



اثر زمان و تنش کششی بر رفتار خوردگی آلومینیم ۵۰۵۲ در الکترولیت‌های NaCl و Na_2SO_4

هادی عادل‌خانی^{۱*}، فاطمه پارسایان^۱، لیلا ایران‌نژاد^۲

۱. پژوهشکده چرخه سوخت هسته‌ای، پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای، سازمان انرژی اتمی ایران، صندوق پستی: ۸۴۸۶-۱۱۳۶۵، تهران-ایران
۲. آزمایشگاه مرکزی، پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای، سازمان انرژی اتمی ایران، صندوق پستی: ۸۴۸۶-۱۱۳۶۵، تهران-ایران

*Email: hadelkhani@aeoi.org.ir

مقاله پژوهشی

تاریخ دریافت مقاله: ۱۴۰۲/۱۰/۱۸ تاریخ بازنگری مقاله: ۱۴۰۲/۱۲/۲۴ تاریخ پذیرش مقاله: ۱۴۰۳/۲/۵

چکیده

در این مقاله، آلیاژ ۵۰۵۲ به‌عنوان یکی از آلیاژهای پیشنهادی آلومینیم برای استفاده در ساخت غلاف سوخت‌های هسته‌ای، انتخاب و رفتار خوردگی آن در الکترولیت حاوی NaCl و Na_2SO_4 مورد مطالعه قرار گرفته است. از روش‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و امپدانس الکتروشیمیایی برای مطالعات خوردگی و از روش‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی (Scanning Electron Microscopy, SEM)، طیف‌سنجی تبدیل فوریه فروسرخ (Fourier-Transform Infrared Spectroscopy, FTIR) و پراش پرتو ایکس (X-ray Diffraction, XRD) برای مطالعات مورفولوژی و مشخصه‌یابی محصولات خوردگی آلومینیم ۵۰۵۲ استفاده شده است. در الکترولیت Na_2SO_4 افزایش زمان تماس الکترولیت با نمونه، باعث بهبود مقاومت خوردگی نمونه شده است به‌طوری‌که جریان خوردگی کاهش یافته (جریان خوردگی از $10^{-5.4}$ mA/cm^2 برای ۱ ساعت به 10^{-6} mA/cm^2 برای ۱۱ روز رسیده است) و آلومینیم ۵۰۵۲ محدوده پتانسیل روئین‌شدگی گسترده‌تر و جریان روئین‌شدگی کمتری را در ۱۱ روز نشان داده است. در الکترولیت NaCl ، افزایش زمان تماس الکترولیت تقریباً باعث حذف منطقه روئین‌شدگی شده است. ایجاد خوردگی حفره‌ای و تشدید اندازه/تعداد حفره‌ها از دیگر اثرات مشاهده شده به‌دلیل افزایش زمان تماس الکترولیت NaCl با آلومینیم ۵۰۵۲ است. این نتایج نشان می‌دهد که با افزایش زمان تماس الکترولیت با نمونه‌ها، ترکیب شیمیایی الکترولیت (حضور یا عدم حضور آنیون‌های کلر و سولفات) بیشتر بر رفتار روئین‌شدگی آلومینیم ۵۰۵۲ تأثیرگذار است. همچنین اعمال تنش کششی، اثری تخریبی بر لایه روئین‌کننده را نشان داد. به‌طوری‌که اعمال تنش باعث حذف رفتار روئین‌شدگی در آلومینیم ۵۰۵۲ شده است.

کلیدواژه‌ها: آلومینیم، آلیاژ ۵۰۵۲، خوردگی، غلاف سوخت، زمان، تنش کششی

The effect of time and tensile stress on the corrosion behavior of aluminum 5052 in NaCl and Na_2SO_4 electrolytes

H. Adelhkhani^{1*}, F. Parsayan¹, L. Irannejad²

1. Nuclear Fuel Cycle Research School, Nuclear Science and Technology Research Institute, AEOL, P.O.Box: 11365-8486, Tehran – Iran
2. Central Laboratory, Nuclear Science and Technology Research Institute, AEOL, P.O.Box: 11365-8486, Tehran – Iran

Research Article

Received: 8.1.2024, Revised: 14.3.2024, Accepted: 24.4.2024

Abstract

In this paper, aluminum 5052 (AA 5052), one of the candidate alloys for nuclear fuel cladding, has been selected for study regarding its corrosion behavior in an electrolyte containing NaCl and Na_2SO_4 . Potentiodynamic polarization and electrochemical impedance methods were used to investigate the corrosion of AA 5052. The morphology and characterization of corrosion products were carried out using Scanning Electron Microscopy (SEM), X-ray Diffraction (XRD), and Fourier-Transform Infrared Spectroscopy (FTIR) methods. In the Na_2SO_4 electrolyte, the corrosion resistance of the sample improved over time, with the corrosion current decreasing from $10^{-5.4}$ mA/cm^2 after 1 hour to 10^{-6} mA/cm^2 after 11 days. AA 5052 showed a wider passivation potential range (ΔE_{pass}) and less passivation current (i_{pass}) after 11 days. In the NaCl electrolyte, pitting corrosion, elimination of the passivation zone, and an increase in the number and size of pits were observed with increased time. These results confirm that the time has an influence on the passivation behavior of AA 5052, primarily dependent on the chemical composition of the electrolyte (presence or absence of chlorine and sulfate anions). Additionally, the application of tensile stress showed a destructive effect on the passive layer, as the passivation behavior of AA 5052 was eliminated.

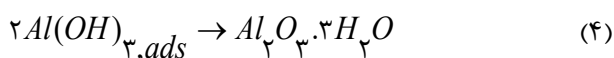
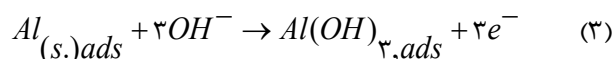
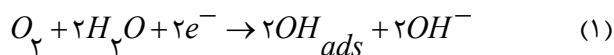
Keywords: Aluminum, AA 5052, Corrosion, Fuel clad, Time, Tensile stress



۱. مقدمه

شار گرمایی، توان رآکتور و ... است. همچنین در صورت تماس الکتریکی مستقیم غلاف سوخت آلومینیمی با سایر اجزای مجتمع سوخت (گرافیت به عنوان کندکننده نوترون^۲ و یا قطعاتی از جنس فولاد زنگ‌نزن) احتمال تشکیل زوج گالوانی و ایجاد خوردگی گالوانیکی در قطعات آلومینیمی در درون رآکتور وجود دارد [۵]. سایر موارد خوردگی مانند تشدید خوردگی مرزدانه‌ای به واسطه تابش و خوردگی شیری نیز در غلاف سوخت آلومینیمی گزارش شده است [۶-۹]. نکته قابل توجه این‌که برحسب کشور سازنده سوخت و نوع سوخت، آلیاژ انتخابی متفاوت است. به عنوان مثال در مجتمع‌های سوخت U_2Si_2 ساخت کشور فرانسه از آلیاژ AG_3NE آلومینیم و در کشور آلمان برای سوخت‌های U_2Si_2 از آلیاژ $AlMg_2$ به عنوان غلاف سوخت و سایر اجزای مجتمع سوخت استفاده شده است. در رآکتورهای ساخت آمریکا برای سوخت‌های U_2O_8 (مانند رآکتور تحقیقاتی تهران) و U_2Si_2 از آلیاژ $Al_{60}Al_{40}$ آلومینیم استفاده شده است [۱۰-۱۵].

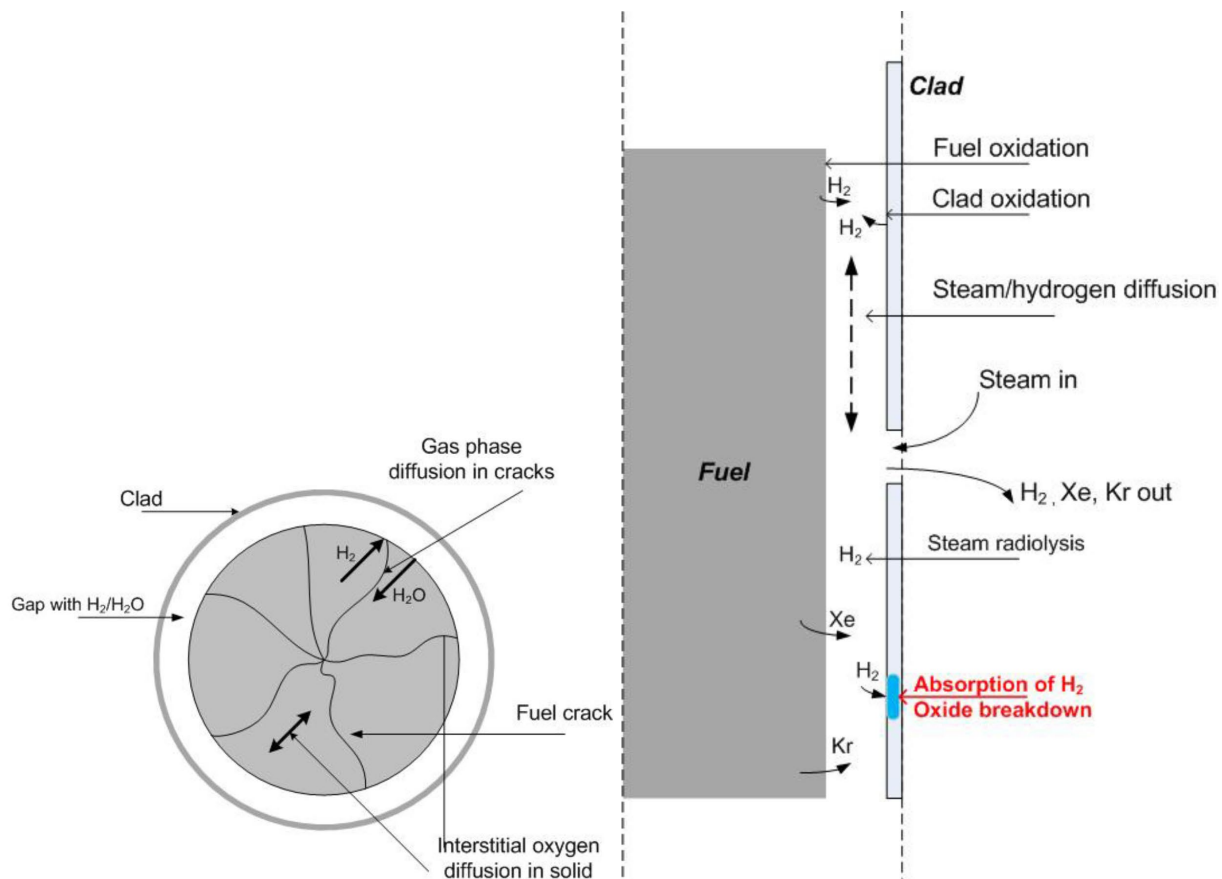
اگرچه آلومینیم از نظر ترمودینامیکی یک فلز بسیار واکنش‌پذیر با میل ترکیبی بالا با اکسیژن است، اما از نظر سینتیکی آلومینیم فلزی مقاوم به خوردگی/ اکسیداسیون در اکثر محیط‌ها و در حضور عوامل شیمیایی مختلف است. این مقاومت به دلیل روئین‌شدگی ناشی از تشکیل لایه اکسید آلومینیم (Al_2O_3) در سطح آلومینیم است. تشکیل لایه روئین‌کننده (Al_2O_3) و اثر آن بر رفتار خوردگی آلومینیم وابسته به عواملی مانند زمان، دما، ترکیب شیمیایی محیط، تنش‌های مکانیکی و نوع آلیاژ آلومینیم است [۱۶-۲۰]. در فرایند تشکیل لایه روئین در سطح آلومینیم، پس از تولید آنیون هیدرواکسید (OH^-) طی واکنش‌های کاتدی (معادلات ۱ و ۲)، این آنیون در واکنش آندی (معادله ۳) باعث تولید هیدرواکسید آلومینیم می‌شود و در مرحله بعد هیدرواکسید آلومینیم به اکسید آلومینیم (معادله ۴) تبدیل می‌شود [۲۱].



یکی از عوامل مخرب در یک رآکتور اتمی خوردگی/ اکسیداسیون سازه‌های به کار رفته در رآکتور است. خوردگی/ اکسیداسیون در اجزای مختلف رآکتور هسته‌ای مانند سوخت، غلاف سوخت، مجتمع سوخت، مخازن قلب رآکتور و تأسیسات جانبی اتفاق می‌افتد. در یک مجتمع سوخت، غلاف سوخت فصل مشترک مجتمع سوخت با محیط اطراف بوده از این رو در انتخاب ماده مناسب برای غلاف سوخت علاوه بر توجه به خواصی مانند رسانایی حرارتی بالا و ضریب جذب نوترون پایین، مقاوم بودن غلاف در برابر خوردگی/ اکسیداسیون نیز اهمیت زیادی دارد. چراکه در صورت تخریب غلاف سوخت، به دلیل خوردگی/ اکسیداسیون، تماس مستقیم سوخت با عوامل اکسیدکننده و آب سامانه خنک‌کننده به وجود می‌آید. پدیده‌های شیمیایی-فیزیکی که در سوخت و غلاف اتفاق می‌افتد و باعث تخریب سوخت یا غلاف سوخت می‌شود در شکل ۱ به نمایش درآمده است. پیامد خوردگی یا حادثه تخریبی برای غلاف سوخت و برهم‌کنش سوخت با آب (به صورت مایع یا بخار) رهاسازی محصولات خوردگی سوخت و محصولات شکافت است. براین اساس خوردگی/ اکسیداسیون، یکی از مهم‌ترین عوامل تخریبی است که می‌تواند بر عملکرد و کارایی رآکتور تأثیر داشته باشد. برای به حداقل رساندن این پدیده‌های مخرب (به ویژه خوردگی/ اکسیداسیون) در رآکتورهای قدرت (PWR و BWR) از زیرکونیم و در رآکتورهای تحقیقاتی با قدرت پایین (مانند رآکتور تحقیقاتی تهران) از فولاد زنگ‌نزن و آلومینیم به عنوان غلاف سوخت استفاده می‌شود [۱-۳]. دلایل استفاده از آلومینیم و آلیاژهای آن عبارتست از: ضریب جذب پایین نوترون، هزینه کم، هدایت حرارتی مناسب، قابلیت شکل‌پذیری قابل قبول و مقاومت خوردگی بالا. براین اساس آلیاژهای مختلف آلومینیم مانند آلیاژهای $Al-Mg$ ($Al_{50}Mg_{50}$ ، $AlMg_2$ ، Ag_3NE ،

سری‌های ۱۰۰۰ و ۶۰۰۰ (Al_{1100} و Al_{6061}) و $AlFeNi$ (AG_3NE) به عنوان غلاف سوخت و مواد ساختاری مجتمع سوخت در رآکتورهای هسته‌ای تحقیقاتی به کار می‌روند [۴]. براساس گزارش‌های موجود، غلاف‌های آلومینیمی سوخت در رآکتور آزمایش مواد^۱ دچار خوردگی یکنواخت شده و ضخامت لایه اکسیدی ناشی از خوردگی یکنواخت و در نتیجه رفتار روئین‌شدگی غلاف سوخت تابعی از شرایط کاری رآکتور (دما،





شکل ۱. پدیده‌های فیزیکی-شیمیایی مخرب مجتمع سوخت [۱۵].

حجم باعث متورم شدن (آماس کردن) غلاف سوخت و در نتیجه ایجاد تنش مکانیکی در مجتمع سوخت می‌شود. ذکر این نکته ضروری است که آماس کردن فلزات در اثر تابش نیز می‌تواند بر ایجاد تنش مکانیکی مؤثر باشد. ترک خوردگی خوردگی-تنشی^۱ یا خوردگی توأم با تنش نتیجه حضور هم‌زمان تنش‌های کششی و حضور در محیطی خورنده است. در این نوع خوردگی ترک‌های بین‌دانه‌ای^۲ یا فرادانه‌ای^۳ در ساختار فلز/آلیاژ ایجاد و ممکن است به‌طور غیرمنتظره‌ای رخ دهد و باعث خرابی قطعات شود [۱۵، ۱۰-۱۱].

هدف این پژوهش کسب اطلاعات در زمینه رفتار خوردگی ۵۰۵۲ AA (یکی از آلیاژهای سری ۵۰۰۰ آلومینیم) با قابلیت به‌کارگیری به‌عنوان غلاف سوخت اورانیم سیلیسید (سوخت جدید رآکتور تحقیقاتی تهران) است. در این راستا اثر اعمال تنش مکانیکی کششی و زمان، بر رفتار خوردگی آلیاژ ۵۰۵۲ در دو الکترولیت NaCl و Na₂SO₄ بررسی شده است. برای مطالعه اثر تنش بر رفتار خوردگی ۵۰۵۲ AA، ابتدا نمونه‌ها خم شده، تا در نمونه تنش کششی مکانیکی ایجاد شود. سپس

در کاربرد آلومینیم به‌عنوان غلاف سوخت، علاوه بر عوامل اشاره شده (زمان، دما، ترکیب شیمیایی محیط، تنش‌های مکانیکی و نوع آلیاژ آلومینیم) تشکیل و مقاومت لایه روئین در برابر خوردگی متأثر از شرایط ویژه موجود در رآکتور (تابش‌های پرانرژی یون‌ساز و زمان کار رآکتور و نوع سوخت) است. به‌عنوان مثال در صورت استفاده از سوخت‌های جدید (مثلاً U₂Si₂ به جای UO₂) به دلیل تغییر در شدت دز پرتوهای تابشی و نوع برهم‌کنش سوخت-غلاف سوخت، نوع و شدت خوردگی در غلاف سوخت نیز می‌تواند تغییر کند. از نظر خوردگی/اکسیداسیون، کلیه آلیاژهای آلومینیم که به‌عنوان غلاف سوخت در رآکتورهای هسته‌ای استفاده می‌شوند دچار اکسیداسیون و در نتیجه تشکیل لایه روئین‌کننده می‌شوند. گزارش‌ها نشان می‌دهد که ضخامت و مشخصات لایه اکسیدی (روئین‌کننده) براساس نوع آلیاژ، نوع رآکتور، pH، دمای آب سامانه خنک‌کننده و شار انتقال حرارت متفاوت است. یکی از مشکلاتی که در اثر خوردگی غلاف سوخت می‌تواند برای یک مجتمع سوخت اتفاق بیفتد، افزایش حجم ناشی از خوردگی در قطعات آلومینیمی غلاف سوخت است، چراکه محصولات اکسیداسیون آلومینیم (Al₂O₃، Al₂O₃.H₂O و Al(OH)₃) حجم بیشتری نسبت به آلومینیم فلزی (اکسید نشده، Al) دارند. این افزایش

1. Stress Corrosion Cracking (SCC)

2. Intergranular (IG)

3. Transgranular (TG)



تابش، باید نمونه‌ها در درون قلب رآکتور تحت تابش مستقیم شار نوترون قرار گیرند [۲۹-۳۳]. برای انجام این پژوهش انتخاب دو محیط آزمون برای انجام آزمون‌های خوردگی مطرح گردید. یکی انتخاب الکترولیت از استخر رآکتور تهران و دیگری انتخاب الکترولیتی براساس مقالات. شرایط شیمی آب رآکتور تحقیقاتی تهران براساس مستندات دریافتی عبارتست از آب یون‌زدایی شده با $pH=5.5-6.5$ و دما در محدوده $18-27^{\circ}C$. ابتدا با انتخاب آب استخر رآکتور (آب سامانه خنک‌کننده رآکتور) آزمون‌های خوردگی برای آلومینیم ۵۰۵۲ انجام شد. در این آزمون به دلیل رسانایی الکتریکی کم آب استخر، نتایج قابل قبول و قابل استنادی به‌دست نیامد. بنابراین در ادامه پژوهش، الکترولیت‌های $NaCl$ 0.05 mol L^{-1} و Na_2SO_4 0.1 mol L^{-1} در دمای اتاق ($25^{\circ}C$) برای ارزیابی خوردگی نمونه ۵۰۵۲ (آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و امپدانس الکتروشیمیایی) انتخاب شدند [۱۶ و ۳۳-۳۴]. در این دو الکترولیت کاتیون‌ها (Na^{+}) یکسان و آنیون‌ها (Cl^{-} و SO_4^{2-}) متفاوت هستند. استفاده از این دو الکترولیت برای مطالعه رفتار خوردگی آلومینیم ۵۰۵۲ در مقالات و پژوهش‌های دیگر نیز گزارش شده است.

۳.۲ آماده‌سازی نمونه‌ها

برای مطالعه اثر تنش و اثر زمان بر رفتار خوردگی، نمونه‌ها به دو شکل تهیه شده است. برای مطالعه اثر زمان؛ نمونه‌ها به‌صورت کوپن‌های 2×2 سانتی‌متر از صفحه ورق اصلی آلیاژ ۵۰۵۲ تهیه شده است. این نمونه‌ها در آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و امپدانس الکتروشیمیایی مورد استفاده قرار گرفته است. برای مطالعه اثر تنش مکانیکی بر رفتار خوردگی، نوارهایی از آلومینیم ۵۰۵۲ تهیه شده و سپس طبق شکل ۲ خم شدند (به شکل U و مطابق با استانداردهای ASTM G۶۴ و ASTM G۳۰). با توجه به این‌که قسمت مشخص شده در این شکل (با فلش) تحت تنش کششی ثابت و مشخصی است، تنش کششی لازم در نمونه ایجاد و شرایط برای مطالعه اثر تنش کششی بر رفتار خوردگی مهیا خواهد بود [۲۲-۲۳]. نمونه‌ها از منطقه مشخص شده با فلش (شکل ۲) در الکترولیت مورد نظر غوطه‌ور و آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و امپدانس الکتروشیمیایی انجام شده است. برای ممانعت از مشارکت سایر بخش‌های نمونه در نتایج خوردگی، این قسمت‌ها کاملاً پوشیده شده تا از تماس الکترولیت با مناطق دیگر جلوگیری شود. با انجام آزمون‌های پلاریزاسیون و امپدانس، رفتار سطح در معرض الکترولیت نمونه از نظر اثر زمان و اثر تنش ارزیابی شده است.

نمونه‌های خم‌شده در محیط خورنده قرار گرفته و با بررسی کیفی و میکروسکوپی سطح خارجی نمونه و انجام آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و امپدانس الکتروشیمیایی، رفتار خوردگی نمونه در اثر تنش ارزیابی می‌شود [۲۲-۲۳].

۲. انتخاب آلیاژ، محیط، آزمون‌های خوردگی و مشخصه‌یابی

۱.۲ انتخاب آلیاژ آلومینیم

همان‌طور که اشاره شد، براساس اطلاعات موجود، از آلیاژهای آلومینیم $AlMg_2$ در رآکتورهای مختلف (مانند ORR^1 ، $JMTR^2$ ، $RGAS$ و $IVV-2M^3$) به‌عنوان غلاف سوخت استفاده شده است. آلیاژهای ۵۰۵۲ آلومینیم یا $AlMg_{2.5}$ (از خانواده آلیاژهای سری ۵۰۰۰) به‌دلیل مقاومت خوردگی مناسب در سازه‌های در تماس با آب، به‌کار رفته است [۲۳-۲۵]. در آلیاژهای سری ۵۰۰۰، با توجه به ترکیب شیمیایی این آلیاژها، حضور فلز منیزیم (Mg) در محدوده ۲ الی ۳ درصد به‌عنوان یکی از عوامل مؤثر بر انتخاب آلیاژ، از دیدگاه رفتار خوردگی مطرح است. میزان انحلال منیزیم در آلومینیم در دمای $451^{\circ}C$ تا ۱۴/۹ درصد وزنی می‌رسد اما در دمای $200^{\circ}C$ این مقدار به ۳ درصد وزنی کاهش می‌یابد. حضور منیزیم در آلیاژهای آلومینیم به استحکام آلیاژ نیز کمک می‌کند. مقدار مجاز منیزیم برای به‌کارگیری این آلیاژها به‌عنوان غلاف سوخت در محدوده ۲-۳ درصد وزنی بوده و مقادیر بالاتر منیزیم (بیش از ۳/۵ درصد وزنی) با افت خواص مکانیکی و مقاومت خوردگی همراه است. براساس مستندات علمی مرتبط با آلیاژهای آلومینیم به‌کار رفته به‌عنوان غلاف سوخت، آلیاژهای سری ۵۰۰۰ آلومینیم (به‌صورت ویژه ۵۰۵۲) برای این پژوهش انتخاب شده است [۲۶-۲۸]. در جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلومینیم ۵۰۵۲ (براساس نتایج دریافتی از شرکت عصر صنعت اشراق) ارائه شده است.

۲.۲ انتخاب محلول

یکی از مهم‌ترین نکات در آزمون‌های خوردگی برای این‌که نتایج شبیه به رفتار قطعه در محیط واقعی باشد این است که الکترولیت مورد استفاده در آزمون خوردگی از نظر ترکیب شیمیایی و شرایط فیزیکی (دما، فشار، حضور تابش‌های هسته‌ای) شبیه به سیال خنک‌کننده مورد استفاده در رآکتورهای اتمی باشد. ایجاد برخی از این شرایط نیازمند استفاده از تجهیزات ویژه است. به‌عنوان مثال برای ایجاد فشار بالا لازم است که از اتوکلاو استفاده شود و یا برای بررسی اثر

1. Oak Ridge Research Reactor (ORR)
2. Japan Materials Testing Reactor (JMTR)
3. رآکتور روسی



جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلومینیم ۵۰۵۲

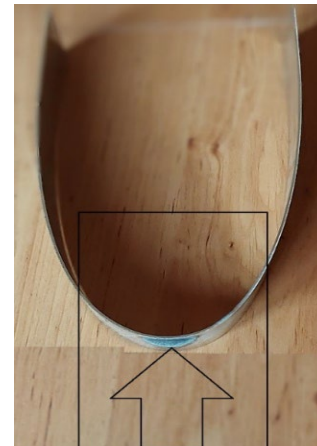
عنصر	Mg	Si	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn	Al
وزن %	۲٫۵	۰٫۱	۰٫۱۷	۰٫۰۰۸	۰٫۲۸	۰٫۰۰۹	۰٫۰۳	باقی مانده

بعد از ۶۰ دقیقه غوطه‌وری نمونه در محلول و سرعت جاروب پتانسیل ۱ mV/S انجام شده است. از تحلیل داده‌های به‌دست آمده، پتانسیل خوردگی (E_{corr})، جریان خوردگی (i_{corr})، جریان روئین‌شدگی (i_{pass}) و محدوده پتانسیل روئین‌شدگی (ΔE_{pass}) برای نمونه تخمین زده شده است. در امپدانس الکتروشیمیایی، محدوده فرکانس اعمالی 10^{-2} الی 10^5 هرتز و دامنه پتانسیل اعمالی ۱۰ mV نسبت به پتانسیل مدار باز بوده و آزمون پس از غوطه‌وری نمونه به مدت یک ساعت در الکترولیت انجام شده است. برای مطالعه مورفولوژی نمونه‌ها در اثر خوردگی از میکروسکوپ الکترونی روبشی^۲ ساخت شرکت ZEISS مدل EVO۱۸ و برای مشخصه‌یابی محصولات خوردگی از دستگاه طیف‌سنجی تبدیل فوریه فروسرخ^۳ مدل ۷۰ BRUKER VERTEX و دستگاه پراش پرتو ایکس^۴ مدل STOE STADI-MP استفاده شده است. نمونه‌ها بعد از انجام آزمون پلاریزاسیون در الکترولیت مورد نظر، با آب دو بار تقطیر شسته شده و خشک گردیدند، سپس با استفاده از روش ATR^۵-FTIR طیف IR سطح خورده شده نمونه‌ها ثبت گردید.

۳. نتایج

۱۱.۳ اثر زمان

با توجه به این‌که در یک رآکتور اتمی تماس آب سامانه خنک‌کننده با غلاف سوخت در درازمدت اتفاق می‌افتد، لازم است که رفتار خوردگی نمونه در زمان‌های طولانی نیز بررسی شود. در این پژوهش با توجه به محدودیت‌های موجود، نمونه‌ها در الکترولیت به مدت ۱۱ روز غوطه‌ور شده و سپس با استفاده از آزمون‌های پلاریزاسیون و امپدانس، رفتار خوردگی آنها در پایان ۱۱ روز مطالعه شده است. نتایج این آزمون‌ها در شکل‌های ۳ الی ۶ به نمایش در آمده است. براساس شکل ۳ و مشخصات خوردگی به‌دست آمده از این شکل که در جدول ۲ ارائه شده، در الکترولیت حاوی Na_2SO_4 با گذشت ۱۱ روز از زمان غوطه‌وری اگرچه نمونه همچنان رفتار روئین‌شدگی را نشان می‌دهد؛ اما در مقایسه آن با زمان کوتاه غوطه‌وری نمونه در Na_2SO_4 ، چند نکته قابل توجه است.



شکل ۲. نمونه خم شده به شکل U برای مطالعه اثر تنش کششی بر رفتار خوردگی.

برای از بین بردن آلودگی‌های سطحی و چربی‌زدایی نمونه از حلال‌های بر پایه مواد آلی و معدنی استفاده شده است. برای زدودن گریس یا روغن از سطح نمونه، از ایزوپروپیل الکل، استون و دستگاه التراسونیک استفاده گردید. همچنین چربی‌زدایی با غوطه‌وری نمونه‌ها در محلول ۱۰٪ سود (NaOH) در دمای $25^\circ C$ به مدت ۱۰ ثانیه انجام گردید. در مرحله اسیدشویی (اچ) نمونه‌ها در محلول اسید فسفریک (۵-۳۰٪ وزنی) به مدت ۲۰ ثانیه در دمای $25^\circ C$ قرار گرفته و دوده‌زدایی نمونه با استفاده از محلول اسید نیتریک (۳۵-۵۰٪) انجام شده است [۳۵].

۴.۲ آزمون‌های خوردگی و مشخصه‌یابی محصولات خوردگی

آزمون‌های خوردگی (پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و امپدانس الکتروشیمیایی) با استفاده از دستگاه گالوانواستات-پتانسیواستات ATUOLAB مدل ۳۰۲ PGSTAT و سیستم سه الکترودی انجام شده است. کلیه آزمون‌ها در فشار محیط و دمای $25^\circ C$ انجام گرفت.

در آزمون پلاریزاسیون، با جاروب پتانسیل از حداقل ۳۰۰ میلی‌ولت پتانسیل کمتر از پتانسیل مدار باز (OCP) به سمت پتانسیل مثبت، رفتار خوردگی نمونه (پتانسیل خوردگی، جریان خوردگی و محدوده روئین‌شدگی) مطالعه شده است. در این آزمون الکترود کار، الکترود کمکی و الکترود مرجع به‌ترتیب عبارتند از نمونه آلومینیمی (با ابعاد 1×1 سانتی‌متر)، الکترود پلاتین و الکترود کالومل اشباع^۱ (SCE). آزمون پلاریزاسیون

1. Saturated Calomel Electrode (SCE)

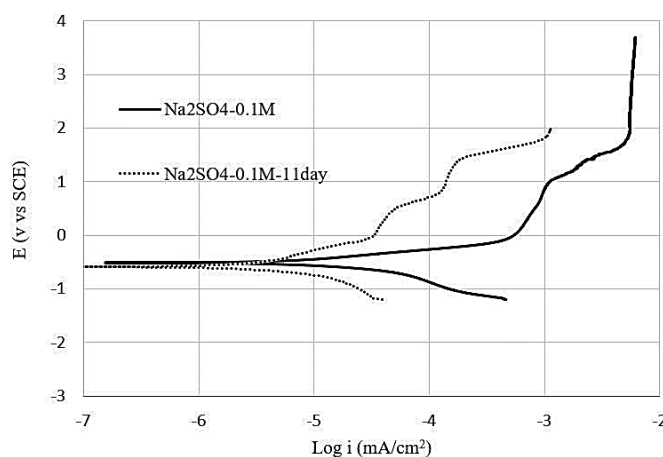
2. Scanning Electron Microscopy (SEM)

3. Fourier-Transform Infrared Spectroscopy (FTIR)

4. X-Ray Diffraction (XRD)

5. Attenuated Total Reflectance





شکل ۳. منحنی پلاریزاسیون نمونه ۵۰۵۲ پس از ۱ ساعت غوطه‌وری و پس از ۱۱ روز غوطه‌وری در Na_2SO_4 .

جدول ۲. مشخصات خوردگی آلومینیوم ۵۰۵۲ (براساس داده‌های شکل ۳)

الکترولیت	E_{corr} (mV vs SCE)	$\text{Log}(i_{\text{corr}})$ (mA/cm ^۲)	ΔE_{pass} (mV)	$\text{Log}(i_{\text{pass}})$ (mA/cm ^۲)
Na_2SO_4	-۰/۴۹	-۵/۴	۱/۰۳	-۳/۰
۱۱ روز غوطه‌وری در Na_2SO_4	-۰/۶۱	-۶/۰	۱/۴۰	-۴/۰
			در دو بخش	متوسط دو بخش

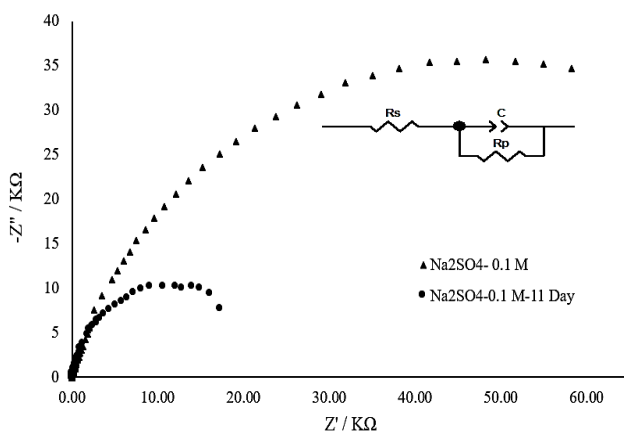
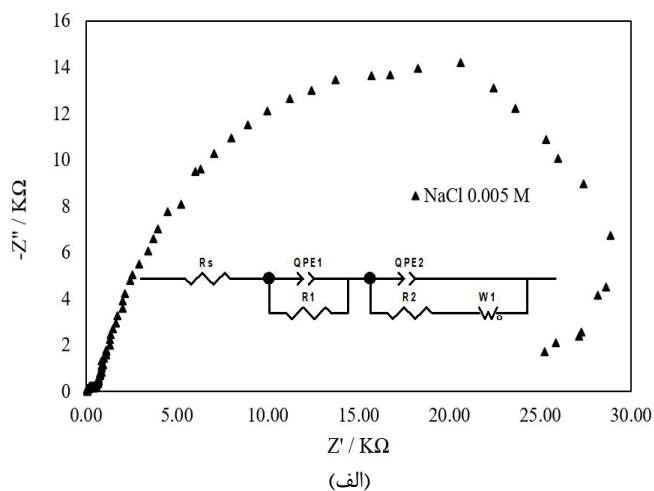
حضور گونه‌های جذب شده در سطح نمونه باعث ایجاد مناطقی با رفتار الکتروشیمیایی متفاوت در سطح نمونه می‌شود و هر یک از این مناطق رفتار روئین‌شدگی متفاوتی را در بازه‌های زمانی طولانی مدت (۱۱ روز) از خود نشان می‌دهند. به همین دلیل در نمونه‌ای که در زمان طولانی‌تری در معرض الکترولیت حاوی Na_2SO_4 قرار گرفته است (نمونه ۱۱ روز) اگر شرایط از نظر پتانسیل مناسب باشد تشدید خوردگی برای نمونه به وجود می‌آید. این اثر در مقایسه منحنی نایکویست این دو نمونه کاملاً مشهود است (شکل ۵) به‌طوری که در نمونه‌ای که ۱۱ روز در الکترولیت غوطه‌ور بوده، شعاع منحنی نایکویست کاهش یافته و محل تقاطع منحنی با محور افقی به مقادیر کوچک‌تر Z' منتقل شده است (کاهش مقاومت انتقال بار).

- در مقایسه دو منحنی پلاریزاسیون تغییر خاصی در پتانسیل خوردگی نمونه پس از ۱۱ روز دیده نمی‌شود. این موضوع تأییدکننده ماهیت یکسان و مشابه لایه روئین‌کننده Al_2O_3 در دو بازه زمانی کوتاه و طولانی است.

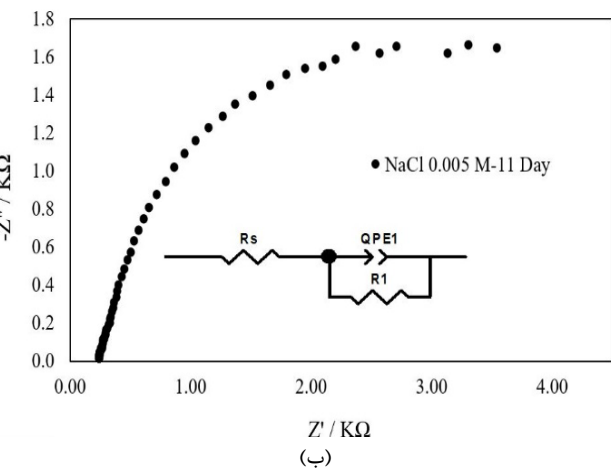
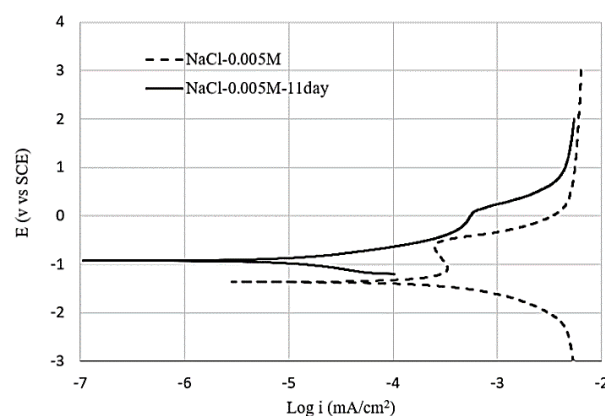
- برای نمونه با ۱۱ روز غوطه‌وری دو منطقه روئین‌شدگی در نمودار پلاریزاسیون پدیدار شده است (البته در منحنی مربوط به نمونه با زمان غوطه‌وری کوتاه مدت نیز پله‌هایی در منطقه روئین‌شدگی وجود دارد که با افزایش زمان به ۱۱ روز این پله‌ها واضح‌تر شده است). این تغییر نشان می‌دهد که در ساختار لایه روئین‌کننده، نسبت به زمان کوتاه مدت غوطه‌وری، در طول ۱۱ روز تغییراتی ایجاد شده و یا پدیده‌هایی با افزایش زمان تشدید شده است. این تغییرات می‌تواند شامل ایجاد نقایص ساختاری و متالورژی در سطح نمونه (مانند توزیع یکنواخت ترکیبات آلیاژساز در دانه و مرز دانه‌ها) و وقوع پدیده جذب/واجذب در سطح نمونه باشد که هر دو مورد بر رفتار خوردگی نمونه مؤثر هستند [۳۲-۲۴]. با توجه به نتایج آزمون امپدانس الکتروشیمیایی نمونه در طول ۱۱ روز (شکل ۴) می‌توان گفت که احتمال جذب/واجذب گونه‌های مختلف در سطح نمونه نسبت به تغییرات ساختاری سطح بیشتر است. چراکه براساس این شکل منحنی نایکویست در فرکانس‌های پایین شکل حلقوی داشته که نشان‌دهنده پدیده جذب/واجذب گونه‌های مختلف در سطح نمونه است. براین اساس با واجذب گونه‌های جذب شده از سطح الکترو، رفتار الکتروشیمیایی سطح تغییر نموده و دو منطقه روئین‌شدگی در نمودار پلاریزاسیون پدیدار می‌شود. به بیان دیگر حضور و یا عدم



در الکترولیت حاوی NaCl با غلظت ۰/۰۰۵ M در بازه زمانی کوتاه (۱ ساعت) و طولانی (۱۱ روز) غوطه‌ور بوده‌اند به نمایش در آمده است. مشخصات خوردگی آلومینیم ۵۰۵۲ به‌دست آمده از شکل ۵ نیز در جدول ۳ ارائه شده است. براساس این نتایج در زمان‌های طولانی غوطه‌وری آلومینیم به‌دلیل نفوذ آنیون کلر در ساختار لایه روئین‌کننده، پایداری این لایه کاهش یافته و بنابراین به تدریج محدوده پتانسیل روئین‌شدگی (ΔE_{pass}) نمونه کاهش یافته و پیش‌بینی می‌شود که در حالت نهایی منطقه روئین‌شدگی حذف خواهد شد. نتیجه کاهش محدوده روئین‌شدگی، افزایش نرخ خوردگی خواهد بود.



شکل ۴. منحنی نایکوئیست نمونه ۵۰۵۲ پس از ۱ ساعت غوطه‌وری و پس از ۱۱ روز غوطه‌وری در Na_2SO_4 .



شکل ۶. منحنی نایکوئیست نمونه ۵۰۵۲، (الف) پس از ۱ ساعت غوطه‌وری و (ب) پس از ۱۱ روز غوطه‌وری در NaCl با غلظت ۰/۰۰۵ M.

جدول ۳. مشخصات خوردگی آلومینیم ۵۰۵۲ (براساس داده‌های شکل ۵)

الکترولیت	E_{corr} (mV vs SCE)	$\text{Log}(i_{\text{corr}})$ (mA/cm ²)	ΔE_{pass} (mV)	$\text{Log}(i_{\text{pass}})$ (mA/cm ²)
۰/۰۰۵ M NaCl	-۱۳۸	۴/۲	۰/۵۹	-۳/۵
۱۱ روز غوطه‌وری در ۰/۰۰۵ NaCl	-۰/۸۹	-۵/۳		فاقد منطقه روئین

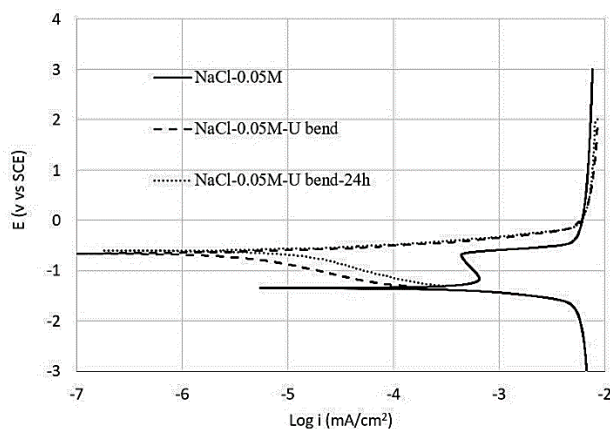
شکل ۵. منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه ۵۰۵۲ پس از ۱ ساعت غوطه‌وری و پس از ۱۱ روز غوطه‌وری در NaCl با غلظت ۰/۰۰۵ M.

به علت زمان طولانی تر تماس الکترولیت با سطح نمونه، لایه اکسیدی Al_2O_3 که نقش اصلی روئین‌شدگی سطح را به عهده دارد، ضخامت بیشتری پیدا نموده، در نتیجه جریان روئین‌شدگی نمونه به مقادیر کمتری منتقل شده است [۳۶]. در فرایند تولید لایه روئین‌کننده Al_2O_3 ابتدا هیدرواکسید آلومینیم به شکل ژل ایجاد شده که چندان پایدار نیست و به مرور زمان این ژل متبلور شده و به بوهمیت ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$)، سپس به باریت ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$) و در نهایت به هیدرازیت (تری هیدرات مونوکلینیک دیگری) تبدیل می‌شود [۲۱]. این تبدیلات در آلومینیم هیدرواکسید که تابع زمان و سایر شرایط محیطی است به عنوان پیرسازی^۱ شناخته می‌شود [۱۶].

در شکل‌های ۵ و ۶ به ترتیب نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و امپدانس الکتروشیمیایی آلومینیم ۵۰۵۲ که

1. Aging

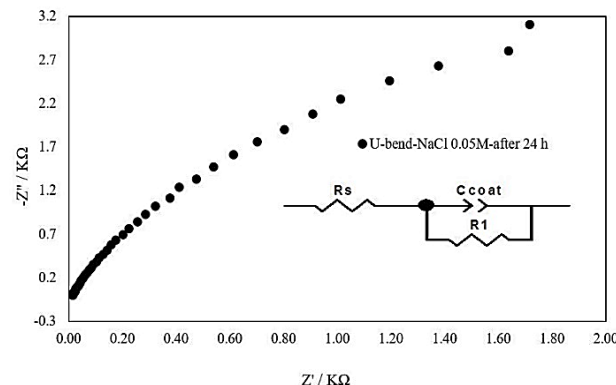
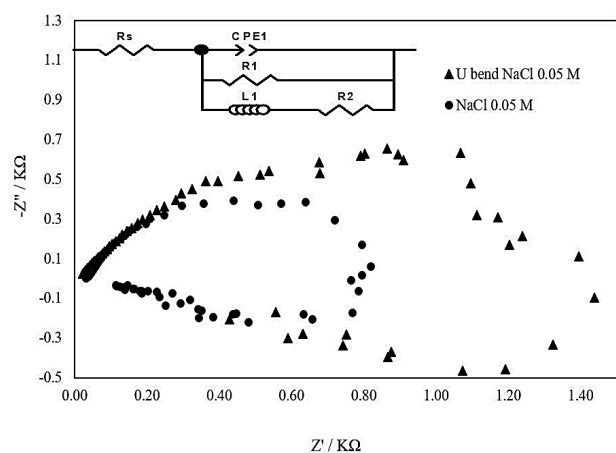




شکل ۷. نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه U شکل آلومینیم ۵۰۵۲ (خم شده طبق شکل ۲) در الکترولیت حاوی NaCl با غلظت ۰.۰۵M

جدول ۴. مشخصات خوردگی آلومینیم ۵۰۵۲ (براساس داده‌های شکل ۷)

الکتrolیت	E_{corr} (mV vs SCE)	$\log(i_{corr})$ (mA/cm ²)	ΔE_{pass} (mV)	$\log(i_{pass})$ (mA/cm ²)
NaCl ۰.۰۵M	-۱.۳۶	-۳.۷	۰.۴۴	-۳.۲
U-bend NaCl ۰.۰۵M	-۰.۶۱	-۵.۹		فاقد منطقه روئین
U-bend NaCl ۰.۰۵M بعد از ۲۴ ساعت	-۰.۶۳	-۵.۴		فاقد منطقه روئین



شکل ۸. منحنی نایکویست نمونه U شکل آلومینیم ۵۰۵۲ (خم شده طبق شکل ۲) در الکترولیت حاوی NaCl با غلظت ۰.۰۵ M

۱۲.۳ اثر تنش

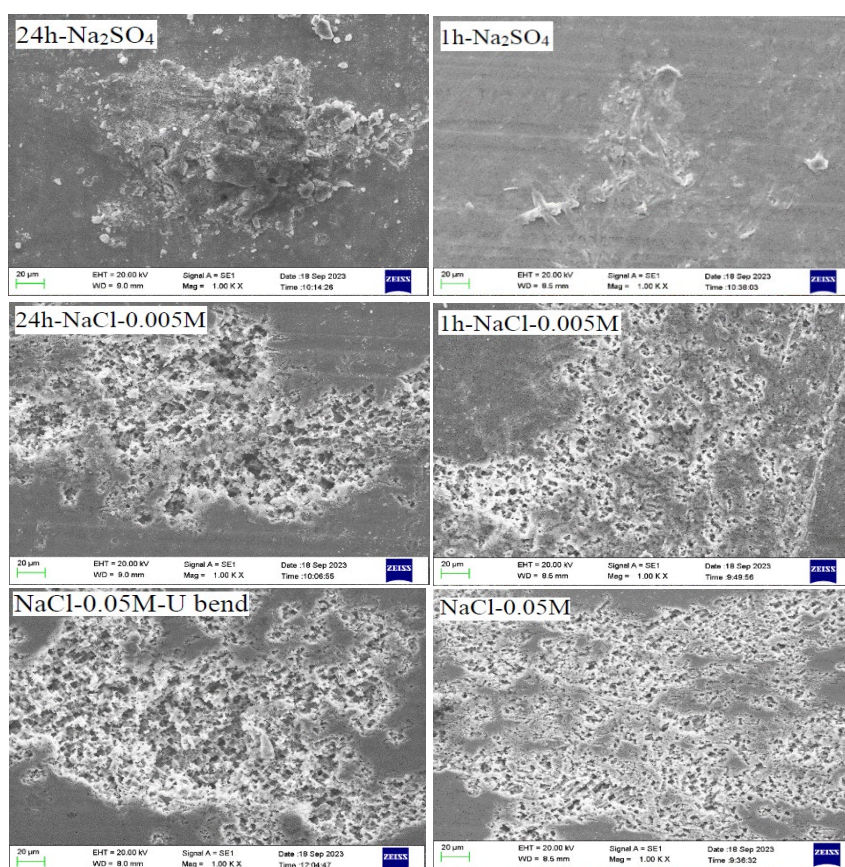
در مطالعه اثر عوامل مکانیکی بر رفتار خوردگی، اثر تنش کششی بر نمونه‌ها بررسی شده است. همان‌طور که اشاره شد برای ایجاد تنش کششی، نمونه نواری شکل خم شده (شکل ۲) و سپس قسمت تحت تنش در محیط خورنده (الکتrolیت انتخاب شده) قرار گرفتند. با انجام آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی و امپدانس الکتروشیمیایی رفتار سطح خارجی نمونه که تحت تنش کششی است ارزیابی می‌شود [۲۲-۲۳]. نتایج آزمون پلاریزاسیون نمونه ۵۰۵۲ که به صورت خمیده (U شکل) در آمده در الکترولیت حاوی NaCl با غلظت ۰.۰۵ M در شکل ۷ و نتایج آن در جدول ۴ ارائه شده است. براساس این شکل می‌توان گفت که به دلیل اعمال تنش کششی در نمونه و با توجه به این که لایه روئین (Al_2O_3) ترد و شکننده است، لایه روئین‌کننده در سطح نمونه تشکیل نشده و یا در صورت تشکیل (به دلیل شکننده بودن و تداوم اعمال تنش) از بین رفته است [۳۷]. در نتیجه هیچ‌گونه رفتار روئین‌شدگی در این نمونه مشاهده نمی‌شود. انجام آزمون پلاریزاسیون بعد از ۲۴ ساعت غوطه‌وری نمونه در الکترولیت حاوی NaCl با غلظت ۰.۰۵ M نیز تأثیری بر جلوگیری از حذف منطقه روئین‌شدگی در نتیجه اعمال تنش کششی نداشته است. یکی از نتایج مهم شکل ۷ این است که در صورت اعمال تنش به آلومینیم ۵۰۵۲، نرخ خوردگی یکنواخت ابتدا کاهش یافته و سپس با گذشت زمان این نرخ افزایش می‌یابد. در هنگام اعمال تنش کششی، عوامل خورنده به تدریج به درون ترک‌های ایجاد شده در ساختار فلز (به دلیل اعمال تنش کششی) نفوذ می‌نمایند. در زمان‌های کوتاه اندازه این ترک‌ها کوچک و تعداد آنها کم بوده و بنابراین نفوذ به کندی صورت می‌گیرد که نتیجه آن کاهش نرخ خوردگی یکنواخت است. اما با گذشت زمان به تدریج اندازه و تعداد ترک‌ها افزایش می‌یابد که باعث افزایش نرخ خوردگی یکنواخت در نمونه می‌شود. در این حالت نرخ خوردگی در نمونه با ۲۴ ساعت غوطه‌وری نسبت به نمونه تحت تنش و زمان کوتاه غوطه‌وری بیشتر شده است و این انتظار وجود دارد که در صورت افزایش زمان غوطه‌وری به بیش از ۲۴ ساعت نرخ خوردگی به مقادیر بیشتر منتقل شود [۳۸]. در شکل ۸ منحنی نایکویست نمونه‌های ۵۰۵۲ که تحت تنش کششی بودند به نمایش درآمده است. براساس این منحنی‌ها می‌توان گفت که در زمان کوتاه غوطه‌وری امکان پدیده جذب/وا جذب در سطح نمونه وجود دارد چراکه منحنی نایکویست در فرکانس‌های پایین، حلقه القایی را نشان می‌دهد. بزرگ‌تر بودن حلقه القایی در نمونه تحت تنش می‌تواند نشانه‌ای از ایجاد خوردگی در این نمونه باشد.



۴. نتایج SEM

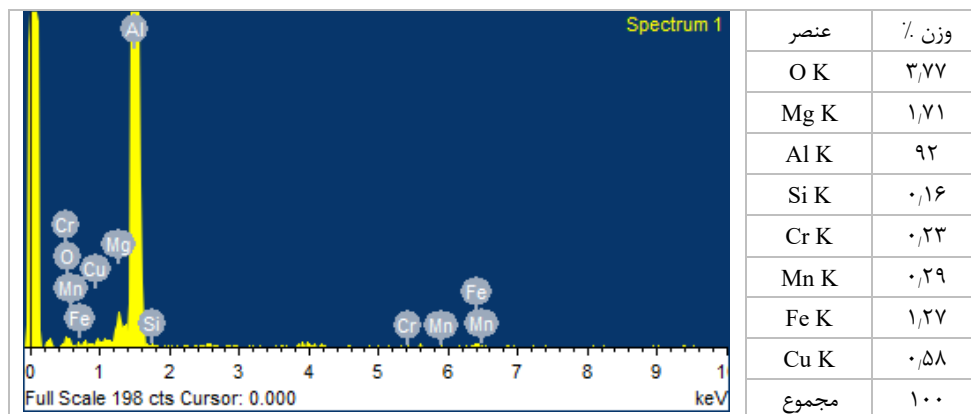
تغییرات مورفولوژی باعث انتقال پتانسیل خوردگی به پتانسیل‌های مثبت‌تر (مناطق آندی)، افزایش جریان روئین‌شدگی (i_{pass}) و کاهش محدوده پتانسیل روئین‌شدگی (ΔE_{pass}) شده است (براساس نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی، شکل ۵). بر اساس شکل ۹، در نمونه‌ای که تحت تنش کششی بوده، محصول و اثرات خوردگی بیشتری دیده می‌شود. تمرکز محصولات خوردگی در یک بخش نشانه این است که به واسطه تنش کششی اعمالی این بخش مستعد به خوردگی بیشتر شده و بنابراین شدت خوردگی در این بخش بیشتر شده است (تشدید خوردگی موضعی). همچنین عمق حفراتی که در سطح دیده می‌شود بیشتر است. این موضوع از جهت کاهش عمر سازه و تخریب آن در زمان‌های کوتاه و به‌صورت ناگهانی در اثر خوردگی اهمیت زیادی دارد. چراکه رفتار روئین‌شدگی نمونه کاملاً از بین رفته است (شکل ۷). آنالیز EDAX (شکل ۱۰) برای محصولات خوردگی انجام و نتایج آن نشان می‌دهد که ترکیب شیمیایی محصولات خوردگی حاوی آلومینیم و عناصر تشکیل‌دهنده آلیاژ ۵۰۵۲ و اکسیژن است. این نتایج با ترکیب آلیاژی ۵۰۵۲ تطابق دارد [۳۳].

تصاویر مورفولوژی سطح نمونه‌ها پس از آزمون خوردگی که به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) تهیه شده در شکل ۹ به نمایش درآمده است. براساس شکل ۹ در نمونه‌ای که در الکترولیت حاوی Na_2SO_4 بوده، اثری از خوردگی موضعی دیده نمی‌شود و به نظر می‌رسد که در این الکترولیت شرایط بیشتر برای خوردگی یکنواخت مهیا باشد. بنابراین جریان و نرخ خوردگی در این الکترولیت خیلی کمتر از الکترولیت حاوی NaCl است. براساس شکل ۹ افزایش زمان در الکترولیت حاوی سدیم سولفات، باعث تشکیل محصولاتی با حجم بیشتر، فشردگی و چسبندگی کمتر به سطح شده است. در نتیجه در نمونه با زمان تماس بیشتر امکان وقوع پدیده‌های جذب/واجذب در سطح بیشتر شده است. بنابراین در نمونه دو منطقه روئین‌شدگی ایجاد شده است. اگر پدیده جذب قالب باشد بهبود مقاومت خوردگی و اگر شرایط برای واجذب مهیا گردد تشدید خوردگی در نمونه دیده می‌شود (شکل ۳). مقایسه مورفولوژی نمونه‌ها در شکل ۹ بیانگر این مطلب است که با افزایش زمان تماس الکترولیت حاوی NaCl با نمونه آلومینیم ۵۰۵۲، حفراتی بزرگ‌تر (و احتمالاً عمیق‌تر) در سطح نمونه ایجاد می‌شود. این



شکل ۹. تصاویر مورفولوژی سطح نمونه‌ها پس از آزمون‌های خوردگی.





شکل ۱۰. نتایج آنالیز EDAX برای محصولات خوردگی آلومینیم ۵۰۵۲.

۱.۴ نتایج آنالیز FTIR

نتایج FTIR نمونه‌های آلومینیم ۵۰۵۲ پس از آزمون خوردگی در الکترولیت NaCl و نمونه آلومینیم اولیه (بدون آزمون خوردگی) در شکل‌های ۱۱ به نمایش در آمده است. در این طیف‌ها دو پیک در محدوده $800-600\text{ cm}^{-1}$ مربوط به ارتعاش پیوند آلومینیم-اکسیژن در اکسید آلومینیم (Al-O, Al-O-Al) است که ناشی از اکسیداسیون سطحی نمونه است. شدت این پیک در نمونه آلومینیم اولیه (بدون آزمون خوردگی) کمتر بوده و در سایر نمونه‌ها بیشتر است. بنابراین تشدید ارتعاش پیوند آلومینیم-اکسیژن در محدوده $800-600\text{ cm}^{-1}$ می‌تواند به خوردگی سطحی نمونه مرتبط باشد. به‌طوری‌که در الکترولیت NaCl ۰/۰۰۵، علی‌رغم نرخ خوردگی پایین ($i_{\text{corr}} = 10^{-4/2}\text{ mA/cm}^2$) با افزایش زمان، این پیک شاخص شده است. پیک محدوده 1500 cm^{-1} مربوط به ارتعاش پیوند هیدروژن-اکسیژن در هیدروکسید آلومینیم (Al-O-O-H) است. پیک محدوده 3500 cm^{-1} مربوط به ارتعاش پیوند هیدروژن-اکسیژن در آب جذب شده در سطح نمونه (O-H) است. دو منشأ این پیک: یکی تشکیل هیدروکسید آلومینیم (Al-O-O-H) و دیگری آب جذب شده در سطح نمونه است [۳۹].

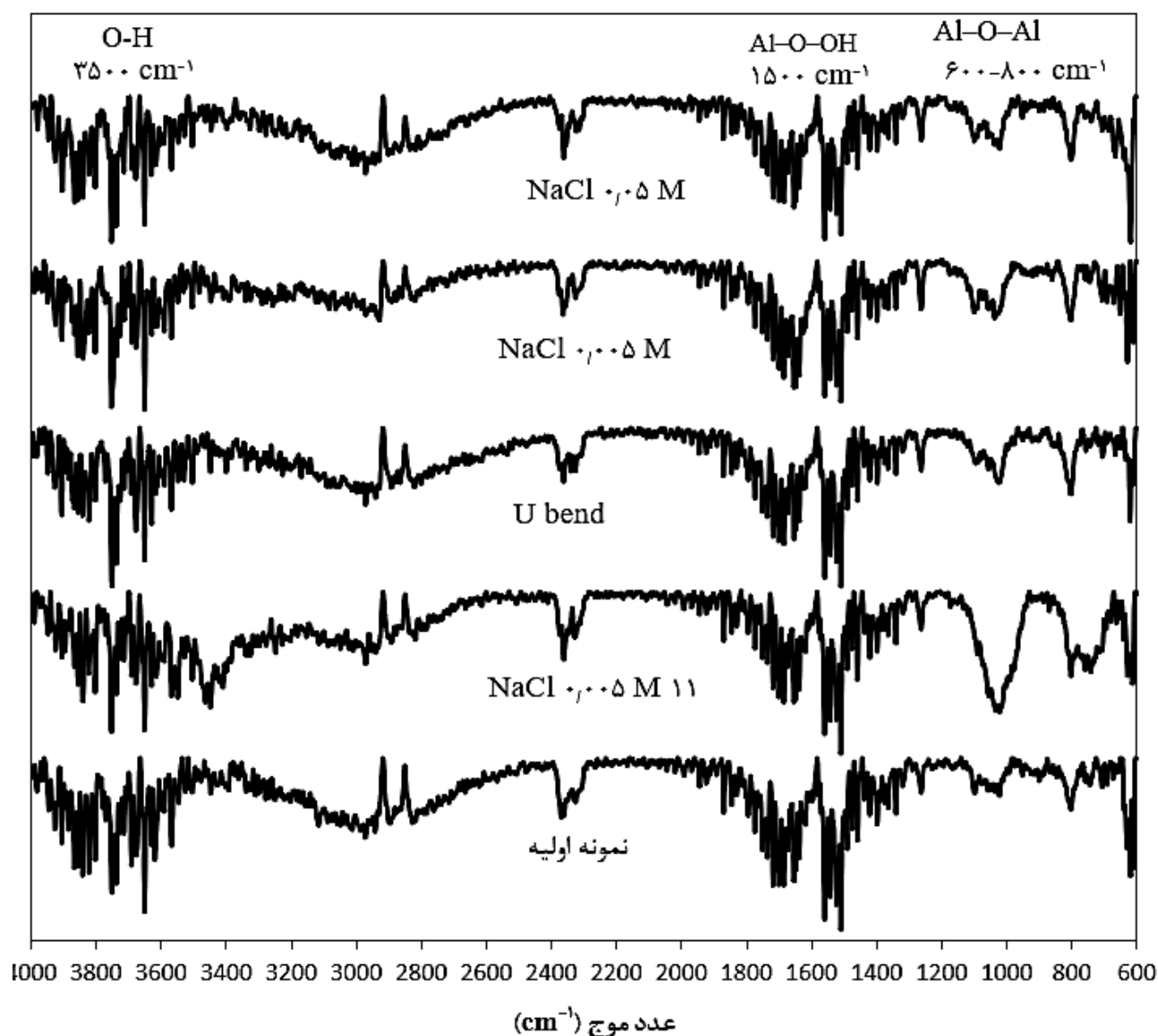
۲.۴ نتایج XRD

نتایج آنالیز XRD یکی از نمونه‌ها که در آزمون خوردگی بوده‌اند در شکل ۱۲ به نمایش در آمده است. براساس این داده‌ها چهار پیک شاخص در موقعیت‌های زیر وجود دارد. این پیک‌ها مربوط به آلومینیم به‌عنوان بستر اصلی (Al) و محصولات خوردگی Al_2O_3 ، $\text{AlO}(\text{OH})$ و $\text{Al}(\text{OH})_3$ است. در کلیه نمونه‌ها این الگوی پراش به صورت مشابه دیده می‌شود [۴۰].

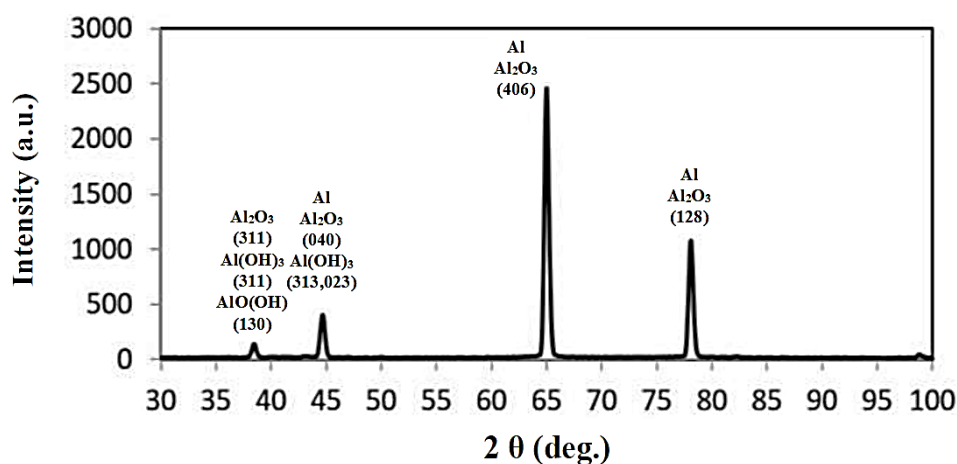
۵. نتیجه‌گیری

آلیاژ ۵۰۵۲ به‌عنوان یک آلیاژ آلومینیم بر پایه گروه Al-Mg قابلیت کاربرد به‌عنوان غلاف سوخت در راکتورهای اتمی (به‌ویژه راکتورهای تحقیقاتی با توان پایین) را دارد. در مطالعه رفتاری خوردگی این آلیاژ در الکترولیت‌های حاوی NaCl و Na_2SO_4 اثر زمان و تنش کششی مورد بررسی قرار گرفته است. براساس نتایج، اثر زمان بر رفتار خوردگی آلیاژ ۵۰۵۲ برحسب نوع الکترولیت متفاوت خواهد بود. در الکترولیت NaCl افزایش زمان، باعث تضعیف رفتار روئین‌شدگی آلومینیم می‌شود درحالی‌که برای الکترولیت Na_2SO_4 افزایش زمان، باعث بهبود رفتار روئین‌شدگی آلیاژ ۵۰۵۲ شده است. به‌طوری‌که در شرایط ۱۱ روز غوطه‌وری نمونه در الکترولیت Na_2SO_4 کمترین نرخ خوردگی مشاهده گردید ($i_{\text{corr}} = 10^{-6}\text{ mA/cm}^2$) که دلیل آن را می‌توان گسترده بودن محدوده پتانسیل روئین‌شدگی آلومینیم ۵۰۵۲ در نظر گرفت ($\Delta E_{\text{pass}} = 1/04\text{ V}$). از سوی دیگر بیشترین نرخ خوردگی در الکترولیت NaCl ۰/۰۵ دیده شد ($i_{\text{corr}} = 10^{-3/7}\text{ mA/cm}^2$) که دلیل آن غلظت بالای یون کلر و همچنین محدوده شدن منطقه روئین‌شدگی آلومینیم در این الکترولیت است ($\Delta E_{\text{pass}} = 0/44\text{ V}$). مطالعه رفتار خوردگی آلومینیم ۵۰۵۲ در الکترولیت NaCl- ۰/۰۵ M در شرایطی که نمونه تحت تنش کششی بوده نشان می‌دهد این شرایط باعث از بین‌رفتن کامل منطقه روئین‌شدگی در نمونه می‌شود. این نتایج تأکید بر نقش مهم عواملی مانند یون کلر، زمان و تنش کششی در خوردگی آلومینیم است. بنابراین از نظر عملیاتی کنترل غلظت یون کلر در محدوده مجاز در شیمی آب سامانه خنک‌کننده راکتور اهمیت زیادی خواهد داشت.





شکل ۱۱. طیف‌های FTIR نمونه‌های آلومینیم ۵۰۵۲ (الف) قبل از آزمون خوردگی و پس از آزمون خوردگی به مدت (ب) ۱ ساعت، (ج) ۲۴ ساعت و (د) ۱۱ روز در الکترولیت NaCl.



شکل ۱۲. نتایج آنالیز XRD آلومینیم ۵۰۵۲ پس از ۱۱ روز غوطه‌وری در NaCl با غلظت ۰.۰۰۵ M.



مراجع

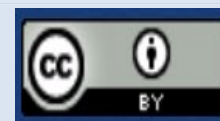
1. Zayermohammadi Rishehri H, Zaidabadi Nejad M. Investigating new cladding material for NuScale reactor based on neutronic and thermo-mechanical properties using M5, E110, Zircaloy 4 and FeCrAl claddings. *Journal of Nuclear Science and Technology*. 2024;107(2):29-36.
2. Foratirad H, Ghanadi Maragheh M, Baharvandi H.R. Investigation of the oxidation behavior of Ti_3SiC_2 with applicability as a nuclear fuel cladding. *Journal of Nuclear Science and Technology*. 2019;89(3):63-72.
3. Sindelar R.L, Peacock Jr. H.B, Lam P.S, Iyer N.C, Louthan Jr. M.R. Acceptance criteria for interim dry storage of aluminium-alloy clad spent nuclear fuels. *Westinghouse Savannah River Company WSRC-TR-95-0347*. 1996;1-34.
4. Setiawan J, Pribadi S, Jamaludin A, Sungkono, Al Hasa M.H. Structural analysis of Al alloys for nuclear fuel cladding. *AIP Conference Proceedings*. 2020;2262:050002. <https://doi.org/10.1063/5.0015710>.
5. IAEA Nuclear Energy Series No. NP-T-5.2 Good Practices for Water Quality Management in Research Reactors and Spent Fuel Storage Facilities. *International Atomic Energy Agency, VIENNA*. 2011.
6. Pawel R.E, Yoder G.L, Felde D.K, Montgomery B.H, McFee M.T. The corrosion of 6061 Aluminum under heat transfer conditions in the ANS Corrosion Test Loop. *Oxidation of Metals*. 1991;36.
7. Maksimkin O.P, Yarovchuk A.V, Turubarova L.G, Aulova D.S, Karbysheva S.A, Rusakova A.V. Influence of neutron irradiation on intergranular corrosion and corrosion cracking of low-alloyed aluminium alloy SAV-1. *Probl. Atom. Sci. Tech*. 2011;108-115.
8. Kanjana K, Ampornrat P, Channuie J. Gamma-radiation-induced corrosion of aluminum alloy: low dose effect. *Journal of Physics. Conf*. 2017;860.
9. Kanjana K, Channuie J. Corrosion of neutron/gamma-irradiated aluminium alloy 6061. *Songklanakarin J. Sci. Technol*. 2019;41(2):445-449.
10. Leenaers A, Koonen E, Parthoens Y, Lemoine P, Van den Berghe S. Post-irradiation examination of AlFeNi clad U₃Si₂ fuel plates irradiated under severe conditions. *J. Nucl. Mater*. 2008;375:243.
11. Sindelar R.L, Peacock Jr. H.B, Lam P.S, Iyer N.C, Louthan Jr. M.R. Acceptance criteria for interim dry storage of aluminium-alloy clad spent nuclear fuels. *Westinghouse Savannah River Company WSRC-TR-95-0347*. 1996;1-34.
12. Kim Y.S, Hofman G.L, Robinson A.B, Snelgrove J.L, Hanan N. Oxidation of aluminum alloy cladding for research and test reactor fuel. *Journal of Nuclear Materials*. 2008;378(2):220-228.
13. Wintergerst M, Dacheux N, Datcharry F, Herms E, Kapusta B. Corrosion of the AlFeNi alloy used for the fuel cladding in the Jules Horowitz research reactor. *J. Nucl Mater*. 2009;48:113-119.
14. Curtius H, Kaiser G, Paparigas Z, Ufer K, Müller E, Enge R, Brücher H. Untersuchungen zum Verhalten von Forschungsreaktor-Brennelementen (FR-BE) in den Wirtsgesteinsinformationswässern möglicher Endlager. 2006. <https://d-nb.info/98788882X/34>.
15. Rest J, Kim Y.S, Holmes G.L, Meyer M.K, Hayes S.L. U-Mo Fuels Handbook. *Argonne National Laboratory. ANL-09/31*. 2006.
16. Ghali E. Aluminum and Aluminum Alloys. In *Uhlig's Corrosion Handbook*. 2000.
17. Aluminium Finishing. <https://alfed.org.uk/wp-content/uploads/2014/02/Aluminium-Corrosion.pdf>. 2014.
18. Aluminum and Aluminum Alloys. *ASM Specialty Handbook*. 1993.
19. Ghali E. Corrosion resistance of aluminum and magnesium alloys: understanding, performance, and testing. 2010.
20. Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection. *ASM Handbook*. 2003;13A.
21. Xu X.T, Xu H.W, Wang Y, Zhang X.Y, Tan X.J. Cerium chloride and L-arginine as effective hybrid corrosion inhibitor for 5052 aluminum alloy in 3.5% NaCl solution. *Int. J. Electrochem. Sci*. 2022;17. doi: 10.20964/2022.12.24.
22. ASTM G30-97. Standard Practice for Making and Using U-Bend Stress-Corrosion Test Specimens. 2003.
23. ASTM G64-21. Standard Classification of Resistance to Stress-Corrosion Cracking of Heat-Treatable Aluminum Alloys. 2021.
24. https://www.euralliance.com/aluminium_english.htm.
25. Novikov V, Nesterov B, Kon'kov V, Sablin M, Troyanov V, Izhutov A, Burukin A, Shahmut' E, Enin A, Agishev V, Pimenov U, Out of Reactors Investigations of Corrosion Properties Cladding from New Zirconium Alloys as Applied to Conditions of Reactor-Plant WWER-1200 (AES-2006) and the Program of This Alloys. *Irradiation Tests*. https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/43/056/43056318.pdf.
26. Peacock Jr. H.B, Sindelar R.L, Lam P.S, Murphy T.H. Evaluation of Corrosion of Base Reactor Fuel Cladding During Dry Storage Aluminum Materials. *Westinghouse Savannah River Company Savannah River Site*. 1995.
27. Buck E.C, Wittman R.S, Hanson B.D. Independent Technical Review of INL Aluminum-Clad Spent Nuclear Fuel (ASNF) Oxide Layer Radiolytic Gas Generation Resolution. *PNNL-30701*. 2020.
28. Li W, Bach M, Walters L, St Lawrence S, Baker K, Donohue S. Effect of neutron fluence on microstructure and mechanical properties of Al 5052 irradiated in the National Research Universal (NRU) reactor. *Journal of Nuclear Materials*. 2019;522:144-157.
29. IAEA. Water Chemistry and Clad Corrosion/Deposition Including Fuel Failures. Proceedings of a Technical Meeting held in Kiev, Ukraine, International Atomic Energy Agency, *Report IAEA-TECDOC-CD-1692*. 2010.



30. Wang S.G, Bai X.D, Chen H.M, Fan Y.D, Zhao Q. Systematic Investigation of Irradiation Corrosion of Nuclear Materials. *Corrosion*. 1998;131.
31. Chen Y, Urquidi-Macdonald M, Macdonald D.D. Transient Oxide Film Growth on Zirconium in High Temperature Aqueous Solutions. Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors – Edited by T.R. Allen, P.J. King, and L. Nelson TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005, Park P. Y., M. Urquidi-Macdonald, D.D. Macdonald, Application of the PDM (Point Defect Model) to the Oxidation of Zircaloy Fuel Cladding in Water-Cooled Nuclear Reactors, in *ICONE 12*. 2004;605-613.
32. Milagre M.X, Donatus U, Mogili N.V, Machado C.S.C, Araujo J.V.S, Klumpp R.E, Fernandes S.M.C, Souza J.A.B.D, Costa I. Effects of Picture Frame Technique (PFT) on the corrosion behavior of 6061 aluminum alloy. *Journal of Nuclear Materials*. 2022. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152320>.
33. Huang J, Lister D, Uchida S, Liu L. The corrosion of aluminium alloy and release of intermetallic particles in nuclear reactor emergency core coolant: Implications for clogging of sump strainers. *Nuclear Engineering and Technology*. 2019;51(5):1345-1354.
34. Scarabotto M, Birriel E.J, Scienza L.C. Influence of Cl- and SO42- ions on the electrochemical behaviour of 3105 and 5052 aluminum alloys. *ICC INTERCORR WCO 2021-328*.
35. Martinez-Viademonte M.P, Abrahimi S.T, Hack T, Burchardt M, Terryn H. A Review on Anodizing of Aerospace Aluminum Alloys for Corrosion Protection. *Coatings*. 2020;10:1106. 10.3390/coatings10111106.
36. Zeng Z, Choudhary S, Esmaily M, Benn F, Derra T, Hora Y, Kopp A, Allanore A, Birbilis N. An additively manufactured magnesium-aluminium alloy withstands seawater corrosion. *Npj Mater Degrad*. 2022;6:32. <https://doi.org/10.1038/s41529-022-00241-5>.
37. Parangusan H, Bhadra J, Al-Thani N. A review of passivity breakdown on metal surfaces: influence of chloride- and sulfide-ion concentrations, temperature, and pH. *Emergent Mater*. 2021;4:1187–1203. <https://doi.org/10.1007/s42247-021-00194-6>.
38. Zhou L, Sheng Z, Liu Q, Xin L, Chen K, Chen S. Enhanced SCC resistance of 7056 aluminium alloy by Y and Si additions. *Materials Science and Technology*. 2021;37(18):1421-1434. DOI: 10.1080/02670836.2021.2013035.
39. Romero Toledo R, Ruíz Santoyo V, Moncada Sánchez D, Martínez Rosales M. Effect of aluminum precursor on physicochemical properties of Al₂O₃ by hydrolysis/precipitation method. *Nova Scientia*. 2018;10(20).
40. L'Haridon-Quaireau S, Laot M, Colas K, Kapusta B, Delpech S, Gosset D. Effects of temperature and pH on uniform and pitting corrosion of aluminium alloy 6061-T6 and characterisation of the hydroxide layers. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;833:155146.

COPYRIGHTS

©2021 The author(s). This is an open access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution (CC BY 4.0), which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, as long as the original authors and source are cited. No permission is required from the authors or the publishers.



استناد به این مقاله

عادل‌خانی، هادی، پارسایان، فاطمه، ایران‌نژاد، لیلا. (۱۴۰۴). اثر زمان و تنش کششی بر رفتار خوردگی آلومینیم ۵۰۵۲ در الکترولیت‌های NaCl و Na₂SO₄. مجله علوم، مهندسی و فناوری هسته‌ای، ۱۱(۱)، ۶۴-۷۶. DOI: <https://doi.org/10.24200/nst.2024.1644>. Url: https://jonsat.nstri.ir/article_1644.html

