بررسی اثرات نورد و آنیل بر روی رفتارهای کششی و خوردگی کامپوزیت چند لایه آلومینیوم/فولاد

میلاد طالبیان*[1]، مصطفی علیزاده[1و2] و مریم احتشام‌زاده[3]

۱- گروه فلزات، پژوهشکده مهندسی مواد، دانشگاه تحصیلات تکمیلی صنعتی و فن‌آوری پیشرفته، کرمان

۲- گروه مهندسی مواد، دانشکده علوم و فن‌آوری‌های نوین، دانشگاه تحصیلات تکمیلی صنعتی و فن‌آوری پیشرفته، کرمان

۳- گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید باهنر کرمان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۱/۸/٦- دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۱/۱۲/۱۴)

چکیده – در پژوهش حاضر کامپوزیت چندلایه آلومینیوم/فولاد با استفاده از ورق‌های Al-1100 و St-12 به‌روش نورد تجمعی تولید شد. ریز ساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی کامپوزیت به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی، آزمون کشش، آزمون میکروسختی ویکرز، پلاریزاسیون سیکلی و اندازه گیری‌های طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی در محلول 3.5 wt% NaCl مورد مطالعه قرار گرفت. بررسی ها نشان داد که پس از یک چرخه نورد تجمعی(در مجموع دو چرخه نورد) کامپوزیت چندلایه با ۴ لایه آلومینیوم و ۲ لایه فولاد تولید شد. استحکام کششی کامپوزیت چندلایه Al/steel، پس از اولین چرخه نورد تجمعی به ۳۹۰/۵۷ مگاپاسکال رسید که ۱/۲۹ مرتبه بیشتر از فولاد آغازی است، در حالی‌که چگالی آن تقریباً نصف چگالی فولاد است. رفتار خوردگی کامپوزیت، بهبود در پارامترهای اصلی الکتروشیمیایی را به‌عنوان یک تأثیر مثبت نورد سرد، نشان داد. نتایج آشکار ساخت که به‌طور کلی پس از آنیل، استحکام و مقاومت به خوردگی کامپوزیت آلومینیوم/فولاد کاهش و درصد ازدیادطول افزایش می‌یابد.

واژگان کلیدی : نورد تجمعی (ARB)، کامپوزیت چندلایه، خواص مکانیکی، رفتار خوردگی

An Investigation of the Effects of Cold Rolling and Annealing on the Corrosion and Tensile Behaviors of Al/Steel Multilayer Composite

M. Talebian[1], M. Alizadeh[1, 2] and M. Ehteshamzadeh[3]

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

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

3-Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Bahonar University of Kerman, Iran

* مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: milad.talebian@yahoo.com

Abstract: ***In this study, Al/Steel multilayer composite was produced by accumulative roll bonding (ARB) process using Al-1100 and St-12 strips. Microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of the composite were studied by scanning electron microscopy (SEM), tensile test, Vickers microhardness tests, cyclic polarization and electrochemical impedance spectroscopy (EIS) measurement in 3.5 wt% NaCl solution. After one ARB cycle (2 roll-bonding cycles), the multilayer composite of 4 layers of Al and 2 layers of steel was produced. The tensile strength of the Al/steel multilayer composite reached 390.57 MPa after the first ARB cycle, which was 1.29 times larger than that of the starting steel while composite density was almost half the density of the steel. Corrosion behavior of the composite revealed a considerable improvement in the main electrochemical parameters, as a result of enhancing influence of cold rolling. The results indicated that strength and corrosion resistance of Al/steel composite generally decreases and elongation increases after annealing.***

Keywords: ***Accumulative roll bonding (ARB), Multilayer composite, Mechanical properties, Corrosion behavior.***

۱- مقدمه

با گسترش صنایع پیشرفته امروزی، بر طرف کردن نیازهای مختلف از قبیل استحکام بالا، خواص گرمایی عالی، چگالی پایین و مقاومت به خوردگی بالا توسط مواد تکی بسیار مشکل است. از این‌رو فلزات روکش شده و کامپوزیت‌های فلزی شامل دو یا چند فلز به‌دلیل ویژگی‌های منحصر به فردشان بسیار مورد توجه قرار گرفته‌اند [۱-۵]. در این میان کامپوزیت‌های چندلایه فلزی با خواص مغناطیسی، الکتریکی، خوردگی و مکانیکی برجسته، علاقمندان بسیاری پیدا کرده است [۶و۷]. برای تولید کامپوزیت‌های چند لایه روش‌های بسیاری به‌کار برده شده است که از آن جمله می‌توان به رسوب فیزیکی بخار[۱] [۸]، اسپری مغناطیسی [۹]، رسوب جت بخار[۲] [۱۰] و پوشش الکتریکی [۱۱] اشاره کرد. باید به این نکته توجه کرد که بیشتر این روش‌ها پیچیده اند و نیاز به تجهیزات و دستگاه‌های گران‌قیمت دارند که استفاده تجاری و صنعتی از آن ها را محدود می‌کند [۱۲]. در چند سال اخیر فرایند نورد تجمعی (ARB)[۳] که یکی از روش‌های تغییر فرم پلاستیک شدید[۴] برای تولید مواد فوق ریزدانه[۵] است، به‌طور موفقیت‌آمیزی برای تولید کامپوزیت‌های چند لایه فلزی که در آن فلزات مختلف در لایه‌های متناوب ساندویچ می‌شوند، مورد استفاده قرار گرفته است. از جمله کامپوزیت‌های چندلایه تولید شده به‌روش نورد تجمعی می‌توان به Al/Cu [۱۲]، Al/Zn [۱۳]، Al/Mg [۱۴و۱۵]، Al/Ni [۱۶]، Ti/Al [۱۷]، Cu/Ag [۱۸]، Ti/Ni [۱۹]، Al/Pt [۲۰]، آلومینیوم/ فولاد [۲۱] و غیره اشاره کرد. در مقایسه با سایر روش‌های تولید کامپوزیت‌های چندلایه، فرآیند ARB دارای مزایایی است [۲۲ و ۲۳]. از جمله (۱) این روش نیاز به وسایل و دستگاه‌های گران‌قیمت ندارد و در مقیاس صنعتی به‌صورت پیوسته قابل تولید است. (۲) فرایند ARB نرخ بهره‌وری بالایی دارد. (۳) در این روش مقدار مواد تولیدی نامحدود است. (۴) فرایند نورد تجمعی این پتانسیل را دارد که کامپوزیتی به شکل ورق تولید کند. (۵) این روش توانایی تولید کامپوزیت‌های نانوکریستالی و فوق ریزدانه شده را دارد. (۶) در حین تولید کامپوزیت، به‌دلیل سادگی فرایند نورد تجمعی، برای ورق‌های اولیه این امکان فراهم می شود که ترکیب اولیه‌ی خود را حفظ کنند. (۷) واکنش‌های فصل مشترکی نامطلوبی که در سایر روش‌ها بین زمینه و تقویت کننده در دماهای بالا ممکن است رخ دهد، در این روش قابل کنترل است. این روش شامل چرخه‌های چندگانه نورد، برش‌کاری و پشته‌سازی است و تا حد امکان می‌تواند تکرار شود. فرایند نورد تجمعی تنها یک روش تغییر فرم نیست بلکه یک فرآیند پیوند نیز هست [۲۴]. ورق‌های کامپوزیتی دو فلزی آلومینیوم/فولاد به صورت مناسب خواص لایه سطحی آلومینیوم از قبیل وزن کم، مدول ویژه بالا، ضریب انبساط گرمایی کم و خواص مقاومت به خوردگی خوب را با استحکام مکانیکی مناسب فولاد زیرلایه ترکیب می‌کنند و به این دلیل در صنایع اتومبیل‌سازی، کشتی‌سازی و هوافضا بسیار مورد توجه قرار گرفته‌اند [۲، ۲۱، ۲۵ و ۲۶]. در پژوهش های گذشته، تاثیر آنیل و میزان کاهش ضخامت بر روی استحکام پیوند آلومینیوم روکش شده بر فولاد مورد بررسی قرار گرفته است [۲۱ و ۲۷].با این حال تقریباً هیچ مطالعه‌ای روی کامپوزیت‌های چندلایه آلومینیوم/فولاد نورد تجمعی و تاثیر فرایند نورد و عملیات آنیل

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ ۱۱۰۰ آلومینیوم مطالعه شده

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Ni	Zn	Al
۰/۱۸۳	۰/۵۵۶	۰/۰۱۲۶	۰/۰۲۲	۰/۰۶۹	۰/۰۰۵	۰/۰۰۱	۰/۰۱	بقیه

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فولاد St-۱۲ مطالعه شده

C	Mn	P	S	Fe
۰/۱	۰/۵	۰/۰۰۵	۰/۰۰۱	بقیه

بعدی بر رفتار خوردگی آلومینیوم سطحی صورت نگرفته است. اندک مطالعات خوردگی انجام شده نتایج متناقضی از مقاومت به خوردگی آلیاژهای مختلف آلومینیوم تحت فرایندهای تغییر فرم پلاستیک را گزارش کرده اند. وی و همکارانش [۲۸] گزارش کرده‌اند که مقاومت به خوردگی آلیاژهای Al-Mn تولید شده به‌روش ARB در محلول 3.5 wt% NaCl به‌دلیل کاهش اندازه ذرات $MnAl_6$ بهبود یافت. سونگ و همکارانش [۲۹] نشان دادند مقاومت فیلم پسیو آلومینیوم خالص تجاری فوق ریزدانه شده پنج برابر بزرگ‌تر از آلومینیوم درشت دانه است. فدایی و همکارانش [۳۰] دلیل کاهش مقاومت به خوردگی حفره‌ای آلیاژ آلومینیوم 5052، پس از ARB را ریزدانه شدن و افزایش چگالی عیوب دانستند.

در این پژوهش کامپوزیت چندلایه آلومینیوم/فولاد به‌روش ARB تولید شده و تأثیر نورد و آنیل بعدی روی خواص مکانیکی و رفتار خوردگی آن مورد بررسی قرار گرفت.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد اولیه

ورق‌های آلومینیوم ۱۱۰۰ با ضخامت ۱/۲ میلی‌متر، ساخت شرکت آلومینیوم ایران (ایرالکو) و ورق‌های فولادی St-12 با ضخامت ۰/۶ میلی‌متر تولید شده توسط شرکت فولاد مبارکه اصفهان تهیه شد. ترکیب شیمیایی آلومینیوم و فولاد استفاده شده را به‌ترتیب در جدول (۱) و (۲) می‌توان مشاهده کرد. ورق‌های آلومینیوم و فولاد اولیه با ابعاد ۲۰۰ میلی‌متر طول و ۳۰ میلی‌متر عرض بریده شدند و به‌ترتیب در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۳۰ دقیقه و دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۶۰ دقیقه آنیل شدند [۲۱]. پس از آنیل نمونه‌های آلومینیومی در هوا و نمونه‌های فولادی در کوره خنک شدند.

۲-۲- تولید کامپوزیت چند لایه

قبل از نورد برای دست‌یابی به پیوند خوب، عملیات سطحی مانند چربی‌زدایی در استون و برس‌کاری سیمی توسط برس سیمی از جنس فولاد زنگ‌نزن روی سطوحی که در تماس با هم قرار می‌گیرند، انجام شد. پس از عملیات سطحی یک ورق فولادی مابین دو ورق آلومینیومی به شکل آلومینیوم- فولاد آلومینیوم قرار گرفت و یک نمونه چندلایه با ضخامت ۳ میلی‌متر (دو ورق آلومینیوم به ضخامت ۱/۲ میلی‌متر و یک ورق فولادی به ضخامت ۰/۶ میلی‌متر) به‌دست آمد. برای جلوگیری از سر خوردن نمونه‌ها حین نورد دو انتهای ورق‌ها سوراخ و توسط سیم‌های فولادی محکم بسته شدند. هم‌چنین برای جلوگیری از افزایش طول بیش تر آلومینیوم نسبت به فولاد قسمت میانی ورق‌ها نیز بسته شد. در نهایت نمونه‌های چند لایه پشته‌سازی شده با کاهش ضخامت ۵۰٪ مطابق با کرنش معادل فون مایزز ۰/۸، نورد شدند و ساندویچ اولیه‌ای به ضخامت ۱/۵ میلی‌متر و طول حدوداً ۴۰۰ میلی‌متر تولید شد که در این پژوهش چرخه صفر نامیده شد. در مرحله بعدی، این ساندویچ اولیه به دو قسمت مساوی در جهت طولی بریده شد. سطوح ورق‌های دو نیم شده، از جهتی که در تماس با هم هستند، چربی‌زدایی و برس‌زنی، و سپس برای فرایند ARB پشته‌سازی و با کاهش ضخامت ۵۰٪ (کرنش معادل فون‌مایزز ۰/۸) نورد شدند (چرخه اول). بنابراین در نهایت کامپوزیتی با ۴ لایه آلومینیوم و ۲ لایه فولاد در میان آن تولید می‌شود و در

مجموع ۲ چرخه نورد روی کامپوزیت صورت می‌گیرد.

لازم به ذکر است که بلافاصله پس از عملیات سطحی و پشته‌سازی، فرایند نورد در دمای اتاق، بدون روان‌کار و با استفاده از دستگاه نوردی به قطر غلطک ۱۷۰ میلی‌متر و با سرعت ۵ دور بر دقیقه انجام شد. برای جلوگیری از انتشار ترک‌های لبه‌ای، در هر چرخه نورد، لبه‌های نوار با برش‌کاری مرتب و گوشه‌های انتهایی و برجسته نوارها بریده شدند.

۲-۳- ریزساختار و خواص مکانیکی

برای بررسی تاثیر عملیات گرمایی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی کامپوزیت‌های چندلایه آلومینیوم/فولاد، کامپوزیت‌های تولید شده در دماهای ۳۰۰ و ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۳۰ دقیقه و هم‌چنین در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد در زمان های ۳۰، ۶۰ و ۹۰ دقیقه عملیات گرمایی شدند. لازم به ذکر است که دما و زمان‌های عملیات گرمایی با توجه به مطالعات صورت گرفته و تحقیقات گذشته انتخاب شد [۲ و ۲۱].

مقطع عرضی در جهت نورد[۶] از کامپوزیت‌های چندلایه پس از چرخه‌های مختلف نورد و عملیات گرمایی تهیه و پس از مانت شدن و سنباده زنی توسط پودر آلومینا پولیش شدند. مشاهدات میکروساختاری و وجود فازهای بین فلزی به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی(SEM)[۷] مجهز به آنالیزگر طیف‌سنج انرژی اشعه ایکس (EDS)[۸] مورد بررسی قرار گرفت.

خواص مکانیکی نمونه‌های کامپوزیت پس از چرخه‌های مختلف نورد، در دمای اتاق و با نرخ کرنش اولیه $۸/۳\times۱۰^{-۴}\ s^{-1}$ تحت آزمون کشش بررسی شدند. از نمونه‌های کامپوزیتی عملیات گرمایی شده در دماها و زمان‌های مختلف نیز آزمون کشش گرفته شد. نمونه‌های آزمون کشش از ورق‌های نورد شده در امتداد جهت نورد توسط دستگاه وایرکات برش داده شدند. ابعاد نمونه‌های آزمون کشش با مقیاس ۰/۲ بر طبق استاندارد JIS-5 در نظر گرفته شد. ازدیاد طول نمونه‌ها از اختلاف طول نمونه قبل و بعد از آزمون کشش محاسبه شد. تصاویر ماکرو از سطح شکست نمونه‌ها پس از آزمون کشش به‌وسیله میکروسکوپ نوری گرفته شد.

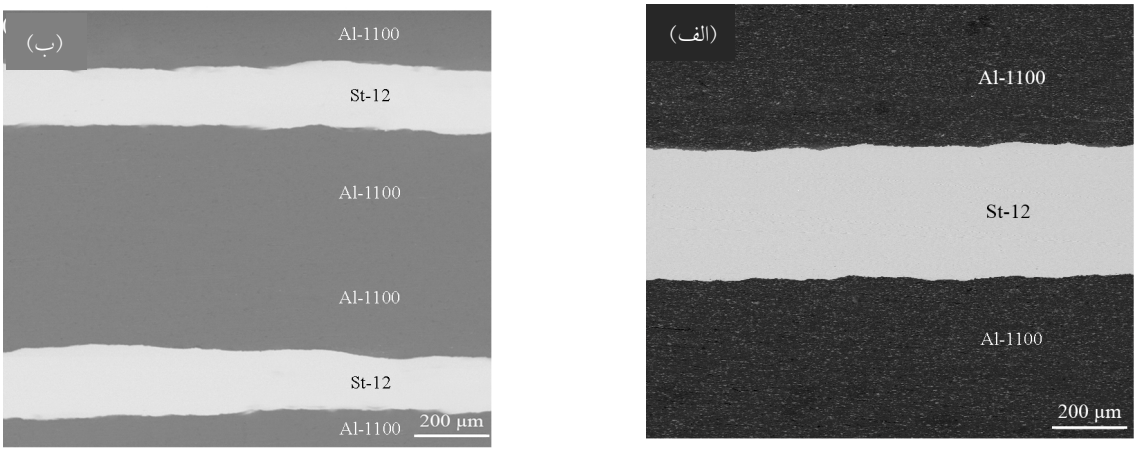
آزمون میکروسختی ویکرز با اعمال نیروی ۹۸/۰۷ mN و به‌مدت ۱۰ ثانیه از سطوح مقطع عرضی نمونهٔ کامپوزیتی موازی با جهت نورد انجام شد. آزمون میکروسختی در ۳ نقطه به‌صورت تصادفی روی سطح نمونه صورت گرفت و میانگین آن‌ها اعلام شد.

۲-۴- بررسی رفتار خوردگی

برای بررسی رفتار خوردگی کامپوزیت از ورق‌ها قبل و بعد از نورد و هم‌چنین پس از عملیات گرمایی در دماها و زمان‌های ذکر شده نمونه‌های خوردگی از سطح خارجی تهیه شدند. ابتدا توسط میکروکاتر نمونه به ابعاد ۱×۱ cm بریده شدند، سپس برای جلوگیری از اثرات احتمالی دمای لحیم بر آن ها، اتصال سیم مسی توسط چسب گرافیت انجام شد. پس از اطمینان از اتصال سیم مسی بر سطح ورق‌ها توسط اهم‌متر، نمونه‌ها مانت شدند و برای ایجاد شرایط یکسان و تکرارپذیری آزمون، با کاغذ سنباده SiC تا شماره ۴۰۰۰ سنباده شدند. در نهایت نمونه‌ها با خمیر الماس ۱ میکرون پولیش شدند.

آزمون‌های خوردگی در محلول ۳/۵ درصد وزنی کلریدسدیم (شبیه‌سازی آب دریا) انجام شد. برای ساخت این محلول، ۳۵ گرم نمک تولیدی شرکت مرک با آب دو بار تقطیر به حجم یک لیتر رسید.

پس از آماده‌سازی نمونه‌ها و محلول، نمونه‌های تست خوردگی برای تشکیل لایهٔ اکسیدی پایدار به‌مدت یک هفته در محلول کلریدسدیم ۳/۵٪ غوطه ور شدند. پس از یک هفته غوطه‌وری در دمای اتاق آزمون EIS[۹] در محدوده فرکانس ۱۰۰ KHz تا ۱۰ mHz و با دامنه ۱۰ mV حول پتانسیل مدار باز انجام شد. برای انجام آزمایشات از یک پیل الکترشیمیایی سه الکترودی با الکترود کالومل اشباع (SCE)[۱۰] به‌عنوان الکترود مرجع، الکترود پلاتین برای الکترود کمکی و نمونه‌های آزمایش به‌عنوان الکترود کاری استفاده شد. پس از انجام هر آزمایش



شکل ۱ - تصویر SEM از ریزساختار مقطع عرضی و موازی با جهت نورد کامپوزیت‌های چندلایه آلومینیوم/ فولاد در چرخه‌های مختلف فرآیند ARB :الف) ساندویچ اولیه وب) چرخه اول.

EIS، بلافاصله آزمایش پلاریزاسیون چرخه‌ای با نرخ روبش ۱ mV/s انجام شد. برای تعیین بازه پتانسیل حول پتانسیل مدار باز ابتدا بازه ۲۰۰ میلی‌ولت پایین و ۱۲۰۰ میلی ولت بالای OCP[11] انتخاب شد تا رفتار ناحیه اکتیو - پسیو در آلیاژهای مختلف بررسی شود و پتانسیل یا جریان لازم برای معکوس کردن جهت روبش مشخص شود. سرانجام برای انجام آزمایش‌های پلاریزاسیون چرخه‌ای، بازه ۲۵۰ میلی‌ولت پایین و ۸۰۰ میلی‌ولت بالای OCP انتخاب شد که در پتانسیل ۸۰۰ میلی‌ولت جهت روبش با همان سرعت روبش رفت، معکوس شد. لازم به ذکر است که آزمایشات الکتروشیمیایی با استفاده از دستگاه EG&G مدل M1025 و با نرم‌افزارهای Power suit 2.20.0 و ZSimpWin 3.22 تحلیل شدند.

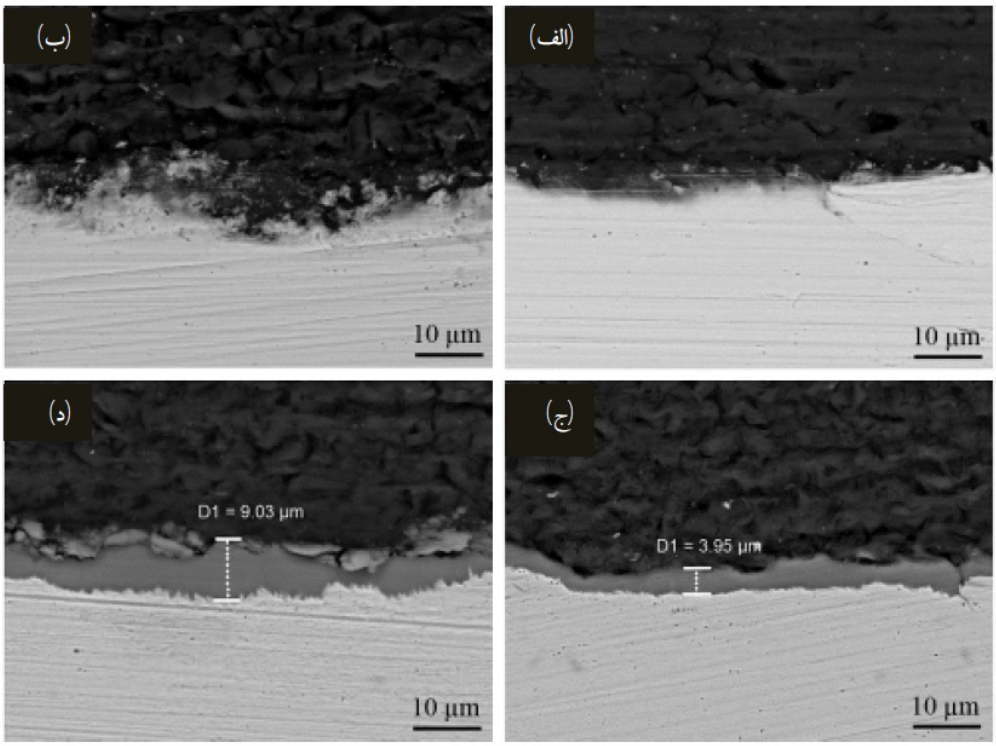
۳- نتایج و بحث

۳-۱ تغییرات ریزساختاری

از مقطع عرضی نمونه‌ها موازی با جهت نورد پس از چرخه‌های مختلف، نمونه تهیه شد و پس از آماده‌سازی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. شکل (۱) میکروساختار کامپوزیت چندلایه آلومینیوم/فولاد را طی چرخه‌های مختلف نورد نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که فصل مشترک Al/Al قابل مشاهده نیست که این نشان‌دهنده ایجاد پیوند خوب فصل مشترکی در فرایند ARB است. هم‌چنین پس از تولید ساندویچ اولیه یا به عبارت دیگر پس از اولین سیکل نورد، پیوند خوبی بین لایه‌های آلومینیوم و فولاد برقرار می‌شود. علاوه بر این شکل (۱) نشان می‌دهد ضخامت هم لایه‌های آلومینیوم و هم لایه‌های فولاد پس از چرخه بعدی نورد (چرخه دوم در مقایسه با چرخه اول)، کاهش می‌یابد. تغییرات ضخامت لایه‌های آلومینیوم و فولاد، درصد کاهش سطح مقطع و کرنش مهندسی اعمال شده در آن‌ها طی چرخه‌های مختلف نورد در جدول (۳) خلاصه شده است. در شکل (۲) نیز تصاویر SEM از فصل مشترک آلومینیوم و فولاد در کامپوزیت چندلایه آلومینیوم/فولاد پس از چرخه اول و در شرایط آنیل مختلف را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود فازهای بین فلزی در فصل مشترک آلومینیوم/فولاد پس از دمای آنیل ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد قابل مشاهده است و قبل از آن و تا دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد اثری از این ترکیبات وجود ندارد. هم‌چنین در شکل (۲) مشاهده می‌شود که ضخامت فازهای بین‌فلزی تشکیل شده در سطوح فصل مشترک آلومینیوم و فولاد با افزایش زمان آنیل، افزایش می‌یابد و از ۳/۹۵ میکرومتر در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۳۰ دقیقه به ۹/۰۳ میکرومتر پس از آنیل در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۹۰ دقیقه می‌رسد. از نقطه نظر شیمیایی با توجه به دیاگرام

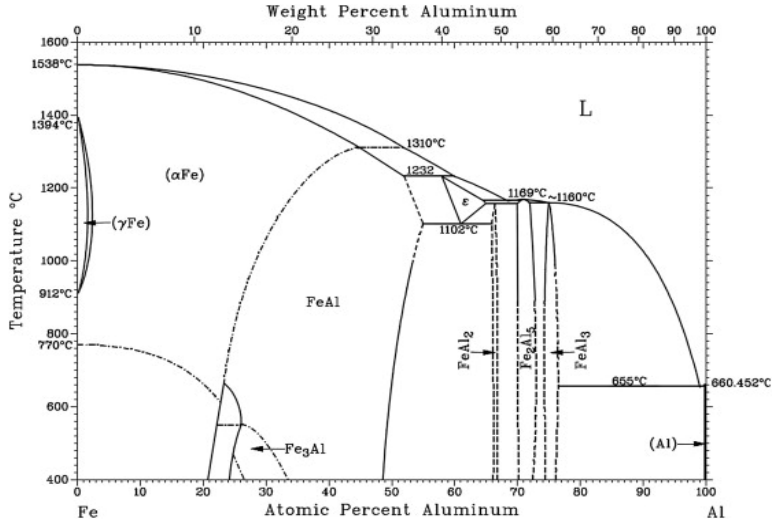
جدول ۳- تغییرات ضخامت، درصد کاهش سطح مقطع و کرنش مهندسی اعمالی در چرخه‌های مختلف نورد

کرنش مهندسی فولاد	کرنش مهندسی آلومینیوم	کاهش سطح مقطع فولاد (٪)	کاهش سطح مقطع آلومینیوم (٪)	ضخامت نهایی فولاد (µm)	ضخامت نهایی آلومینیوم (µm)	شماره چرخه
۰/۷۸	۱/۰۰	۴۳/۲۸	۵۱/۴۲	۳۴۰/۲۹	۵۸۲/۹۱	۰
۰/۹۵	۱/۰۰	۴۹/۳۳	۵۰/۱۸	۱۷۲/۴۱	۲۹۰/۳۸	۱



شکل ۲- تصاویر SEM از فصل مشترک آلومینیوم و آهن پس از چرخه اول و در شرایط عملیات گرمایی متفاوت: (الف) ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۳۰ دقیقه، (ب) ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۳۰ دقیقه، (ج) ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۳۰ دقیقه و (د) ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۹۰ دقیقه.

فازی Fe-Al که در شکل (۳) نشان داده شده است، آهن می‌تواند با آلومینیوم وارد واکنش شده و تشکیل چندین نوع ترکیب بین‌فلزی به شکل Fe_xAl_y بدهد[۳۱]. $FeAl_2$، Fe_2Al_5، Fe_2Al_7 و $FeAl_3$ ترکیبات بین فلزی غنی از آلومینیوم و FeAl وFe_3Al ترکیبات بین فلزی غنی از آهن اند. در مقایسه با فازهای غنی از آهن که چقرمگی بالاتری دارند، حضور ترکیبات بین‌فلزی غنی از آلومینیوم به جهت کاهش اثرات مخرب روی استحکام پیوند، باید به دقت کنترل شود [۲۶]. ترکیب شیمیایی (درصد وزنی و درصد اتمی) فاز بین فلزی در جدول (۴) نشان داده شده است. آزمون EDS از فاز بین فلزی نشان داد که نسبت آلومینیوم به آهن تقریباً ۵ به ۲ است، در نتیجه ترکیبات بین‌فلزی احتمالاً Fe_2Al_5 هستند. جدول (۵) نتایج آزمون میکروسختی ویکرز برای نمونه کامپوزیتی پس از چرخه اول و آنیل شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۹۰ دقیقه را نشان می‌دهد و همان‌طور که مشاهده می‌شود میکروسختی ترکیب بین‌فلزی ۱۰۶۳ ویکرز به‌دست آمده است. جیندال و اسریواستاوا [۳۲] و تریکاریکو و همکارانش [۲۶] نیز مقادیری مشابه را برای Fe_2Al_5 گزارش کردند. بنابراین با توجه به نتایج EDS و مقایسه مقدار سختی به‌دست آمده با نتایج تحقیقات پیشین، می‌توان پذیرفت که ترکیب شیمیایی فاز بین‌فلزی همان Fe_2Al_5 است.



شکل ۳- دیاگرام فازی تعادلی Fe-Al [۳۱]

جدول ۴-آنالیز EDS از ترکیب بین‌فلزی

عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی
آلومینیوم	۵۵/۸۵	۷۲/۳۶
آهن	۴۴/۱۵	۲۷/۶۴
جمع	۱۰۰	۱۰۰

جدول ۵- نتایج ریز سختی از نمونه کامپوزیتی پس از چرخه اول و آنیل شده در دمای $^{\circ}C$ ۵۰۰ و زمان ۹۰ دقیقه

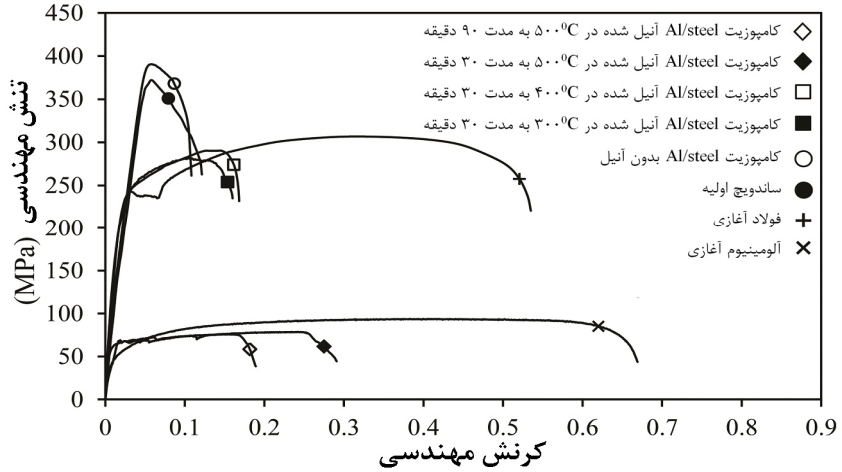
ترکیب/ آلیاژ	ریزسختی(HV)
Al-1100	۳۷/۷۵
Intermetallic	۱۰۶۳
St-12	۲۳۹/۶۶

۳-۲- خواص مکانیکی

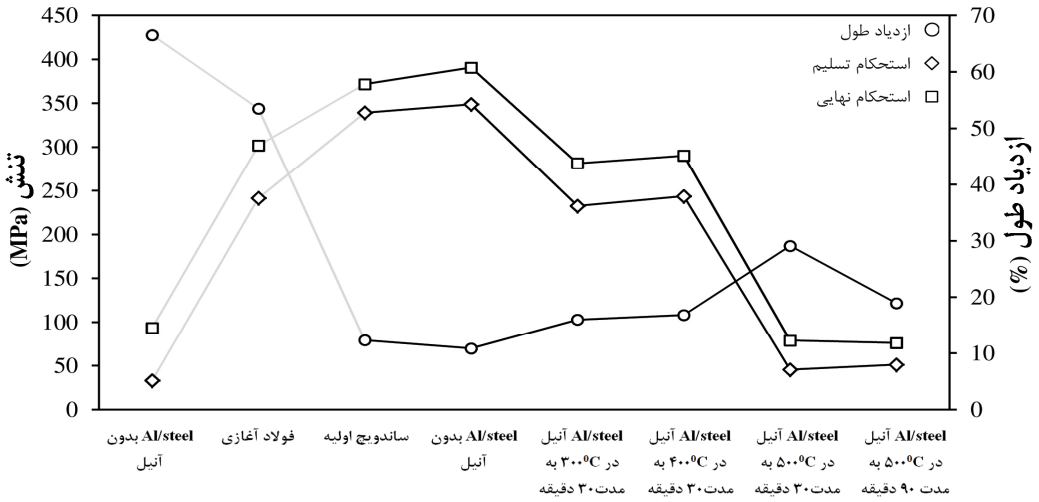
برای مطالعه تأثیرات نورد و آنیل بعدی بر خواص مکانیکی کامپوزیت‌های چندلایه تولید شده به‌روش نورد تجمعی، آزمون کشش بر روی آن‌ها در چرخه‌های مختلف نورد و دماها و زمان‌های مختلف آنیل انجام شد که نمودار تنش-کرنش مهندسی در شکل (۴) نشان داده شده است. هم‌چنین خواص کششی در شکل (۵) خلاصه شده است. نتایج نشان می‌دهد که پس از تولید ساندویچ اولیه، استحکام تسلیم و استحکام نهایی به طور آشکارا افزایش می‌یابد، در حالی‌که درصد ازدیاد طول کاهش می‌یابد.

سپس در اولین چرخه فرایند ARB نیز استحکام افزایش جزئی نشان می‌دهد و درصد ازدیاد طول کمی کاهش می‌یابد.

گزارش شده است که تغییرات استحکام آلیاژهای آلومینیوم ARB شده به‌وسیله دو مکانیزم اصلی استحکام‌دهی کنترل می‌شود [۱۴، ۳۳-۳۵]: (۱) کرنش‌سختی به‌وسیله نابه‌جایی‌ها (در چرخه‌های ابتدایی)، (۲) ریزدانه شدن (در چرخه‌های بعدی). این نکته قابل توجه است که کامپوزیت‌های آلومینیوم/فولاد، به‌دلیل اثر استحکام‌دهی لایه‌های فولادی تقویت‌کننده، استحکام بسیار بالایی نشان می‌دهد. استحکام این کامپوزیت حتی از فولاد اولیه هم بیش‌تر است، در حالی‌که چگالی بسیار کم‌تری نسبت به فولاد دارد. به‌طور دقیق‌تر استحکام نهایی این کامپوزیت ۳۹۰/۵۷



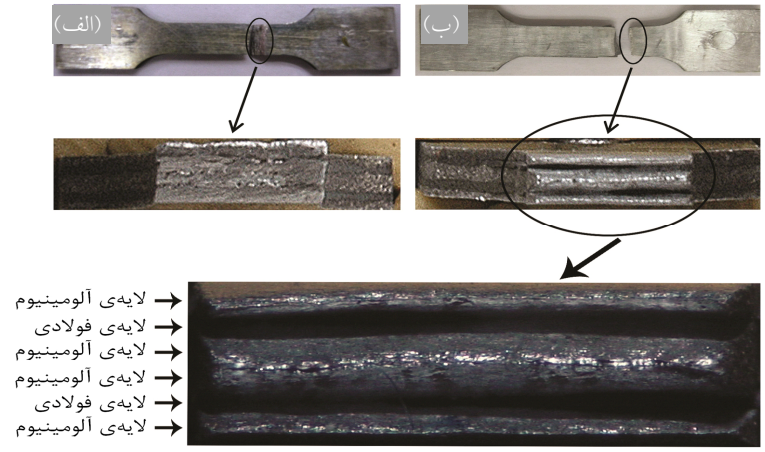
شکل ۴- نمودارهای تنش-کرنش مهندسی مواد اولیه و کامپوزیت‌های آلومینیوم/فولاد پس از چرخه‌های مختلف نورد و آنیل در دماها و زمان‌های مختلف.



شکل ۵- خلاصه خواص کششی مواد اولیه و کامپوزیت‌های آلومینیوم/فولاد پس از چرخه‌های مختلف نورد و آنیل در دماها و زمان‌های مختلف.

مگاپاسکال است، در حالی‌که استحکام نهایی فولاد آغازی ۳۰۱/۸۰ مگاپاسکال به‌دست آمده بود که ۱/۲۹ برابر در کامپوزیت حاصل بیش تر است. در کامپوزیت زمینه آلومینیومی فوق، درصد حجمی آلومینیوم به فولاد ۴ به ۱ است و در نتیجه چگالی آن برابر ۳/۷۳۶ گرم بر سانتی‌متر مکعب به‌دست می‌آید، درحالی که چگالی فولاد ۷/۸۶۰ گرم بر سانتی‌مترمکعب است. به‌عبارت دیگر چگالی کامپوزیت تولیدی به کم‌تر از نصف کاهش یافته است. همان‌طور که مشاهده شد کامپوزیت فوق دارای خواص مکانیکی و نسبت استحکام به وزن بسیار بالایی است که چنین خواصی در مواد کامپوزیتی کمتر قابل مشاهده است و با توجه به فرایند ساده تولید، به‌راحتی می‌تواند در مقیاس صنعتی تولید و جایگزین فولادهای استحکام بالای کم آلیاژ شوند.

مقایسه خواص مکانیکی نمونه‌های کامپوزیتی بدون آنیل و نمونه‌های آنیل شده نشان داده است که به‌طور کلی استحکام تسلیم و نهایی کامپوزیت پس از آنیل کاهش و ازدیاد طول

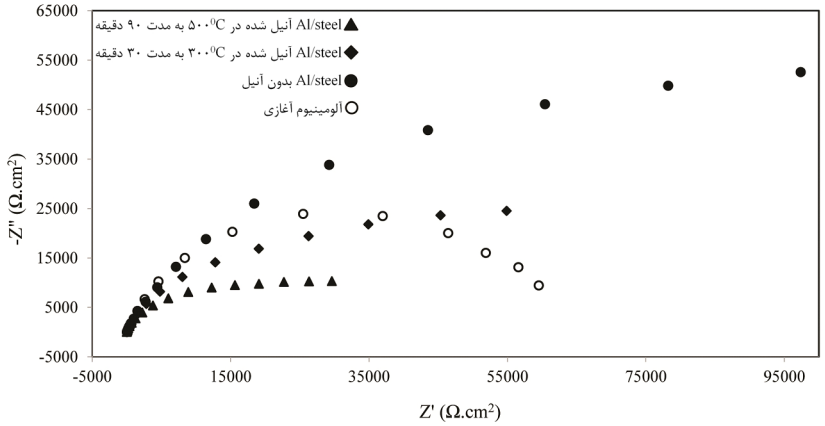


شکل ۶- سطح شکست کامپوزیت‌های آلومینیوم/فولاد پس از چرخه اول و آنیل شده در دمای، (الف) ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۳۰ دقیقه و (ب) ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۹۰ دقیقه.

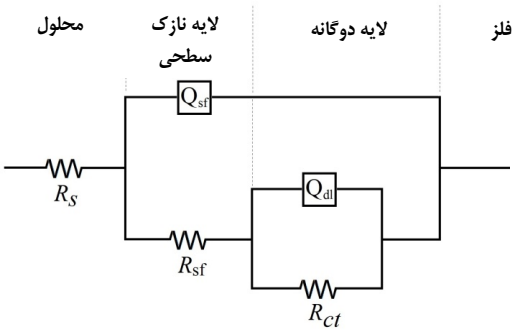
افزایش می یابد. علت این امر رشد دانه‌ها و حذف یا کاهش نابه‌جایی‌ها اعلام شده است [۳۴]. این نکته بسیار جالب است که پس از آنیل در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد، استحکام تسلیم و استحکام نهایی به‌طور چشم گیری کاهش می‌یابد. دلیل این کاهش استحکام، به استحکام پیوند بین آلومینیوم و فولاد بر می‌گردد. پس از آنیل در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد همان‌طور که در شکل (۲) مشاهده شد، ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک آلومینیوم و فولاد تشکیل می‌شود که علت کاهش استحکام کامپوزیت پس از آنیل در این دما، تشکیل همین لایه ترد و با سختی بالا است [۲۰]. علاوه بر این، سطح شکست نمونه آنیل شده در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۳۰ دقیقه و هم‌چنین نمونه آنیل شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۹۰ دقیقه در شکل (۶) قابل مشاهده است. سطح شکست نمونه آنیل شده در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد یکنواخت و تک‌لایه است، درحالی‌که نمونه آنیل شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد برای ۹۰ ثانیه لایه لایه است و هر کدام از لایه‌های آلومینیوم و فولاد به‌طور جداگانه شکسته شدند که این نشان‌دهنده پیوند ضعیف بین آلومینیوم و فولاد پس از تشکیل ترکیبات بین‌فلزی است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش زمان آنیل در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، استحکام کشش تقریباً ثابت است، در حالی‌که درصد ازدیاد طول کاهش می‌یابد. این پدیده را می‌توان به افزایش ضخامت ترکیب ترد بین‌فلزی تشکیل شده در فصل مشترک آلومینیوم/فولاد منسوب کرد. به این صورت که رشد این ترکیب بین‌فلزی در میان لایه‌ها باعث تمرکز تنش بیشتر و کاهش درصد ازدیاد طول می‌شود ولی به‌علت حجم کم‌تر آن در مقابل حجم کامپوزیت (لایه‌های آلومینیوم و فولاد)، بر استحکام تأثیر کم‌تری دارد [۳۶ و ۳۷].

۳-۳- بررسی رفتار خوردگی

منحنی نایکوئیست نمونه آلومینیوم آغازی و نمونه کامپوزیتی در شرایط مختلف آنیل در شکل (۷) مشاهده می‌شود. مدار معادل شبیه‌سازی شده نمونه‌های آلومینیومی توسط نرم‌افزار ZsimpWin را در شکل (۸) ارائه شده است که برای تمام نمونه-های آلومینیومی با شرایط مختلف یکسان به‌دست آمد. این امر با این تصور سازگار است که مکانیزم واکنش بیش‌تر توسط ترکیب آلیاژ تحمیل می‌شود و به طور خاص کم‌تر به ریزساختار و ترکیبات بین‌فلزی وابسته است. این مدار، سیستم الکتروشیمیایی را نشان می‌دهد که در آن یک فلز با پوشش عایق متخلخل در حال خورده شدن است که با زمان غوطه‌وری بالا (یک هفته)، به‌دلیل وقوع خوردگی حفره‌ای، در سطح آلومینیوم انتظار چنین رفتاری از آن می‌رفت. در این مدار R_s، R_{ct} و R_{sf} به‌ترتیب مقاومت محلول، مقاومت انتقال‌بار و



شکل ۷- منحنی‌های نایکوئیست نمونه آلومینیوم آغازی و نمونه کامپوزیتی در شرایط مختلف آنیل و پس از یک هفته غوطه‌وری در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم.



شکل ۸- مدار معادل الکتریکی منحنی امپدانس نمونه‌های آلومینیومی در محلول ۳/۵٪ کلریدسدیم.

مقاومت فیلم سطحی و Q_{dl} وQ_{sf} به‌ترتیب عنصر فاز ثابت در لایه دوگانه عنصر فاز ثابت در فیلم سطحی است. نتایج حاصل از آزمون‌های EIS در جدول (۶) خلاصه شده است. مشاهده می‌شود که شعاع منحنی نمونه کار سرد شده (نمونه کامپوزیتی) بسیار بزرگ‌تر از نمونه آلومینیوم آغازی است که نشان‌دهنده مقاومت پلاریزاسیون بیشتر برای نمونه کارسرد شده است. به‌عبارت دیگر مقاومت انتقال بار پس از ARB به ۲۱۰ کیلواهم می‌رسد که حدود ۳/۶ برابر آلومینیوم اولیه است. هم‌چنین مشخص می‌شود که با آنیل نمونه‌ها مقاومت به خوردگی کاهش می‌یابد تا اینکه در آنیل با دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۹۰ دقیقه، مقاومت خوردگی به نمونه اولیه می‌رسد.

نمودارهای پلاریزاسیون چرخه‌ای آلومینیوم آغازی و کامپوزیت چندلایه آلومینیوم/فولاد در شرایط مختلف آنیل در شکل (۹) نشان داده شده است و نتایج آن در جدول (۷) خلاصه شده است. لازم به ذکر است رابطه بین چگالی جریان خوردگی و مقاومت پلاریزاسیون در منحنی‌های پلاریزاسیون توسط رابطه (۱) که به معادله استرن‌گری معروف است به‌دست می‌آید. همان‌طور که مشاهده می‌کنید نتایج پلاریزاسیون با نتایج به‌دست آمده از EIS همخوانی قابل قبولی دارد:

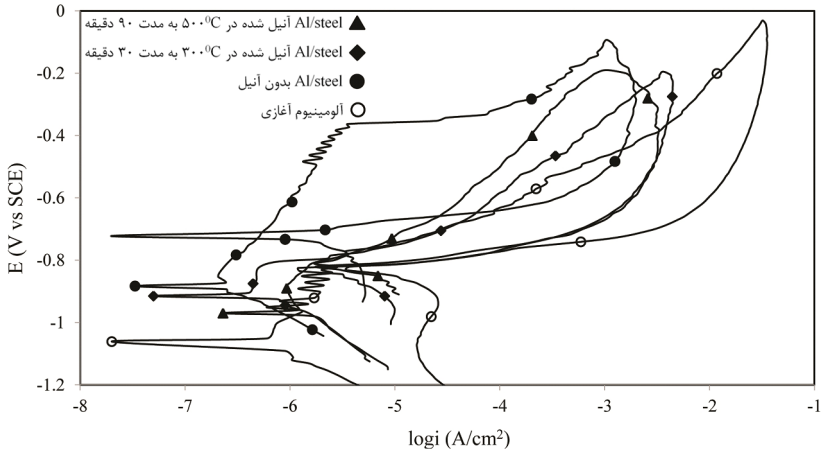
$$i = \frac{\beta_a \beta_c}{2.3R(\beta_a + \beta_c)} = \frac{B}{R} \qquad (۱)$$

به‌طوری‌که β_a شیب شاخه آندی در ناحیه خطی تافل، β_c شیب شاخه کاتدی در ناحیه خطی تافل و R_p مقاومت پلاریزاسیون است. نتایج آزمون پتانسیودینامیک چرخه‌ای نشان داد، ARB پتانسیل خوردگی را افزایش داده، باعث کاهش چگالی جریان خوردگی می‌شود. هم‌چنین کارسرد موجب افزایش پتانسیل شکست و پتانسیل روئین شدن مجدد می‌شود و منطقه پسیو را گسترش می‌دهد. با آنیل نمونه‌های کامپوزیتی، چگالی جریان خوردگی افزایش می‌یابد و حتی از نمونه آلومینیوم آغازی نیز بیش تر می‌شود. منطقه پسیو نیز کوچک‌تر شده و به سمت پتانسیل‌های منفی‌تر میل می‌کند.

تغییرات میکروساختاری حین ARB و آنیل پس از آن توسط محققان بسیاری مورد بررسی قرار گرفته است و تمامی آن‌ها گزارش کرده‌اند که تغییر فرم پلاستیکی شدید که در ARB به

جدول ۶- نتایج حاصل از آزمون EIS نمونه‌های کامپوزیتی در محلول ۳/۵٪ کلریدسدیم پس از یک هفته غوطه‌وری.

نمونه	R_s (Ω)	$Y_0 Q_{sf}$ ($\Omega^{-1}S^n$)	n_1 (0<n<1)	R_{sf} (Ω)	$Y_0 Q_{dl}$ ($\Omega^{-1}S^n$)	n_2 (0<n<1)	R_{ct} (Ω)
آلومینیوم آغازی	۸/۰	۱/۶۹۸×۱۰$^{-۵}$	۰/۸۳۲۹	۱۰^{۳}×۴/۸۰۷	۳/۹۲۷×۱۰$^{-۶}$	۰/۹۲۷۸	۵/۷۲۸×۱۰^{۴}
کامپوزیت آلومینیوم/ فولاد بدون آنیل	۱۱/۹	۱/۴۹۹×۱۰$^{-۵}$	۰/۴۷۹۶	۱/۰۲۷×۱۰^{۴}	۱/۵۲۸×۱۰$^{-۵}$	۰/۸۷۵۴	۲/۱۰۰×۱۰^{۵}
کامپوزیت آلومینیوم/ فولاد آنیل شده در دمای ۳۰۰ ^{0}C به مدت ۳۰ دقیقه	۶/۵	۳/۴۵۴×۱۰$^{-۵}$	۰/۸۲۴۶	۲/۱۰۲×۱۰^{۴}	۳/۹۶۰×۱۰$^{-۵}$	۰/۴۳۴۷	۸/۵۶۰×۱۰^{۴}
کامپوزیت آلومینیوم/ فولاد آنیل شده در دمای ۵۰۰ ^{0}C به مدت ۹۰ دقیقه	۸/۰	۲/۷۱۳×۱۰$^{-۵}$	۰/۸۶۰۹	۱/۰۷۴×۱۰^{۴}	۸/۲۸۵×۱۰$^{-۵}$	۰/۳۹۴۸	۵/۵۷۰×۱۰^{۴}



شکل ۹- منحنی‌های پلاریزاسیون چرخه‌ای نمونه آلومینیوم آغازی و کامپوزیت‌های آلومینیوم/فولاد در شرایط مختلف آنیل در محلول ۳/۵٪ کلریدسدیم پس از یک هفته غوطه‌وری.

جدول ۷- نتایج به‌دست آمده از منحنی‌های پلاریزاسیون چرخه‌ای آلومینیوم آغازی و کامپوزیت‌های آلومینیوم/فولاد در شرایط مختلف آنیل در محلول ۳/۵٪ کلریدسدیم پس از یک هفته غوطه‌وری.

نمونه	E_{corr} (V)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	E_b (V)	E_p (V)	Ca. Beta (mV)	An. Beta (mV)	R_p (Ω)
آلومینیوم آغازی	-۱/۰۷۱	۰/۴۹۸	-۰/۷۷۱	-۰/۸۳۱	۳۵۲/۸۱۲	۱۳۳/۸۲۳	۸/۴۷۰×۱۰^{۴}
کامپوزیت آلومینیوم/ فولاد بدون آنیل	-۰/۸۸۰	۰/۱۷۸	-۰/۳۶۳	-۰/۷۱۲	۱۰۰/۴۷۸	۴۳۸/۶۲۰	۱/۹۹۶×۱۰^{۵}
کامپوزیت آلومینیوم/ فولاد آنیل شده در دمای ۳۰۰ ^{0}C به مدت ۳۰ دقیقه	-۰/۹۰۸	۰/۶۱۲	-۰/۸۰۵	-۰/۸۳۵	۱۵۲/۹۰۶	۴۳۷/۱۵۴	۸/۰۴۷×۱۰^{۴}
کامپوزیت آلومینیوم/ فولاد آنیل شده در دمای ۵۰۰ ^{0}C به مدت ۹۰ دقیقه	-۰/۹۶۳	۱/۳۴۳	-۰/۸۱۰	-۰/۸۲۰	۲۱۰/۲۳۶	۹۱۹/۲۴۹	۵/۵۳۹×۱۰^{۴}

نمونه اعمال می‌شود سبب ریز دانه شدن و افزایش مرزدانه‌ها (مرزدانه‌های لایه‌لایه با زاویه بالا) می‌شود و آنیل پس از آن رشد سریع دانه‌ها و از بین رفتن نابه‌جایی‌ها و عیوب را در پی دارد [۳۸-۴۱]. مرزدانه‌ها خواص متمایزی برای مواد با توجه به عدد کئوردیناسیون اتمی، واکنش‌پذیری و سرعت‌های نفوذ ایجاد می‌کنند. بنابراین نامعقول نیست انتظار داشته باشیم، مناطق با چگالی مرزدانه نسبتاً بالا رفتار الکتروشیمیایی متفاوتی از مناطق درشت‌دانه با چگالی مرزدانه‌های کم، نشان دهند [۴۲].

اکثر تحقیقات صورت گرفته روی اندازه دانه آلومینیوم و آلیاژهای آن نشان می‌دهد که کاهش اندازه دانه، سرعت خوردگی را نیز کاهش می‌دهد [۴۳].

در پژوهش حاضر در مجموع این چنین به‌دست آمد که ARB نه تنها باعث بهبود خواص مکانیکی می‌شود بلکه مقاومت به خوردگی را نیز بهبود می‌بخشد. بهبود مقاومت به خوردگی عموماً به توانایی چگالی بالای مرزدانه های سطحی برای پسیو شدن منسوب می‌شود [۴۲].

آلومینیوم و آلیاژهای آن قابلیت پسیو شدن خوبی دارند، ولی تمایل به حفره‌دار شدن در محلول‌های حاوی کلر دارند. وقتی آلومینیوم در تماس با محلول آبی قرار می‌گیرد، یک فیلم اکسید هیدراته (AlOOH همچنین می‌تواند به‌صورت $Al_2O_3.H2O$ مشاهده شود) روی سطح شکل می‌شود. فرآیندهای تشکیل اکسید هیدراته به‌صورت زیر است [۴۴]:

$$Al + H_2O \rightarrow AlOH + H^+ + e \quad (۲)$$

$$AlOH + H_2O \rightarrow Al(OH)_2 + H^+ + e \quad (۳)$$

$$Al(OH)_2 \rightarrow AlOOH + H^+ + e \quad (۴)$$

بنابراین واکنش کلی عبارت است از:

$$Al + 2H_2O \rightarrow AlOOH + 3H^+ + 3e \quad (۵)$$

اگرچه این فیلم اکسیدی هیدراته مقداری خلل و فرج دارد، ولی مقاومت به خوردگی خوبی در مقابل حمله یون ها دارد. ترکیب فیلم اکسیدی هیدراته (سطح خارجی) و فیلم اکسید طبیعی (سطح داخلی) باعث تشکیل فیلم اکسیدی کامپوزیتی روی سطح آلومینیوم و منجر به پسیو شدن عالی آن در محلول‌های آبی می‌گردد.

هنگامی‌که آلومینیوم در محلول آبی حاوی کلر قرار می گیرد، فیلم پسیو مورد هجوم واکنش انحلال آندی قرار می گیرد. محصولات انحلال آندی ($AlOHCl_2$ و AlOHCl) قابلیت انحلال خوبی در محلول آبی دارند و انحلال آندی فیلم پسیو را توسعه می دهند. همان‌طور که مشخص است فیلم‌های اکسیدی یا دیگر فیلم‌ها مستعد جوانه‌زنی در عیوب سطحی مانند مرزدانه‌ها و نابه‌جایی‌ها هستند. فرایند ARB در آلیاژهای فوق ریزدانه نه تنها اصلاح دانه ها بلکه عیوب کریستالی با انرژی داخلی بالا مانند عیوب مرزدانه‌های زاویه بالا و نابه‌جایی را به همراه دارد. این عیوب کریستالی پر انرژی در مواد فوق ریزدانه، مکان‌های جوانه‌زنی بیش‌تری را برای تشکیل فیلم پسیو ایجاد می کنند. بنابراین پس از قرارگیری مواد فوق ریزدانه در محلول آبی، واکنش تشکیل فیلم پسیو سریع‌تر و شدیدتر اتفاق می افتد و حجم بیش‌تری از عیوب فیلم اکسیدی در سطح مواد فوق ریزدانه به‌دست می‌آید [۴۴]. تشکیل سریع‌تر و شدیدتر فیلم پسیو با حجم عیوب بالا، دلیل افزایش مقاومت به خوردگی کامپوزیت است. هم‌چنین این نتایج کاملاً با افزایش مقدار پتانسیل خوردگی در نمودارهای پلاریزاسیون، پس از ARB هم‌خوانی دارد. پتانسیل خوردگی نمونه‌های آزمایش، توسط فیلم‌های اکسیدی نجیب خارجی و داخلی کنترل می‌شود. از این‌رو حجم عیوب بیش‌تر، مقدار پتانسیل خوردگی بیشتری به نمونه ما می بخشد. حجم عیوب بیش‌تر فیلم پسیو، زمان هجوم Cl^- را طولانی‌تر می‌کند. به عبارت دیگر حتی اگر حفره‌های شبه پایدار در جایی تشکیل شود، حجم زیاد عیوب فیلم پسیو پایدار، مهاجرت کلر و محصولات خوردگی را به تعویق می‌اندازد که منجر به افزایش افت اتمی محلول درون حفره می‌شود و پسیو شدن مجدد حفره‌های شبه پایدار را آسان‌تر می‌کند. عملیات آنیل بعدی سبب رشد سریع دانه‌ها و کاهش مرزدانه‌ها می‌شود و با از بین بردن یا کاهش عیوب، پتانسیل خوردگی و مقاومت به خوردگی را مجدداً کاهش می‌دهد.

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق کامپوزیت چندلایه آلومینیوم/فولاد به‌روش ARB تولید شد و تأثیر نورد و آنیل بعدی بر خواص مکانیکی و رفتار خوردگی مورد بررسی قرار گرفت. از ورق‌های Al-1100 و St-12 برای این منظور استفاده شد. پس از بررسی‌های ریزساختاری، مکانیکی و خوردگی نتایج زیر به‌طور خلاصه به‌دست آمد:

۱. فرایند ARB توانایی تولید کامپوزیت‌های چندلایه

آلومینیوم/فولاد را در دمای محیط دارد و پس از دو مرحله نورد و در اولین چرخه ARB، کامپوزیتی با چهار لایه آلومینیوم و دو لایه فولاد در میان آن ها تولید شد که دارای استحکام بیش‌تری نسبت به فولاد اولیه و چگالی کم‌تر از نصف آن بود.

۲. به‌طورکلی استحکام تسلیم و نهایی کامپوزیت پس از آنیل به‌دلیل رشد دانه‌ها و حذف یا کاهش نابه‌جایی‌ها کاهش و ازدیاد طول افزایش می‌یابد. پس از آنیل در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، به‌دلیل تشکیل ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک آلومینیوم/فولاد که موجب کاهش استحکام پیوند می شود، استحکام تسلیم و استحکام نهایی به‌طور چشم‌گیری کاهش می‌یابد و با افزایش زمان آنیل در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد درصد ازدیاد طول به‌دلیل پیر شدن بیش از حد آلومینیوم و هم‌چنین افزایش ضخامت لایه ترد ترکیب بین فلزی، باز هم کاهش می‌یابد.

۳. مقاومت پلاریزاسیون نمونه کامپوزیتی ۳/۶ برابر نسبت به آلومینیوم آغازی افزایش می‌یابد و با آنیل نمونه‌ها مقاومت به خوردگی کاهش می‌یابد تا اینکه در آنیل با دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۹۰ ثانیه، مقاومت خوردگی به نمونه اولیه می‌رسد.

۴. فرایند ARB پتاسیل خوردگی آلومینیوم سطحی، پتانسیل شکست و پتانسیل روئین شدن مجدد را افزایش داده، باعث کاهش چگالی جریان خوردگی و حساسیت به خوردگی حفره‌ای در محلول ۳/۵٪ کلریدسدیم می‌شود و هم‌چنین ARB منطقه پسیو را گسترش می‌دهد.

۵. با آنیل نمونه های کامپوزیتی، چگالی جریان خوردگی افزایش می‌یابد و حتی از نمونه آلومینیوم آغازی نیز بیش‌تر می شود. منطقه پسیو نیز کوچک تر می‌شود و به سمت پتانسیل های منفی‌تر میل می‌کند.

قدردانی

بدین وسیله نویسندگان از صندوق حمایت از پژوهشگران به‌عنوان حامی مالی طرح تشکر می‌نمایند.

واژه نامه

1. physical vapor deposition (PVC)
2. jet chemical vapor deposition (JVD)
3. accomulated roll bonding (ARB)
4. severe plastic deformation (SPD)
5. ultra fine grain (UFG)
6. rolling direction (RD)
7. scanning electron microscope (SEM)
8. energy dispersive spectrometer (EDS)
9. electrochemical impedence spectroscopy
10. saturated calomel electrode
11. open cricuit potential

مراجع

1. He P., Yue X., and Zhang J., "Hot Pressing Diffusion Bonding of a Titanium Alloy to a Stainless Steel with an Aluminum Alloy Interlayer", *Materials Science and Engineering: A,* Vol. 486, pp. 171-176, 2008.
2. Danesh Manesh H., and Karimi Taheri A." The Effect of Annealing Treatment on Mechanical Properties of Aluminum Clad Steel Sheet", *Materials & Design,* Vol. 24, pp. 617-622, 2003.
3. Emadoddin E., Tajally M., and Masoumi M., "Damping Behavior of Al/SiC_P Multilayer Composite Manufactured by Roll Bonding", *Materials & Design*, Vol. 42, pp. 334-338, 2012.
4. Yang W., Biamino S., Padovano E., Fuso L., Pavese M., Marchisio S., Vasquez D., Vega Bolivar, C., Fino P., and Badini, C., "Microstructure and Mechanical Properties of Short Carbon Fibre/SiC Multilayer Composites Prepared by Tape Casting", *Composites Science and Technology*,Vol. 72, pp. 675-680, 2012.
5. Yang W., Fuso L., Biamino S., Vasquez D., Vegabolivar C., Fino P., and Badini C., "Fabrication of Short Carbon Fibre Reinforced SiC Multilayer

Composites by Tape Casting", *Ceramics International*,Vol. 38, pp. 1011-1018, 2011.
6. Misra A., Hirth J., and Hoagland R., "Length-Scale-Dependent Deformation Mechanisms in Incoherent Metallic Multilayered Composites", *Acta Materialia,* Vol. 53, pp. 4817-4824, 2005.
7. Kavarana F., Ravichandran K., and Sahay S., "Nanoscale Steel-Brass Multilayer Laminates Made by Cold Rolling: Microstructure and Tensile Properties", *Scripta Materialia,* Vol. 42, pp. 947-954, 2000.
8. McKeown J., Misra A., Kung H., Hoagland R., and Nastasi M., "Microstructures and Strength of Nanoscale Cu–Ag Multilayers", *Scripta Materialia,* Vol. 46, pp. 593-598, 2002.
9. Tsai D.C., Huang Y.L., Lin S.R., Jung D.R., and Shieu F.S., "Effect of Nitrogen Flow Ratios on the Microstructure and Properties of (TiVCr)N Coatings by Reactive Magnetic Sputtering", *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms,* Vol. 269, pp. 685-691, 2011.
10. Lin C.R., LiaoW.H., Wei D.H., Chang C.K., Fang W.C., Chen C.L., Dong C.L., Chen J.L., and Guo J.H., "Improvement on the Synthesis Technique of Ultrananocrystalline Diamond Films by Using Microwave Plasma Jet Chemical Vapor Deposition", *Journal of Crystal Growth*, Vol. 326, pp. 212-217, 2011.
11. Tang J., and Zuo Y., "Study on Corrosion Resistance of Palladium Films on 316L Stainless Steel by Electroplating and Electroless Plating", *Corrosion Science,* Vol. 50, pp. 2873-2878, 2008.
12. Eizadjou M., Kazemi Talachi A., Danesh Manesh H., Shakur Shahabi H., and Janghorban K., "Investigation of Structure and Mechanical Properties of Multi-layered Al/Cu Composite Produced by Accumulative Roll Bonding (ARB) Process", *Composites Science and Technology,* Vol. 68, pp. 2003-2009, 2008.
13. Dehsorkhi R.N., Qods F., and Tajally M., "Investigation on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Zn Composite During Accumulative Roll Bonding (ARB) Process", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 530, pp. 63-72, 2011.
14. Chen M., Hsieh H., and Wu W., "The Evolution of Microstructures and Mechanical Properties During Accumulative Roll Bonding of Al/Mg Composite", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 416, pp. 169-172, 2006.
15. Liu H., Zhang B., and Zhang G., "Microstructures and Mechanical Properties of Al/Mg Alloy Multilayered Composites Produced by Accumulative Roll Bonding", *Journal of Material Science Technology,* Vol. 27, pp. 15-21, 2011.
16. Mozaffari A., Danesh Manesh H., and Janghorban K., "Evaluation of Mechanical Properties and Structure of Multilayered Al/Ni Composites Produced by Accumulative Roll Bonding (ARB) Process", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 489, pp. 103-109, 2010.
17. Yang D., Cizek P., Hodgson P., and Wen C., "Ultrafine Equiaxed-Grain Ti/Al Composite Produced by Accumulative Roll Bonding", *Scripta Materialia,* Vol. 62, pp. 321-324, 2010.
18. Ghalandari L., and Moshksar M., "High-Strength and High-Conductive Cu/Ag Multilayer Produced by ARB", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 506, pp. 172-178, 2010.
19. Inoue H., Ishio M., and Takasugi T., "Texture of TiNi Shape Memory Alloy Sheets Produced by Roll-Bonding and Solid Phase Reaction from Elementary Metals", *Acta Materialia,* Vol. 51, pp. 6373-6383, 2003.
20. Hebert R., and Perepezko J., "Deformation-Induced Synthesis and Structural Transformations of Metallic Multilayers", *Scripta Materialia,* Vol. 50, pp. 807-812, 2004.
21. Movahedi M., Kokabi A., and Reihani S., "Investigation on The Bond Strength of Al-1100/St-12 Roll Bonded Sheets, Optimization and Characterization", *Materials & Design*, Vol. 32, pp. 3143-3149, 2011.
22. Alizadeh M., and Paydar M.H., "Fabrication of Nanostructure Al/SiCP Composite by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 492, pp. 231-235, 2010.
23. Jamaati R., and Toroghinejad M.R., "High-Strength and Highly-Uniform Composite Produced by Anodizing and Accumulative Roll Bonding Processes", *Materials & Design,* Vol. 31, pp. 4816-4822, 2010.
24. Alizadeh M., and Talebian M., "Fabrication of Al/Cup Composite by Accumulative Roll Bonding Process and Investigation of Mechanical Properties", *Materials Science and Engineering: A,* Vol. 558, pp. 331-337, 2012.
25. Manesh H.D., and Taheri A.K., "Bond Strength and Formability of an Aluminum-Clad Steel Sheet", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 361, pp. 138-143, 2003.
26. Tricarico L., Spina R., Sorgente D., and Brandizzi M., "Effects of Heat Treatments on Mechanical Properties of Fe/Al Explosion-Welded Structural Transition Joints", *Materials & Design,* Vol. 30, pp. 2693-2700, 2009.
27. Soltan Ali Nezhad M., and Haerian Ardakani A., "A Study of Joint Quality of Aluminum and Low Carbon Steel Strips by Warm Rolling", *Materials & Design,* Vol. 30, pp. 1103-1109, 2009.
28. Wei W., Wei K.X., and Du Q.B., "Corrosion and Tensile Behaviors of Ultra-Fine grained Al–Mn Alloy Produced by Accumulative Roll Bonding",

Materials Science and Engineering: A, Vol. 454, pp. 536-541, 2007.
29. Song D., Ma A.B., Jiang J.H., Lin P.H., and Yang D.H., "Corrosion Behavior of Ultra-Fine Grained Industrial Pure Al Fabricated by ECAP", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China,* Vol. 19, pp. 1065-1070, 2009.
30. Naeini M.F., Shariat M.H., and Eizadjou M., "On the Chloride-Induced Pitting of Ultra Fine Grains 5052 Aluminum Alloy Produced by Accumulative Roll Bonding Process", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 509, pp. 4696-4700, 2011.
31. Jindal V., and Srivastava V.C., "Growth of Intermetallic Layer at Roll Bonded IF-Steel/Aluminum Interface", *Journal of Materials Processing Technology,*Vol. 195, pp. 88-93, 2008.
32. Eizadjou M., Manesh H.D., and Janghorban K., "Microstructure and Mechanical Properties of Ultra-Fine Grains (UFGs) Aluminum Strips Produced by ARB Process", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 474, pp. 406-415, 2009.
33. Tsuji N., Ito Y., Saito Y., and Minamino Y., "Strength and Ductility of Ultrafine Grained Aluminum and Iron Produced by ARB and Annealing", *Scripta Materialia,* Vol. 47, pp. 893-899, 2002.
34. Wang Y ,.and Ma E., "Three Strategies to Achieve Uniform Tensile Deformation in a Nanostructured Metal", *Acta Materialia,* Vol. 52, pp. 1699-1709, 2004.
35. De Cooman B., Dillen H., Storms H., Bultinck I., Buysse P., Ritchie I., Kuhn M., and Fiorucci M." , Ageing in Aluminized Steel Sheet: an Industrial Application of High Frequency Internal Friction Measurements to Point Defect—Interface Interactions", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 211, pp. 619-624, 1994.
36. Abbasi M., Karimi Taheri A., and Salehi M., "Growth Rate of Intermetallic Compounds in Al/Cu Bimetal Produced by Cold Roll Welding Process", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 319, pp. 233-241, 2001.
37. Huang X., Tsuji N., Hansen N., and MinaminoY., "Microstructural Evolution During Accumulative Roll-Bonding of Commercial Purity Aluminum", *Materials Science and Engineering: A,* Vol. 340, pp. 265-271, 2003.
38. Tsuji N., Toyoda T., Minamino Y., Koizumi Y., Yamane T., Komatso M., and Kiritani T., "Microstructural Change of Ultrafine-grained Aluminum During Highspeed Plastic Deformation", *Materials Science and Engineering: A,* Vol. 350, pp. 108-116, 2003.
39. Kamikawa N., Tsuji N., Huang X., and Hansen N., "Quantification of Annealed Microstructures in ARB Processed Aluminum", *Acta Materialia,* Vol. 54, pp. 3055-3066, 2006.
40. Kwan C., Wang Z., and Kang S. B., "Mechanical Behavior and Microstructural Evolution Upon Annealing of the Accumulative Roll-Bonding (ARB) Processed Al Alloy 1100", *Materials Science and Engineering: A,* Vol. 480, pp. 148-159, 2008.
41. Ralston K., Fabijanic D., and Birbilis N., "Effect of Grain Size on Corrosion of High Purity Aluminium", *Electrochimica Acta,* Vol. 56, pp. 1729-1736, 2011.
42. Brunner J., Birbilis N., Ralston K., and Virtanen S., "Impact of Ultrafine-Grained Microstructure on the Corrosion of Aluminium Alloy AA2024", *Corrosion Science*, Vol. 57, pp. 209-214, 2012.
43. Song D., Ma A., Jing J., Lin P., and Zhang L., "Improvement of Pitting Corrosion Resistance for Al-Cu Alloy in Sodium Chloride Solution Through Equal-Channel Angular Pressing"**,** *Progress in Natural Science: Materials International,* Vol. 21, pp. 307-313, 2011.