سال‌های اخیر اند. این پوشش‌های اکسیدی را می‌توان به

روش‌های مختلف از قبیل رسوب فیزیکی بخار [۹]، رسوب شیمیایی بخار [۱۰]، رسوب الکتروشیمیایی، پاشش پلاسما [۹] و سل-ژل اعمال کرد. از میان این روش‌ها، تکنیک سل-ژل روشی کم هزینه با دمای پایین است که برای تولید لایه‌های متراکم و یکنواخت روی زیرلایه فلزی استفاده می‌شود. مزایای دیگر پوشش‌دهی به روش سل-ژل نسبت به سایر روش‌های پوشش‌دهی یاد شده، سادگی روش، انعطاف‌پذیر بودن، دمای پایین واکنش، سرمایه‌گذاری کم و بازده بالا، خواص همگن و یکنواخت محصول و کنترل آسان پارامترهای مؤثر بر آن است [۵ و ۱۱ و ۱۲]. در تولید سل-ژل اکسیدهای فلزی مخلوط از آلکوکسیدهای فلزی به عنوان پیش ماده استفاده می‌شود و آماده‌سازی محلول پوشش‌دهی براساس اصول واکنش‌های هیدرولیز و تراکم در یک محلول الکلی صورت می‌پذیرد. خواص ساختاری اکسیدهای فلزی مخلوط به شدت وابسته به شرایط تولید، ماهیت و ترکیب پیش ماده‌های آلکوکسیدی، حلال، عامل چگالنده، هیدرولیز و شرایط ژلاسیون است [۱، ۱۳ و ۱۴]. از جمله پوشش‌هایی که به روش سل-ژل می‌توان



جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ ۱۱۰۰ آلومینیوم مورد استفاده در این مطالعه (درصد وزنی)

| آلومینیوم | منیزیم | منگنز | مس     | آهن   | روی  | تیتانیوم | نیکل  | سیلیسیم |
|-----------|--------|-------|--------|-------|------|----------|-------|---------|
| ۹۹/۱۴۶۴   | ۰/۰۶۹  | ۰/۰۲۲ | ۰/۰۱۲۶ | ۰/۵۵۱ | ۰/۰۱ | ۰/۰۰۵    | ۰/۰۰۱ | ۰/۱۸۳   |

روی زیرلایه آلومینیوم اعمال کرد، پوشش‌های اکسید فلزی و هیبریدی آلی- معدنی است [۱]. پوشش‌های اکسیدی سل- ژل مانند سیلیکا [۱۵] و سیلیکا-زیرکونیا [۱۶] روی زیرلایه آلومینیوم و تیتانیا- سریا [۱۷] و سیلیکا- تیتانیا [۱۸] روی دیگر زیرلایه‌های فلزی، خواص حفاظتی عالی، پایداری شیمیایی و مقاومت به خوردگی بالایی در محیط‌های خورنده از خود نشان می‌دهند.

هدف از این مطالعه، تولید پوشش اکسیدهای فلزی مخلوط  $Al_2O_3/MgO/TiO_2$  به روش سل- ژل روی زیرلایه آلومینیوم و بررسی اثر نسبت مولی واکنشگرها و عملیات گرمایی روی عملکرد خوردگی این پوشش در محلول کلرید سدیم ۳/۵ درصد است.

## ۲- روش آزمایشگاهی

### ۲-۱- آماده‌سازی زیرلایه آلومینیوم AA1100

نمونه‌های مورد استفاده در این مطالعه از آلومینیوم ۱۱۰۰ با ترکیب شیمیایی مطابق با جدول (۱) و با ابعاد  $۳ \times ۱/۳ \times ۰/۳$  سانتی‌مترمکعب تهیه شدند. برای به‌دست آوردن سطحی صاف و مناسب برای چسبندگی بهتر پوشش، سطح نمونه‌های آلومینیوم با سنباده ۴۰۰۰ پرداخت شد. پس از صاف و یکنواخت شدن سطح، نمونه‌ها شسته و خشک شدند. در مرحله بعد، نمونه‌ها به‌مدت ده دقیقه در حمام اولتراسونیک با محلول NaOH ۱۰ درصد قرار گرفتند. پیش از قرار دادن نمونه‌ها در محلول سل، آن‌ها با آب مقطر شستشو و به‌طور کامل خشک شدند [۱۴].

### ۲-۲- آماده‌سازی سل‌ها

سل‌های  $S_1$  و  $S_2$  به‌ترتیب با دو نسبت مولی از  $Al:Mg:Ti$  برابر با ۵:۱:۳ و ۲/۵:۳:۴ تهیه شدند. جهت تهیه سل  $S_1$  با نسبت

مولی ۵:۱:۳  $Al:Mg:Ti$ ، ابتدا ۵ میلی‌مول نیترات آلومینیوم در ۶۰ میلی‌لیتر اتانول به‌مدت ۵ دقیقه حل شد. سپس ۳ میلی‌مول ایزوپروپوکساید تیتانیوم به محلول اضافه و به‌مدت ۳۰ دقیقه هم زده شد. پس از آن، ۰/۳ میلی‌لیتر استیل استون برای پایداری سل به محلول بالا اضافه و کل محلول به‌مدت یک ساعت مخلوط شد (محلول ۱). سپس در ارلنی جداگانه، ۱ میلی‌مول نیترات منیزیم در ۲۰ میلی‌لیتر اتانول حل و تا انحلال کامل به آن زمان داده شد (محلول ۲). در نهایت محلول ۱ و ۲ با هم مخلوط شد. پس از اضافه کردن ۰/۴ میلی‌لیتر اسید نیتریک به محلول، محلول به‌مدت یک ساعت هم زده و سل نهایی در بشر سر بسته‌ای قرار گرفت [۱۹].

برای تهیه سل  $S_2$  با نسبت مولی متفاوت  $Al:Mg:Ti = ۲/۵:۳:۴$  نیز دقیقاً به روش بالا عمل شد [۱۹].

### ۲-۳- فرایند پوشش‌دهی به روش غوطه‌وری

برای انجام فرایند غوطه‌وری از دستگاه dip coating استفاده شد که نمونه‌ها را با سرعت تقریبی ۱ میلی‌متر بر ثانیه به شکل عمودی وارد سل و با همان سرعت خارج می‌نمود. عمل خارج‌سازی نمونه‌ها چهار بار متوالی در طی غوطه‌وری نمونه‌ها در محلول سل تکرار شد. نمونه‌های پوشش داده شده در آن و در دمای ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۱ ساعت خشک [۲۰] و در دمای ۴۵۰ سانتی‌گراد به‌مدت ۲ ساعت در کوره آنیل شدند [۱۴]. آهنگ گرمایش کوره روی ۱۰ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه تنظیم شد.

### ۲-۴- مشخصه‌یابی نمونه‌ها

مورفولوژی پوشش اکسیدهای فلزی مخلوط  $Al_2O_3/TiO_2/MgO$  قبل و بعد از عملیات گرمایی به وسیله

دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل CamScan 2300 MV با منبع تأمین الکترون کاتد گرم توسط رشته تنگستنی مورد ارزیابی قرار گرفت. پس از قرار دادن نمونه در داخل دستگاه، در شرایط خلاء در ولتاژ ۱۵ کیلو ولت با آشکارسازی الکترون‌های ثانویه و الکترون‌های برگشتی تصاویر میکروسکوپی از سطح پوشش با بزرگ‌نمایی مختلف تهیه شد. برای شناسایی فازها در پوشش‌های اکسیدهای فلزی مخلوط  $Al_2O_3/MgO/TiO_2$  قبل و بعد از عملیات گرمایی، آزمایش پراش پرتو ایکس بر روی نمونه‌های پوشش داده شده انجام گرفت. برای این منظور از دستگاه پراش سنجی پرتو ایکس مدل D8 Bruker ساخت شرکت آلمان با هدف مسی و فیلتر نیکلی استفاده شد. در این دستگاه اشعه ایکس با طول موج  $0.154$  نانومتر، ولتاژ  $40$  کیلو ولت و جریان  $40$  میلی آمپر در بازه  $20$  تا  $70$  درجه با سرعت  $0.1^\circ/s$  درجه بر ثانیه مورد استفاده قرار گرفت. فازشناسی الگوهای پراش سنجی پرتو ایکس نیز توسط نرم‌افزار X Pert HighScore نسخه 1.0d انجام شد.

تحلیل FTIR روشی سودمند برای شناسایی ترکیبات آلی و گروه‌های عاملی آن‌ها است. از این روش برای تعیین طول موج‌های مختلف نور پیوندهای شیمیایی استفاده می‌شود. این تحلیل برای هر ماده‌ای طول موج متفاوتی را ارائه می‌دهد. بررسی‌های FTIR سل‌ها با دستگاه مدل TENSOR 27 ساخت کشور آلمان انجام شد.

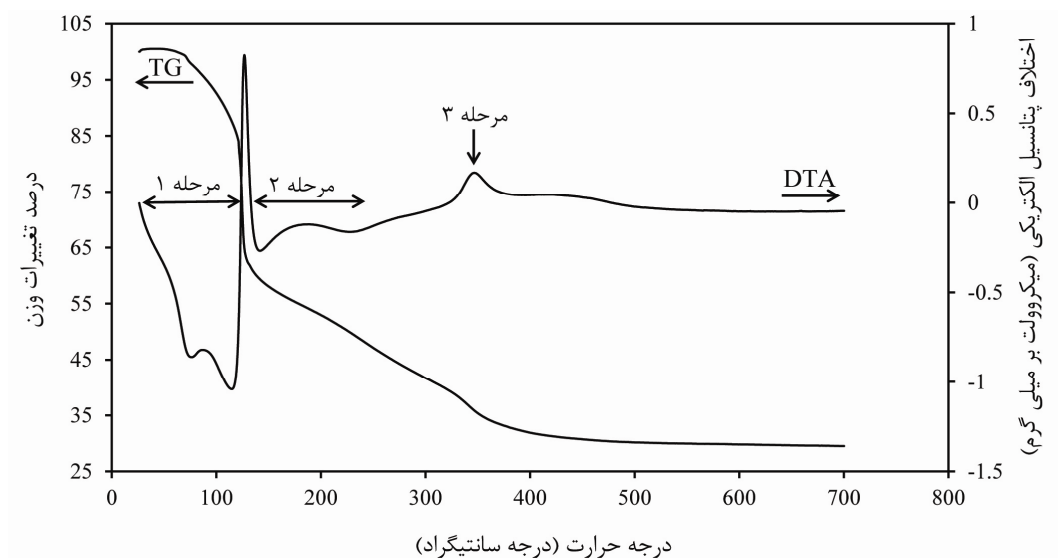
مطالعه رفتار گرمایی و تحولات فازی نمونه‌های پوشش یافته حین عملیات گرمایی آنیل، با استفاده از دستگاه TG-DTA مدل PC Luxx 409 ساخت کشور آلمان انجام پذیرفت. این دستگاه به‌طور همزمان تحلیل‌های گرمایی افتراقی، DTA و تغییرات وزن، TG را برای تعیین دمای تحول فازها نشان می‌دهد. پس از تهیه سل‌ها، نمونه‌ها خشک و به پودر تبدیل شدند و سپس با نرخ گرمایش  $2^\circ C/min$  درجه بر دقیقه از دمای محیط تا دمای  $700^\circ C$  درجه سانتی‌گراد مورد تحلیل قرار گرفتند. برای ارزیابی خواص خوردگی نمونه‌های آلومینیم پوشش یافته با اکسید فلزی مخلوط  $Al_2O_3/TiO_2/MgO$  با نسبت‌های مولی

متفاوت و بررسی تأثیر عملیات گرمایی، آزمون طیف‌نگاری امپدانس الکترو شیمیایی انجام شد. در این آزمون از دستگاه پتانسیواستات/گالوانواستات مدل M263A محصول شرکت EG&G و یک تحلیل کننده پاسخ فرکانس در محدوده فرکانس  $100$  کیلو هرتز تا  $10$  میلی هرتز و با دامنه  $10$  میلی‌ولت حول پتانسیل مدار باز استفاده شد. محلول  $3/5$  درصد کلرید سدیم در دمای محیط، الکتروود مرجع الکتروود کالومل فوق اشباع (SCE) و الکتروود کمکی پلاتین و زیرلایه فلزی پوشش داده شده به‌عنوان الکتروود کاری در نظر گرفته شد. در این آزمون یک سانتی‌مترمربع از سطح مقطع نمونه‌ها در معرض محیط خورنده قرار گرفت و بقیه قسمت‌های آن کاملاً با اپوکسی پوشانده شد. همچنین نمونه‌ها به‌مدت  $6$  ساعت در محلول کلرید سدیم غوطه‌ور شدند تا به حالت پایدار برسند. از نرم‌افزار ZSimpWin 3.22 به‌منظور تحلیل نتایج طیف‌نگاری امپدانس الکترو شیمیایی استفاده شد.

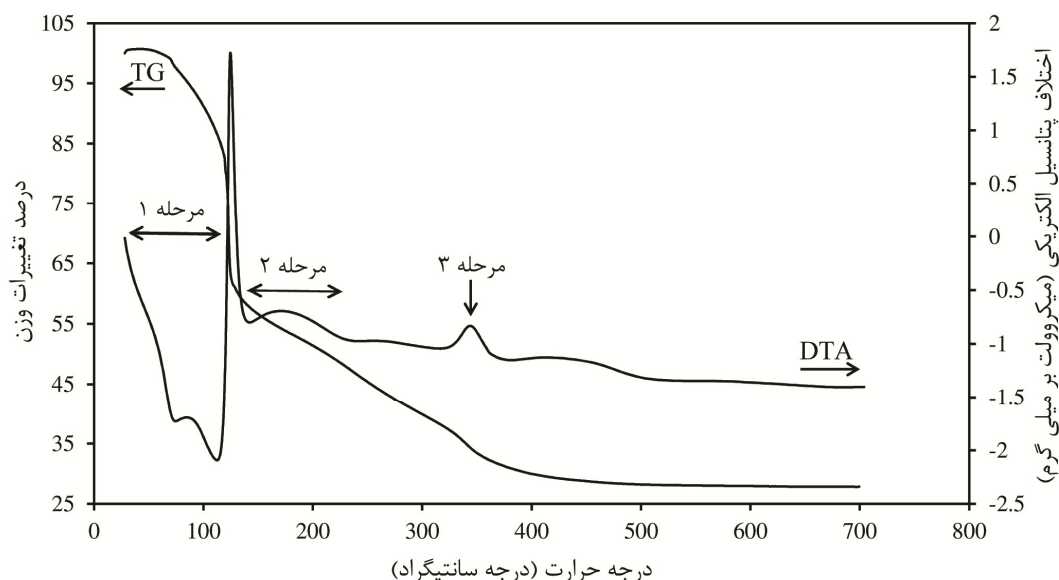
### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- تحلیل گرمایی TG-DTA

با توجه به شکل‌های (۱) و (۲)، رفتار حرارتی پودرهای بدست آمده از سل  $S_1$  و  $S_2$  را می‌توان با استفاده از نتایج حاصل از آنالیز حرارتی TG-DTA مورد ارزیابی قرار داد. در هر دو شکل، تجزیه حرارتی پودرهای بدست آمده در دماهای کمتر از  $400^\circ C$  درجه سانتیگراد سه مرحله دارد و روند مشابهی را نشان می‌دهند. نمودارها نشان می‌دهند که مرحله اول کاهش وزن از دمای  $30^\circ C$  تا  $120^\circ C$  درجه سانتیگراد مطابق با فرآیند گرماگیر تدریجی به حذف آب و الکل جذب شده به طور فیزیکی مربوط می‌شود که با کاهش وزنی  $35$  درصد در منحنی TG همراه است. مرحله دوم در محدوده دمایی  $150^\circ C$  تا  $250^\circ C$  درجه سانتیگراد می‌تواند مربوط به واکنش گرمای ناشی از تجزیه و سوختن ترکیبات آلی و مواد آلی تشکیل شده در حین فرآیند تولید باشد که با کاهش وزنی  $10$  درصد همراه است. مرحله سوم از  $320^\circ C$  تا  $370^\circ C$  درجه



شکل ۱- نتایج حاصل از تست تحلیل گرمایی TG-DTA برای پودر به دست آمده از سل S<sub>1</sub>.



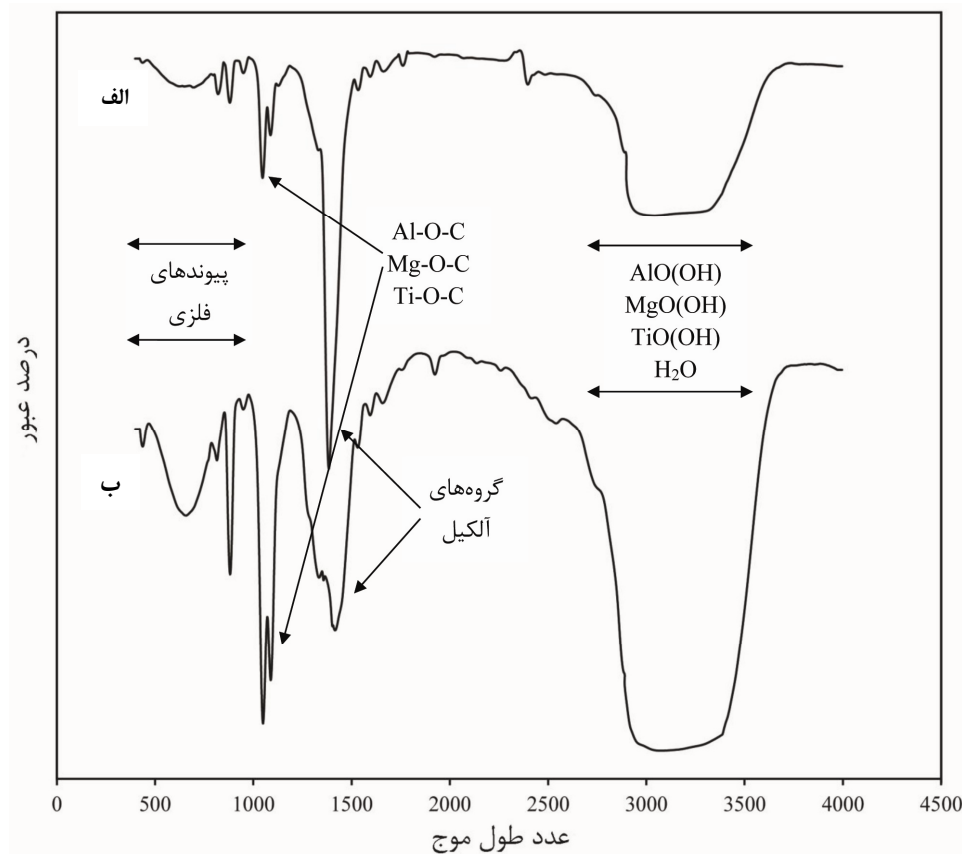
شکل ۲- نتایج حاصل از تست آنالیز حرارتی TG-DTA برای پودر به دست آمده از سل S<sub>2</sub>.

گرمایگر واضحی در نمودار مشاهده نمی‌شود [۲۱-۲۲]. طبق نتایج تست TG-DTA هر دو نمونه پودر S<sub>1</sub> و S<sub>2</sub> خواص آلیاژ آلومینیم (دماهای عملیاتی حرارتی بالا میکرو ساختار اولیه آلومینیم را تغییر می‌دهند)، دمای ۴۵۰ درجه سانتیگراد را به عنوان دمای مناسب عملیاتی حرارتی انتخاب گردید تا اثر آن را روی خواص خوردگی پوشش سل - ژل  $Al_2O_3/TiO_2/MgO$  اعمال شده روی زیرلایه آلومینیم بررسی شود.

سانتیگراد که با یک پیک گرما زا در ۳۴۷ درجه سانتیگراد مشخص شده، احتمالاً مربوط به شکستن لیگاندهای کمپلکس حاصل از پیوندهای استیل استون و حذف آنها از سیستم و همچنین تغییر فاز ساختار از آمورف به کریستالی می‌باشد. در منحنی DTA کلیه ترکیبات آلی و کمپلکس‌های تشکیل شده در حین فرآیند قبل از ۴۰۰ درجه سانتیگراد تجزیه و از سیستم خارج می‌شوند تا جایی که بعد از دمای ۴۰۰ درجه سانتیگراد هیچگونه پیک گرما زا یا

## جدول ۲- معرفی نمونه‌های آماده شده برای انجام آزمایش‌ها.

|         |                                                            |
|---------|------------------------------------------------------------|
| نمونه ۱ | زیرلایه آلومینیم پوشش‌یافته در سل $S_1$ بدون عملیات گرمایی |
| نمونه ۲ | زیرلایه آلومینیم پوشش‌یافته در سل $S_2$ بدون عملیات گرمایی |
| نمونه ۳ | زیرلایه آلومینیم پوشش‌یافته در سل $S_1$ عملیات گرمایی شده  |
| نمونه ۴ | زیرلایه آلومینیم پوشش‌یافته در سل $S_2$ عملیات گرمایی شده  |

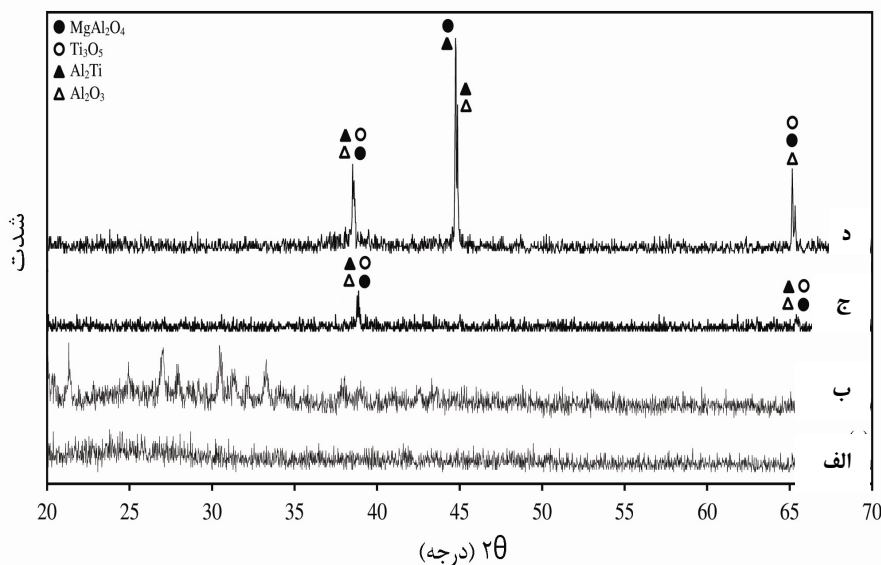


شکل ۳- نمودار حاصل از تحلیل FTIR (الف) سل  $S_1$  و (ب) سل  $S_2$ .

## ۲-۳- تحلیل FTIR

O-C و Ti-O-C است. حضور پیک‌های زیر  $1000\text{ cm}^{-1}$  به علت پیوندهای فلزی مثل Mg-O، Ti-O، Al-O و یا پیوندهای Al-O-Mg، Al-O-Ti، Mg-O-Ti است. تفاوت در شدت پیک‌های سل  $S_1$  و  $S_2$  نیز به علت متفاوت بودن تعداد پیوندها و گروه‌های هیدروکسیل و آلکیل به علت تفاوت در نسبت مولی واکنش‌گرها در سل  $S_1$  و  $S_2$  است [۲۱ و ۲۳]. از این پس به منظور انجام سایر آزمایشات نمونه‌های تهیه شده طبق جدول (۲) نام گذاری می‌شوند.

نتایج بررسی سل‌های  $S_1$  و  $S_2$  با استفاده از تست FTIR در شکل (۳) آمده است. هر دو نمودار روند مشابهی دارند. محدوده پیک از  $2800\text{ cm}^{-1}$  تا  $3500\text{ cm}^{-1}$  دلالت بر حضور گروه‌های هیدروکسیل مثل AlO(OH)، MgO(OH) و TiO(OH) و همچنین آب باقی‌مانده در ساختار سل است. پیک بعدی تقریباً در  $1400\text{ cm}^{-1}$  دلالت بر حضور گروه‌های آلکیل است. پیک ایجاد شده در  $1050\text{ cm}^{-1}$  نشان‌دهنده پیوندهای Mg-Al-O-C در



شکل ۴- نتایج آزمون پراش پرتو ایکس نمونه‌های آلومینیم پوشش‌یافته در سل  $S_1$  قبل و بعد از عملیات گرمایی (ب و د) و نمونه‌های آلومینیم پوشش‌یافته در سل  $S_2$  قبل و بعد از عملیات گرمایی (الف و ج).

### ۳-۳- آزمون پراش اشعه ایکس

شکل (۴) نتایج آزمون پراش پرتو ایکس را برای زیرلایه آلومینیم پوشش‌یافته در سل  $S_1$  و  $S_2$  قبل و بعد از عملیات گرمایی نشان می‌دهد. بازه تغییرات زاویه در این طیف‌سنجی از ۲۰ تا ۷۰ درجه است. با انجام عملیات گرمایی پیک‌ها در نمودارها ظاهر و شدتشان بیشتر و تیزتر می‌شوند که علت آن تغییر ریز ساختار از غیربلوری به بلوری است. نتایج XRD نشان می‌دهد که هر دو پوشش عملیات گرمایی نشده، غیربلوری هستند، اما پوشش‌های عملیات گرمایی شده در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد ساختار بلوری دارند و فازهای  $MgAl_2O_4$ ،  $Ti_3O_5$ ،  $Al_2O_3$  و  $Al_2Ti$  تشکیل می‌شوند. همچنین شدت پیک‌های ظاهر شده برای زیرلایه آلومینیم پوشش‌یافته در سل  $S_1$  بیشتر از شدت پیک‌های زیرلایه آلومینیم پوشش‌یافته در سل  $S_2$  است. تغییر ساختار پوشش  $Al_2O_3/MgO/TiO_2$  از غیربلوری به بلوری را نتایج XRD و TG-DTA تأیید می‌کنند.

### ۳-۴- بررسی رفتار خوردگی

#### ۳-۴-۱- آزمون طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی

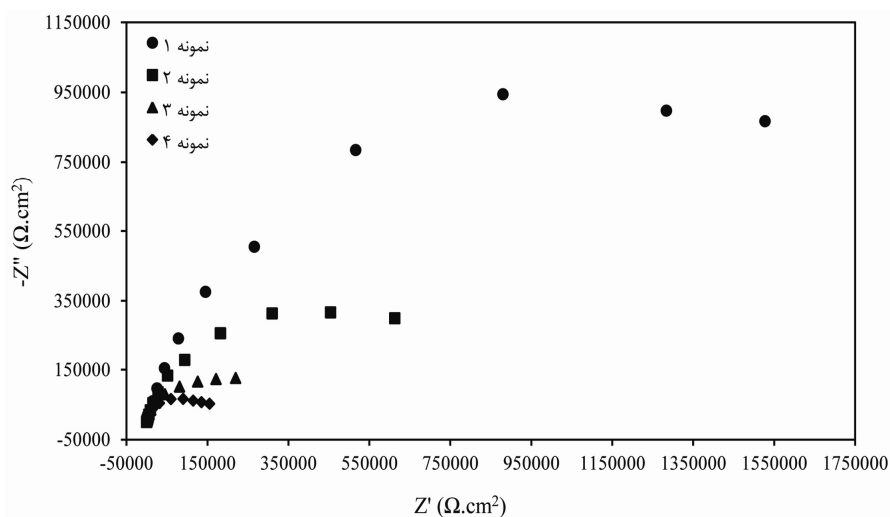
شکل‌های (۵)، (۶) و (۷) به ترتیب منحنی‌های نایکوئیست،

بد و بد- فاز نمونه‌های آلومینیم پوشش‌یافته در سل  $S_1$  و  $S_2$  را قبل و بعد از عملیات گرمایی در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم نشان می‌دهند. طبق داده‌های EIS<sup>۲</sup> که در جدول (۳) مرتب شده است، نمونه پوشش‌یافته در سل  $S_1$  بدون عملیات گرمایی (نمونه ۱) بهترین مقاومت به خوردگی را نسبت به نمونه پوشش‌یافته در سل  $S_2$  بدون عملیات گرمایی (نمونه ۲) دارد و نمونه‌های پوشش‌یافته در سل  $S_1$  و  $S_2$  عملیات گرمایی شده (نمونه‌های ۳ و ۴) به ترتیب بعد از نمونه‌های ۱ و ۲ رتبه‌بندی شده‌اند. ساختار غیربلوری به دست آمده در نمونه ۱ هدایت یونی و عیوب ساختاری کم‌تری دارد.

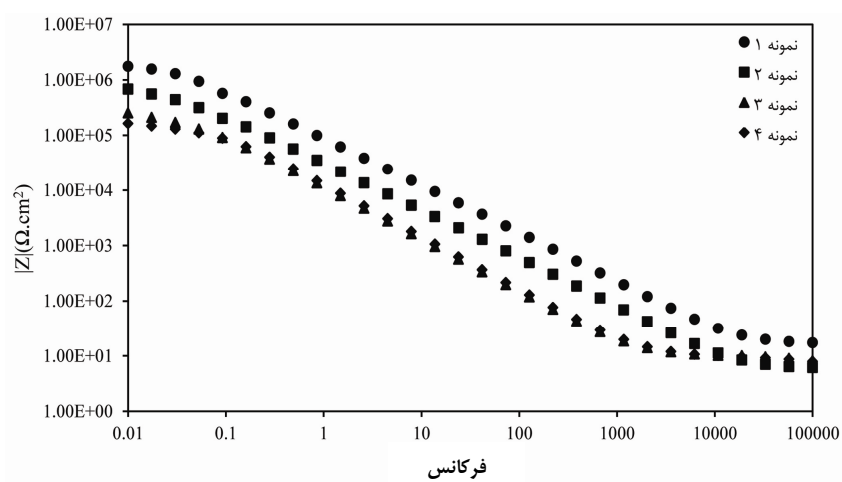
در شکل (۸) مدار معادل شبیه‌سازی شده توسط نرم‌افزار ZsimpWin برای نمونه‌های آلومینیم پوشش‌یافته مشاهده می‌شود. این مدار معادل، سیستم الکتروشیمیایی را نشان می‌دهد که در آن زیرلایه آلومینیم با پوشش اکسیدی عایق در حال خورده شدن است. اجزاء الکتریکی و امپدانس معادل این مدار به شرح زیر است:

$R_s$  مقاومت محلول الکترولیت است و امپدانس مقاومت خالص به صورت رابطه (۱) است:

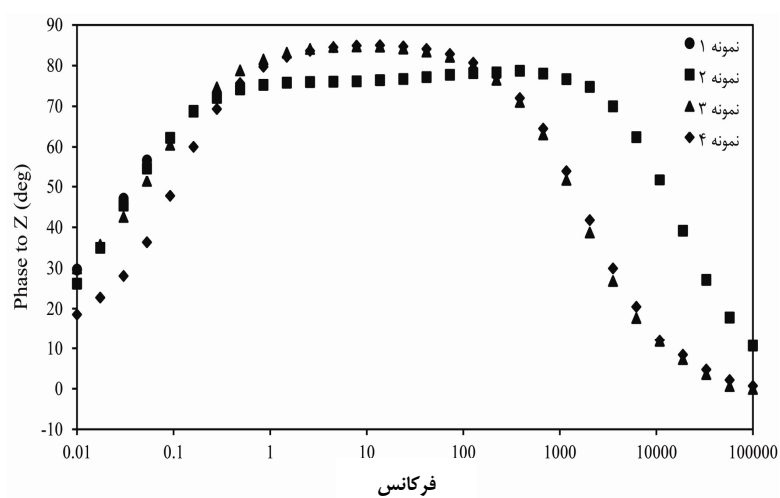
$$Z_R = R \quad (1)$$



شکل ۵- منحنی‌های نایکوئیست نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴ در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم.



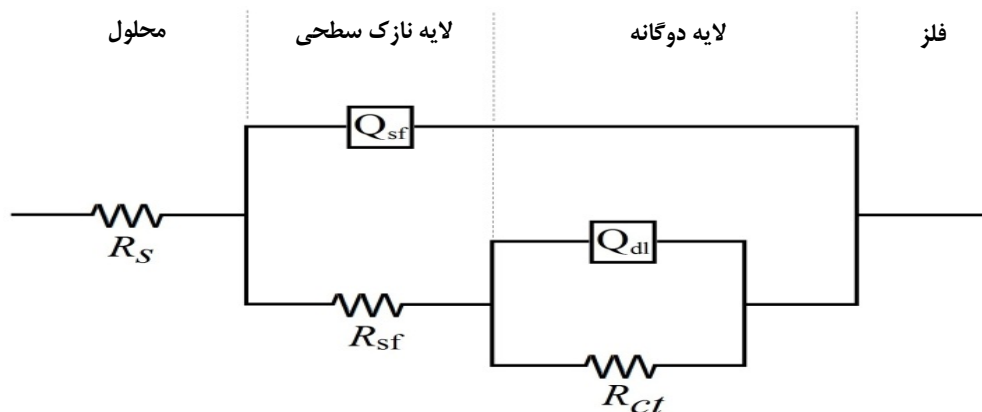
شکل ۶- منحنی‌های بد نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴ در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم.



شکل ۷- منحنی‌های بد-فاز نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴ در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم.

جدول ۳- نتایج حاصل از منحنی‌های امپدانس نمونه‌های ۱، ۲، ۳ و ۴ در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم.

| Sample  | $R_s (\Omega)$ | $Y_0 Q_{sf} (\Omega^{-1} S^n)$ | $n_1 (0 < n < 1)$ | $R_{sf} (\Omega)$ | $Y_0 Q_{dl} (\Omega^{-1} S^n)$ | $n_2 (0 < n < 1)$ | $R_p (\Omega)$ | $X^2$    |
|---------|----------------|--------------------------------|-------------------|-------------------|--------------------------------|-------------------|----------------|----------|
| نمونه ۱ | ۹/۱۲           | ۱/۵۱۵E-۶                       | ۰/۹۱۴۳            | ۷/۷۰۵E۳           | ۹/۰۸۰E-۷                       | ۰/۷۳۳۶            | ۱/۳۶۰E۶        | ۱/۱۱۵E-۳ |
| نمونه ۲ | ۳/۲۲           | ۴/۲۷۹E-۶                       | ۰/۹۱۴۵            | ۲/۶۶۷E۳           | ۲/۵۸۳E-۶                       | ۰/۷۳۳۲            | ۴/۷۹۵E۵        | ۲/۶۹۱E-۳ |
| نمونه ۳ | ۵/۳۰           | ۱/۵۳۴E-۵                       | ۰/۹۴۴۱            | ۱/۱۷۰E۳           | ۶/۶۶۸E-۵                       | ۰/۸۱۰۲            | ۱/۱۴۹E۵        | ۱/۸۹۷E-۳ |
| نمونه ۴ | ۵/۱۵           | ۱/۳۸۴E-۵                       | ۰/۹۴۵۶            | ۸/۱۱۱E۲           | ۳/۰۷۱E-۴                       | ۰/۹۵۶۴            | ۳/۰۵۷E۴        | ۲/۴۲۰E-۳ |



شکل ۸- مدار معادل الکتریکی منحنی امپدانس نمونه‌های پوشش یافته در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم.

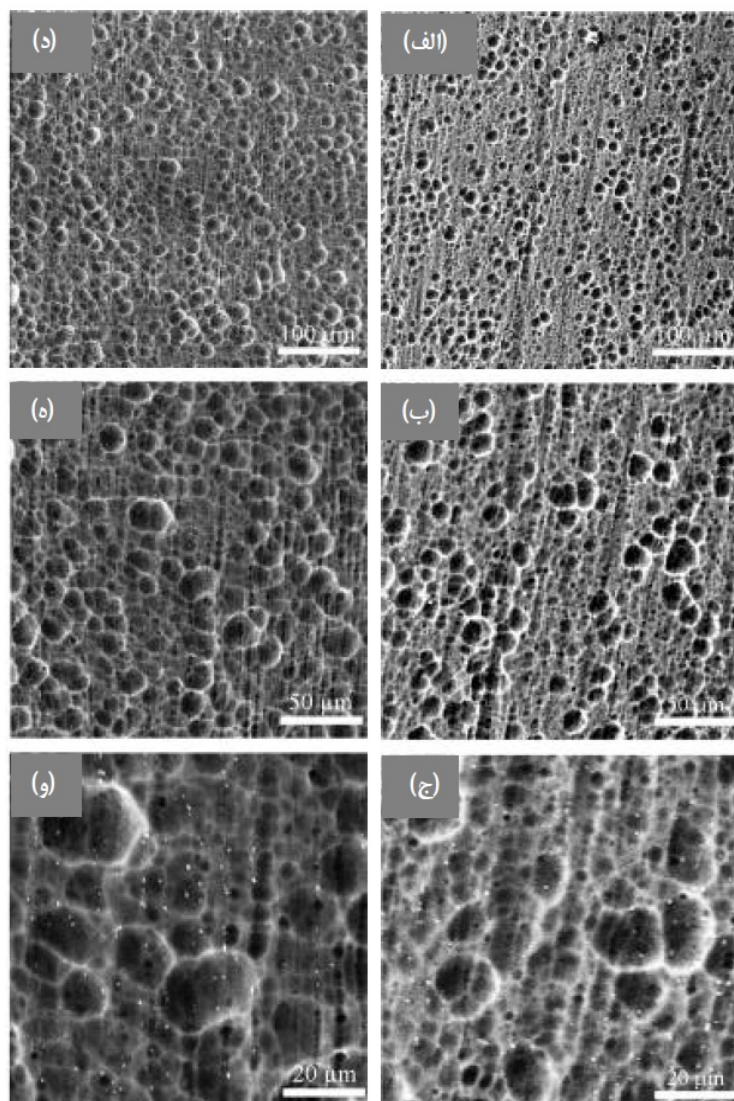
مشاهده است، شعاع منحنی نمونه پوشش یافته در سل  $S_1$  بدون عملیات گرمایی (نمونه ۱)، بسیار بزرگ‌تر از نمونه پوشش یافته در سل  $S_2$  بدون عملیات گرمایی (نمونه ۳) است که نشان دهنده مقاومت پلاریزاسیون بیش‌تر برای (نمونه ۱) است. این مطلب بیان‌گر آن است که مقاومت پلاریزاسیون با انجام عملیات گرمایی کاهش در نتیجه خوردگی افزایش می‌یابد. در مورد نمونه‌های ۲ و ۴ نیز همین موضوع صادق است. براساس اندازه‌گیری‌های EIS در جدول (۳)، مقاومت پلاریزاسیون زیرلایه آلومینیمی پوشش یافته در سل  $S_1$  قبل از عملیات گرمایی (نمونه ۱)  $1/36 \times 10^6$  اهم است، اما با اعمال عملیات گرمایی در دمای  $45^\circ$  درجه سانتی‌گراد (نمونه ۳) مقاومت پلاریزاسیون به  $1/149 \times 10^5$  اهم و برای زیرلایه آلومینیمی پوشش یافته در سل  $S_2$  قبل از عملیات گرمایی (نمونه ۲)  $4/795 \times 10^5$  اهم است. با اعمال عملیات گرمایی در دمای  $45^\circ$  درجه سانتی‌گراد (نمونه ۴) مقاومت پوشش به  $3/057 \times 10^4$  اهم می‌رسد که در هر دو مورد حدوداً

Q حالتی از عنصر فاز ثابت (CPE)<sup>۳</sup> است. هنگامی که یک رفتار ظرفیتی را نتوان به‌طور رضایت بخشی با یک خازن نشان داد که گاهی در فرایندهای خوردگی این حالت پیش می‌آید به جای خازن از یک CPE استفاده می‌شود که تابع امپدانس معادل این عنصر در رابطه (۲) تعریف می‌شود [۱۷]:

$$Z_{CPE} = \frac{1}{Y_0(j\omega)^n} \quad (2)$$

که  $Y_0$ ، ادمیتانس و  $n$  ضریب غیریکنواختی سطح و هر دو پارامترهای مستقل از فرکانس اند و  $-1 \leq n \leq 1$  است در شکل (۸).  $Q_{dl}$  عنصر فاز ثابت در لایه دوگانه،  $R_p$  مقاومت پلاریزاسیون،  $Q_{sf}$  عنصر فاز ثابت در لایه نازک اکسیدی سل ژل و  $R_{sf}$  مقاومت لایه نازک اکسیدی سل ژل هستند.

داده‌های حاصل از مدار معادل نمونه‌های پوشش یافته در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم در جدول (۳) آورده شده است. همان‌طور که در شکل (۵) منحنی‌های نایکوئیست قابل



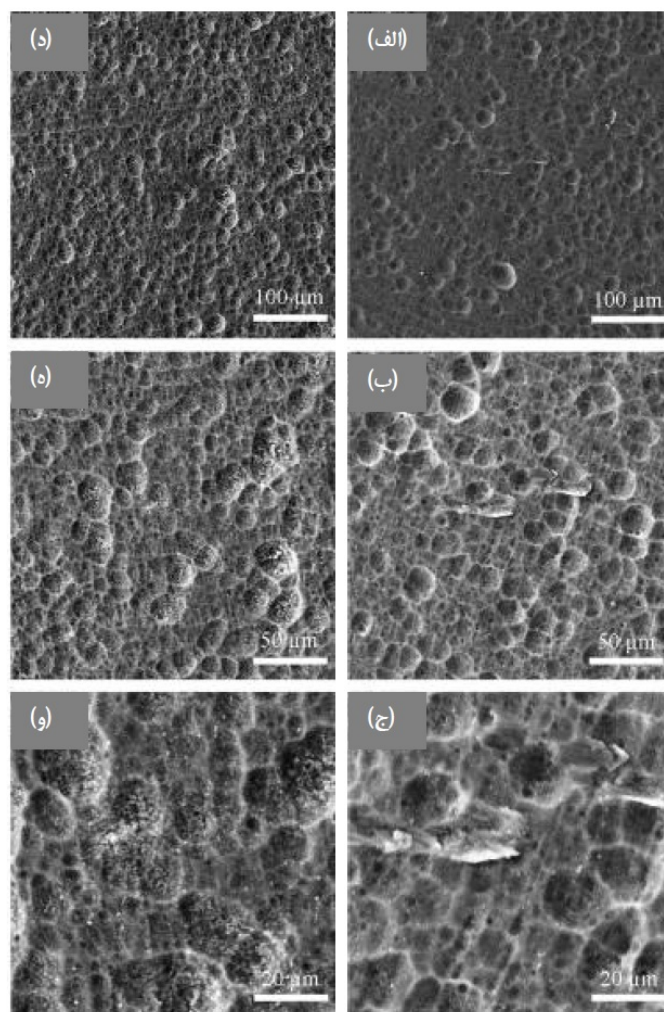
شکل ۹- تصاویر SEM نمونه‌های پوشش‌یافته در سل S<sub>1</sub> قبل از عملیات گرمایی (الف، ب، ج) و بعد از عملیات گرمایی (د، ه، و).

آلی، کشسانی مناسبی دارد و طبق نتایج XRD نیز این پوشش بلوری نیست و تنش کششی و میکرو ترک‌ها در آن حداقل است. عملیات گرمایی پوشش در ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد منجر به انتقال فازهای پوشش از غیربلوری به بلوری و حذف گروه‌های آلی شده که تنش کششی را در تشکیل ترک‌ها و تخلخل‌ها افزایش می‌دهند. هم‌چنین انبساط زیرلایه فلزی آلومینیم در طول فرایند عملیات گرمایی نقش مهمی در افزایش تنش کششی ایفا می‌کند. در مجموع ضریب انبساط گرمایی متفاوت بین پوشش سل ژل  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}/\text{TiO}_2$  و زیرلایه آلومینیم و انتقال فاز از غیربلوری به بلوری و از بین رفتن

۹۰ درصد کاهش مقاومت پلازماسیون بعد از انجام عملیات گرمایی وجود داشته است.

همان‌طور که می‌دانیم ریزساختار و مقاومت به خوردگی پوشش‌ها با انجام عملیات گرمایی تغییر می‌کند. با خشک کردن پوشش در آون در دمای ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد (پوشش غیربلوری) هنوز گروه‌های آلی در پوشش سل-ژل حضور دارند و طبق نتایج FTIR سازنده‌های آلی در حفظ کشسانی پوشش کاملاً مفید هستند. با توجه به تصاویر SEM در شکل‌های (۹) و (۱۰)، پوشش غیربلوری پوششی با دانه‌بندی ریز و تقریباً یکنواخت و هموار است که به علت حفظ گروه‌های





شکل ۱۰- تصاویر SEM نمونه‌های پوشش‌یافته در سل S<sub>2</sub> قبل از عملیات گرمایی (الف، ب، ج) و بعد از عملیات گرمایی (د، ه، و).

هم‌چنین مقاومت پلاریزاسیون زیرلایه آلومینیم پوشش‌یافته در سل S<sub>1</sub> بیش‌تر از مقاومت پلاریزاسیون زیرلایه آلومینیم پوشش‌یافته در سل S<sub>2</sub> قبل و بعد از عملیات گرمایی است. مقاومت پلاریزاسیون نمونه ۱ تقریباً سه برابر نمونه ۲ و بعد از اعمال عملیات گرمایی مقاومت پلاریزاسیون نمونه ۳ تقریباً چهار برابر نمونه ۴ است که نشان‌دهنده بهینه بودن نسبت مولی واکنشگرهای سل S<sub>1</sub> نسبت به سل S<sub>2</sub> است. این مطلب با نتایج SEM نیز قابل تأیید است و با توجه به تصاویر SEM که در شکل‌های (۹) و (۱۰) مشاهده می‌شود، نمونه‌های پوشش‌یافته در سل S<sub>1</sub> ساختاری ریزتر و یکنواخت‌تر با ناهمواری کم‌تر نسبت به نمونه‌های پوشش‌یافته در سل S<sub>2</sub> دارند که بیان‌گر ترکیب بهینه نسبت‌های مولی واکنش‌گرها در سل S<sub>1</sub> و بهتر بودن پوشش

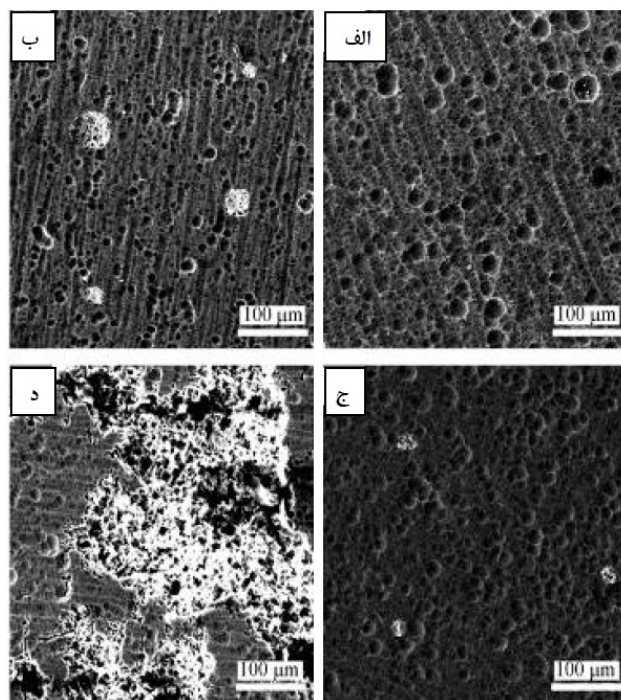
کشسانی پوشش در اثر حذف گروه‌های آلی با ایجاد تنش کششی در طول فرایند عملیات گرمایی منجر به ایجاد پوشش ناهموار، ترک‌های بسیار ریز، تخلخل‌ها و نقایص در پوشش می‌شود. بنابراین رفتار بد خوردگی نمونه‌های ۳ و ۴ را می‌توان به بلوری شدن پوشش Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/MgO/TiO<sub>2</sub>، هدایت یونی و الکترونی خوب این پوشش‌های بلوری، انبساط زیرلایه فلزی آلومینیم در طول فرایند عملیات گرمایی نسبت داد که انتقال فاز از حالت غیربلوری به بلوری همراه با تغییر حجم است و باعث ایجاد تنش و تولید ترک و نقص در پوشش می‌شود. لازم به ذکر است هر چه هدایت یونی پوشش بهتر باشد، در حین انجام تست خوردگی، جابه‌جایی و هدایت یون‌های مخرب کلر روی سطح پوشش راحت‌تر است و پوشش در معرض آسیب بیش‌تری قرار می‌گیرد [۱۷ و ۱۸].

است. بنابراین نمونه پوشش یافته در سل S2 بعد از عملیات گرمایی (نمونه ۴) نسبت به نمونه پوشش یافته در سل S1 بعد از عملیات گرمایی (نمونه ۳) ناهموارتر و پر از ترک و تخلخل است. همین امر موجب نفوذ بیش تر محلول الکترولیت در پوشش، افزایش ظرفیت لایه دوگانه و در نتیجه افزایش ناگهانی ادمیتانس می شود به طوری که در نمونه ۴ بیشترین مقدار خوردگی مشاهده می شود. به طور کلی مقدار ادمیتانس و مقاومت پلاریزاسیون نماینده توانایی پوشش برای حفاظت از زیرلایه در برابر خوردگی است. مقادیر بالای مقاومت پلاریزاسیون و مقادیر کم ادمیتانس، بهترین خواص امپدانس اند که به ترتیب نمونه های ۱، ۲، ۳ و ۴ دارای این خصوصیات اند [۱۷ و ۲۳].

همان طور که در شکل های (۶) و (۷) منحنی های بد قابل مشاهده است، سه منطقه فرکانس متفاوت نسبت به امپدانس ( $Z$ ) و زاویه فاز مشاهده می کنیم. منطقه فرکانس های بالا (بیش تر از ۱۰۰۰ هرتز) خواص الکترو د مرجع و مقاومت محلول، منطقه فرکانس میانی (۱۰۰۰-۱ هرتز) رفتار ظرفیتی و منطقه با فرکانس پایین (کم تر از یک هرتز) مقدار بار انتقالی در فصل مشترک محلول/پوشش را نشان می دهد. در شکل (۷)، نمونه ۱ و ۲ یک رفتار پهن ظرفیتی با زاویه فاز ۷۵ درجه در منطقه فرکانس میانی دارند که این رفتار ظرفیتی نشان دهنده خواص عایقی مطلوب پوشش و خوردگی کم تر آن ها است. در حالی که نمونه های ۳ و ۴ در این منطقه فرکانس، رفتار ظرفیتی از خود نشان نمی دهند و می تواند دلیلی بر خوردگی بیش تر آن ها باشد. هم چنین با استفاده از اندازه گیری زاویه فاز در منطقه فرکانس های پایین برای نمونه های ۱ و ۲ که رفتار ظرفیتی از خود نشان داده اند، می توان تراکم پوشش را تخمین زد. بنابراین نمونه ۱ با بیشترین زاویه فاز (۳۰ درجه) دارای بهترین تراکم پوشش و کم ترین مقدار خوردگی است [۲۳].

شکل (۱۱) نیز تصاویر SEM بعد از آزمون خوردگی را نشان می دهد، این تصاویر بیان گر این است که پوشش به طور قابل ملاحظه ای مانع از خوردگی فلز در محلول کلرید سدیم شده است. هم چنین نمونه های پوشش یافته در سل S1 (هم غیربلوری و هم عملیات گرمایی شده، نمونه ۱ و نمونه ۳) مقدار خوردگی کم تری

نسبت به نمونه های پوشش یافته در سل S2 (هم غیربلوری و هم عملیات گرمایی شده، نمونه ۲ و نمونه ۴) دارند، به طوری که کم ترین مقدار خوردگی را نمونه ۱ و بیش ترین خوردگی و تعداد حفرات را نمونه ۴ دارد. این پوشش ها از دیدگاه مقاومت به حفره دار شدن نیز قابل بررسی اند. به طور کلی خوردگی حفره ای در آلیاژهای آلومینیوم فرایند پیچیده ای دارد که می تواند توسط فاکتورهای مثل pH، دما، نوع آنیون مخرب موجود در محلول و یا خصوصیات فیزیکی - شیمیایی لایه پسیو تحت تأثیر قرار گیرد. جذب سطحی یون های مهاجم مثل کلرید و نفوذ و تجمع آن ها در نقایص به عنوان یکی از فاکتورهای اساسی خوردگی حفره ای محسوب می شود. خوردگی حفره ای در نتیجه فرایند هیدرولیز که باعث کاهش موضعی pH در برخی نقاط می شود، گسترش می یابد و به نوبه خود از فرایند پسیو شدن مجدد سطح جلوگیری می کند. اساساً مدت زمان لازم برای آغازش حفره وابسته به حالت اولیه اکسید سطحی، ضخامت و ساختار لایه اکسیدی و وجود نقایص است. افزایش پتانسیل اعمالی توسط دستگاه پتانسیواستات به سمت مقادیر مثبت تر و در نتیجه آن، بالا رفتن غلظت یون های مهاجم در مناطق سطحی مستعد به حفره دار شدن، منجر به تشکیل حفره و افزایش سرعت رشد حفره ها می شود. از اینرو، یون های کلراید به داخل شبکه اکسیدی نفوذ می کنند. جایگزین شدن یون کلراید با یون اکسیژن درون شبکه اکسیدی با افزایش غلظت جاهای خالی یون آلومینیوم در شبکه کاتیونی، باعث کاهش مقاومت لایه نازک در برابر انتقال بار یونی می شود. از طرف دیگر، در طول فرایند تشکیل حفره، جذب و نفوذ یون های کلر در ساختار اکسیدی با افزایش هدایت محیط بیشتر می شود که این فرایند در نقایص و عیوب اکسید اتفاق می افتد. با ایجاد پوشش اکسیدهای فلزی مخلوط  $Al_2O_3/MgO/TiO_2$  روی زیرلایه آلومینیوم دسترسی یون مخرب کلراید به سطح کمتر می شود و باعث می گردد زمان آغازش حفره در سطح با تأخیر بیشتر و هم چنین سرعت رشد کمتری رخ دهد که در نهایت باعث افزایش مقاومت به خوردگی نمونه های دارای پوشش می شود که این امر در نمونه ۱ مشهود است. از طرف دیگر، انجام عملیات گرمایی منجر به پوششی ناهموار و متخلخل با ترک های بسیار ریزی می شود و



شکل ۱۱- تصاویر SEM بعد از آزمون خوردگی نمونه‌های پوشش‌یافته در سل  $S_1$  قبل از عملیات گرمایی (الف) و بعد از عملیات گرمایی (ب)، نمونه‌های پوشش‌یافته در سل  $S_2$  قبل از عملیات گرمایی (ج) و بعد از عملیات گرمایی (د).

به‌طوری‌که در نمونه پوشش داده شده در سل  $S_1$  با نسبت مولی  $(Al:Mg:Ti = 5:1:3)$  بدون عملیات گرمایی کمترین مقدار خوردگی و در نمونه پوشش داده شده در سل  $S_2$  با نسبت مولی  $(Al:Mg:Ti = 2/5:3:4)$  و عملیات گرمایی شده بیشترین مقدار خوردگی مشاهده می‌شود. به عبارتی دیگر، با عملیات گرمایی پوشش و بلوری کردن آن، هدایت یونی و الکترونی پوشش افزایش می‌یابد و در نتیجه انتقال یون مخرب کلراید روی سطح پوشش بیشتر و باعث افزایش نرخ خوردگی می‌شود.

### تشکر و قدردانی

با تشکر و سپاس از دانشکده علوم و فن‌آوری‌های نوین و گروه مهندسی مواد دانشگاه تحصیلات تکمیلی صنعتی و فن‌آوری پیشرفته کرمان که در انجام آزمایشات همکاری کردند.

دسترسی یون مخرب کلرید به سطح بیش‌تر و باعث کاهش مقاومت به خوردگی پوشش‌ها و ایجاد حفره‌های بیش‌تر می‌شود [۲۴-۲۵].

### ۴- نتیجه‌گیری

اعمال پوشش اکسیدهای فلزی مخلوط  $Al_2O_3/MgO/TiO_2$  روی زیرلایه آلومینیم AA1100 به روش سل-ژل با موفقیت انجام شد. عملیات گرمایی پوشش منجر به انتقال فازهای پوشش از غیربلوری به بلوری، انبساط زیرلایه فلزی آلومینیم، حذف گروه‌های آلی و از بین رفتن موم‌سانی پوشش شده که تنش کششی را در تشکیل ترک‌ها، تخلخل‌ها و نواقص افزایش می‌دهد و لذا پوششی ناهموار با ترک‌های بسیار ریز ایجاد می‌شود. با افزایش تخلخل‌ها و ترک‌ها روی سطح نمونه آلومینیمی پوشش‌یافته، نفوذ الکترولیت در فصل مشترک پوشش/زیرلایه افزایش می‌یابد که در نتیجه باعث کاهش مقاومت به خوردگی پوشش می‌شود.

### واژه نامه

1. fourier transform infrared
2. electro chemical impendence spectroscopy
3. constant phase element

- Wang D., Bierwagen G.P., "Sol-Gel Coatings on Metals for Corrosion Protection," *Progress in Organic Coatings*, Vol. 64, pp. 327-338, 2009.
- Tantirungrotechai J., Chotmongkolsap P., Pohmakotr M., "Synthesis, Characterization and Activity in Transesterification of Mesoporous Mg-Al Mixed-Metal Oxides," *Microporous and Mesoporous Materials*, Vol. 128, pp. 41-47, 2010.
- Niederberger M., Pinna N., "Metal Oxide Nanoparticles in Organic Solvents", Springer, Dordrecht Heidelberg London, pp. 8-14, 2009.
- Makgae M.E., Klink M.J., Crouch A.M., "Performance of Sol-Gel Titanium Mixed Metal Oxide Electrodes for Electro-Catalytic Oxidation of Phenol", *Applied Catalysis B: Environmental*, Vol. 84, pp. 659-666, 2008.
- Mohammadi M.R., Fray D.J., "Synthesis and Characterization of Nanosized TiO<sub>2</sub>-ZrO<sub>2</sub> Binary System Prepared by an Aqueous Sol-Gel Process: Physical and Sensing Properties," *Sensors and Actuators*, Vol. 155, pp. 568-576, 2011.
- Baker P.G.L., Sanderson R.D., Crouch A.M., "Sol-Gel Preparation and Characterization of Mixed Metal Tin Oxide Thin Films", *Thin Solid Films*, Vol. 515, pp. 6691-6697, 2007.
- Fallet M., Mahdjoub H., Gautier B., Bauer J.P., "Electrochemical Behavior of Ceramic Sol-Gel Coating on Mild Steel", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 293-295, pp. 527-533, 2001.
- Vaghari H., Sadeghian Z., Shahmiri M., "Investigation on Synthesis, Characterization and Electrochemical Properties of TiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanocomposite Thin Film Coated on 316L Stainless Steel", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 205, pp. 5414-5421, 2011.
- Brinker C.J., Hurd A.J., Shunrk P.R., Frye G.C., "Review of Sol-Gel Thin Film Formation", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 147, pp. 424-436, 1992.
- Zhang S., Zhu Y.F., Brodic D.Z., "Photoconducting TiO<sub>2</sub> Prepared by Spray Pyrolysis Using TiCl<sub>4</sub>," *Thin Solid Films*, Vol. 213, pp. 265-270, 1992.
- Khaleel A., Shehadi I., Al-Shamisi M., "Structural and Textural Characterization of Sol-Gel Prepared Nanoscale Titanium-Chromium Mixed Oxides", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 356, pp. 1282-1287, 2010.
- Phani A.R., Santucci S., "Structural Characterization of Iron Titanium Oxide Synthesized by Sol-Gel Spin-Coating Technique", *Materials Letters*, Vol. 50, pp. 240-245, 2001.
- Koch C.C., "Nanostructured Materials Processing, Properties and Potential Applications", Noyes Publication, pp. 20-22, 2002.
- Raj B., Mudali U.K., Rangarajan S., "Corrosion Prevention and Control", Alpha Science International Ltd, Oxford, U.K, pp. 118-126, 2009.
- Thim G.P., Oliveria M.A.S., Oliveria E.D.A., Melo F.C.L., "Sol-Gel Silica Film Preparation from Aqueous Solutions for Corrosion Protection", *Non-Crystalline Solids*, Vol. 273, pp. 124-128, 2000.
- Yang X.F., Tallman D.E., Gelling V.J., Bierwagen G.P., Kasten L.S., Berg J., "Use of Sol-Gel Conversion Coating for Aluminium Corrosion Protection", *Surface and Coating Technology*, Vol. 140, pp. 44-50, 2001.
- Ghasemi A., Shahrabi T., Oskuie A.A., Hasannejad H., Sanjabi S., "Effect of Heat Treatment on Corrosion Properties of Sol-Gel Titania-Ceria Nanocomposite Coating", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 504, pp. 237-242, 2010.
- Malekmohammadi F., Sabour Rouhaghdam A., Shahrabi T., "Effect of Heat Treatment on Corrosion Properties of Mixed Sol-Gel Silica-Titania (7-3) Coating", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 357, pp. 1141-1146, 2011.
- Innocenzi P., Martucci A., Armelao L., "Low Temperature Synthesis of Mg<sub>x</sub>Al<sub>2(1-x)</sub>Ti<sub>(1+x)</sub>O<sub>5</sub> Films by Sol-Gel Processing", *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 25, pp. 3587-3591, 2005.
- López A.J., Otero E., Rams J., "Sol-Gel Silica Coatings on ZE41 Magnesium Alloy for Corrosion Protection", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 205, pp. 2375-2385, 2010.
- Zhong X., Li Q., Chen B., Wang J., Hu J., Hu W., "Effect of Sintering Temperature on Corrosion Properties of Sol-Gel Based Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Coatings on Pre-Treated AZ91D Magnesium Alloy", *Corrosion Science*, Vol. 51, pp. 2950-2958, 2009.
- Sobhani M., Rezaie H.R., Naghizadeh R., "Sol-Gel Synthesis of Aluminum Titanate (Al<sub>2</sub>TiO<sub>5</sub>) Nanoparticles", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 206, pp. 282-285, 2008.
- Ruhi G., Modi O.P., Sinha A.S.K., Singh I.B., "Effect of Sintering Temperatures on Corrosion and Wear Properties of Sol-Gel Alumina Coatings on Surface Pre-Treated Mild Steel", *Corrosion Science*, Vol. 50, pp. 639-649, 2008.
- Aballe A., Bethencourt M., Botana F.J., Cano M.J., Marcos M., "Localized Alkaline Corrosion of Alloy AA5083 in Neutral 3.5% NaCl Solution", *Journal of Corrosion Science*, Vol. 43, pp. 1657-1674, 2001.
- Munoz A.G., Bessone J.B., "Pitting of Aluminium in Non-Aqueous Chloride Media", *Journal of Corrosion Science*, Vol. 41, pp. 1447-1463, 1999.