

بررسی و مقایسه رفتار خوردگی آلیاژ منیزیم AZ91 ریختگی و تغییر فرم یافته به روش اکستروژن برشی ساده

محمود پاکشیر^۱، رامینه مدحت^۲، خشایار مرشدبهبانی^۳

۱- دانشیار، دانشگاه شیراز، دانشکده مهندسی، بخش مهندسی مواد و متالورژی، شیراز، ایران

۲- کارشناس ارشد، دانشگاه شیراز، دانشکده مهندسی، بخش مهندسی مواد و متالورژی، شیراز، ایران

۳- کارشناس ارشد، دانشگاه شیراز، دانشکده مهندسی، بخش مهندسی مواد و متالورژی، شیراز، ایران

*pakshir@shirazu.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۹۲/۱۰/۲۸، تاریخ پذیرش: ۹۳/۰۲/۲۹)

چکیده

در این تحقیق اثر تغییر شکل پلاستیک شدید بر رفتار خوردگی آلیاژ منیزیم AZ91 در دمای اتاق مورد بررسی قرار گرفت. به همین منظور نمونه‌های ریختگی، اکستروژن صفحه‌ای و اکستروژن برشی ساده از این آلیاژ تهیه شد. تصاویر میکروسکوپ نوری حاکی از حذف رسوبات β در نمونه اکستروژن صفحه‌ای و تشکیل دوقلوبی در نمونه اکستروژن برشی ساده بود. با استفاده از آزمون‌های الکتروشیمیایی در محیط کلرید سدیم ۳/۵٪ وزنی رفتار خوردگی نمونه‌ها بررسی گردید. طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی حاکی از جدایش لایه $Mg(OH)_2$ از سطح نمونه‌ها بود. همچنین مقاومت پلاریزاسیون نمونه اکستروژن صفحه‌ای به دلیل حذف رسوبات β افزایش یافت، اما در نمونه اکستروژن برشی ساده به دلیل تشکیل دوقلوبی و ایجاد رسوبات β پراکنده، مقاومت پلاریزاسیون تاحدودی کاهش یافت. آزمون تافل نیز نتایج حاصل از بررسی را تایید نمود.

واژه‌های کلیدی:

آلیاژ منیزیم AZ91، اکستروژن برشی ساده، پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی.

۱- مقدمه

هیدروکسیدی $(MgO/Mg(OH)_2)$ می‌تواند به صورت خودبخودی بر سطح منیزیم تشکیل شوند. نسبت پیلینگ-بدورث (Pilling-Bedworth ratio) برای $Mg(OH)_2$ برابر ۱/۷۷ بوده و از سطح به‌خوبی حفاظت می‌کند [۲]. مقاومت به خوردگی آلیاژهای منیزیم در سالیان اخیر مورد توجه بسیاری از محققان قرار گرفته است. مقاومت به خوردگی این آلیاژها به تشکیل فیلم سطحی بر روی آلیاژ و محیطی که در آن قرار

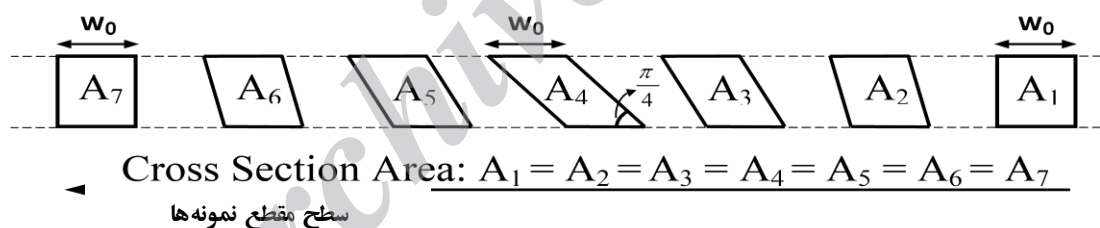
آلیاژهای منیزیم، از جمله سبک‌ترین مواد ساختاری هستند که در بسیاری از کاربردها مورد توجه قرار گرفته‌اند. نسبت بسیار عالی استحکام به وزن آلیاژهای پایه منیزیم، باعث کاربرد گسترده آنها در صنایع اتومبیل‌سازی و هوایی شده است [۱]. محدودیت این آلیاژها، ضعف در کارپذیری به دلیل ساختار شش گوشه (Hexagonal) و افت خواص مکانیکی در دمای بالاست. در هوای مرطوب و محلول‌های آبی، لایه اکسیدی و

خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی آلیاژهای منیزیم می‌شود، تلاش های بسیاری در جهت تولید آلیاژهای منیزیم فوق ریزدانه صورت گرفته است [۱۳]. آلیاژ AZ91 با ترکیب شیمیایی $Mg-9wt.\%Al-1wt.\%Zn$ یکی از متداولترین آلیاژهای منیزیم در صنایع اتومبیل‌سازی است. ریزساختار مرسوم این آلیاژ شامل فاز α و فاز β می‌باشد. شبکه فاز β و غنی از آلومینیوم که بر روی سطح خورده شده تشکیل گردیده می‌تواند عامل مهمی در کاهش خوردگی این آلیاژ در مقایسه با آلیاژ AZ31 باشد [۹].

از این رو در این تحقیق، نمونه‌های AZ91 تولیدی به روش اکستروژن برشی ساده مورد مطالعه خوردگی قرار گرفتند. شکل ۱ [۱۵] نحوه تغییر شکل تدریجی مقطع نمونه در حین عبور از قالب را نشان می‌دهد.

به علت نرخ کرنش پایین این روش نسبت به سایر روش های شکل دهی، امکان تغییر شکل فلزاتی با قابلیت انعطاف پذیری کم در دمای محیط (مانند منیزیم و آلیاژهایش) فراهم می‌شود.

گرفته، بستگی دارد [۳-۸]. در بسیاری از تحقیقاتی که تاکنون صورت گرفته، از محیط ۳/۵ درصد وزنی کلرید سدیم به عنوان محیط خوردگی جهت بررسی رفتار خوردگی این آلیاژها استفاده شده است [۹-۱۰]. یون Cl^- سبب افزایش خوردگی منیزیم و آلیاژهایش در محلول‌های آبی شده و با افزایش غلظت Cl^- ، نرخ خوردگی بیشتر می‌شود [۱۱]. به دلیل خواص مکانیکی مطلوب مواد فوق ریزدانه (Ultrafine-grained) انتظار می‌رود تا کاهش میانگین اندازه دانه باعث افزایش استحکام تسلیم (و نیز استحکام کششی نهایی) این آلیاژ در دمای اتاق شود. ساختار فوق ریزدانه در فلزات را میتوان بوسیله روش های تغییر شکل پلاستیک بسیار شدید (Severe plastic deformation) شامل اتصال نورد تمجعی (Accumulative Roll Bonding) [۱۲]، پرس زاویه‌ای با مقاطع یکسان (equal-channel angular pressing) [۱۳-۱۴] و اکستروژن برشی ساده (Simple shear extrusion) [۱۵-۱۶] بدست آورد. از آنجایی که کاهش اندازه دانه سبب بهبود



شکل (۱): نحوه تغییر شکل تدریجی سطح مقطع نمونه در حین عبور از کانال اکستروژن برشی ساده

نمونه های مورد استفاده در این تحقیق از شمش ریختگی آلیاژ AZ91 بوده که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ آورده شده است.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلیاژ منیزیم AZ91 (درصد وزنی)

عنصر	Al	Zn	Mn	Fe	Be	Si	Cu	Ni
درصد وزنی	۹/۰۵	۰/۶۵	۰/۲۱	۰/۰۰۲۱	۰/۰۰۰۸۲	۰/۰۲۲	۰/۰۰۲	۰/۰۰۰۵۷

۴۱۵ تحت عملیات حرارتی T_4 قرار گرفته و سپس در آب، سرد شدند. عملیات حرارتی برای بیشتر آلیاژهای ریختگی منیزیم

نمونه‌های ریختگی مورد استفاده در ابعاد $30\text{ mm} \times 30\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ بریده شده و به مدت ۲ ساعت در 370°C و ۲۴ ساعت در $^\circ\text{C}$

میلی لیتر آب مقطر) [۱۷] اچ و ریز ساختار توسط میکروسکوپ نوری بررسی شد.

۲-۳- آزمون خوردگی

رفتار خوردگی آلیاژ AZ91 ریخته گری شده، اکستروژن با شرایط کرنش صفحه‌ای و اکستروژن برشی ساده شده بوسیله آزمون‌های خوردگی الکتروشیمیایی مورد بررسی قرار گرفت. آلیاژ AZ91 ریخته گری شده به عنوان نمونه شاهد جهت مقایسه استفاده گردید و آزمایش‌ها در محلول کلرید سدیم ۳/۵٪ وزنی و در دمای اتاق انجام شد. به منظور انجام آزمون‌های خوردگی الکتروشیمیایی، دستگاه پتاسیو استات μ AutoLab3 با سیستم متداول ۳ الکتروود شامل الکتروود کاری (نمونه)، الکتروود مرجع نقره/کلرید نقره و الکتروود کمکی پلاتین مورد استفاده قرار گرفت. کلیه پتانسیل‌های مورد بررسی در این مقاله نسبت به الکتروود مرجع نقره/کلرید نقره گزارش شده است. به منظور تحلیل نتایج حاصل از آزمون‌های امپدانس الکتروشیمیایی و تافل به ترتیب از نرم افزارهای FRA و GPES (ورژن ۴.۹) استفاده شد. نمونه‌های آزمون خوردگی با سطح مقطع 1 cm^2 از مقطع عمود بر جهت اعمال نیرو تهیه گردیده و پس از اتصال الکتریکی، مانع سرد شده و پالیش شدند. آزمون‌های خوردگی توسط پتانسیل مدار باز (Open circuit potential)، پلاریزاسیون تافل و طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) جهت مقایسه مقاومت خوردگی نمونه‌های SSE شده و ریختگی صورت گرفتند. پتانسیل مدار باز هر نمونه به مدت ۱۸۰۰ ثانیه و تا برقراری پتانسیل ثابت، اندازه گیری شد. همچنین آزمون امپدانس الکتروشیمیایی در پتانسیل مدار باز و در محدوده فرکانس ۱۰ kHz - ۱۰ mHz و با استفاده از سیگنال سینوسی با دامنه پتانسیل ۵ mV صورت گرفت. در انتها آزمون پلاریزاسیون تافل در محدوده پتانسیل ۳۰۰ mV \pm نسبت به پتانسیل مدار باز و با نرخ روبش پتانسیل ۰/۰۰۱ V/S انجام شد. بایستی توجه داشت که موضوع اصلی این پژوهش در رابطه با بررسی رفتار

مورد استفاده قرار می‌گیرد که می‌تواند موجب بهبود خواص مکانیکی قطعات، آزاد شدن تنش پس ماند و یکنواخت شدن ساختار گردد. انجام فرایند همگن سازی (T4) بر روی آلیاژ AZ91 منجر به از بین رفتن ساختار شاخه‌ای و افزایش شکل پذیری می‌گردد [۱۷]. از آنجایی که دانه‌های شمش ریختگی AZ91 دارای ریزساختاری با دانه‌های بزرگ و کشیده است، لذا یک مرحله فرآیند اکستروژن در دمای بالا بر روی آن انجام شد. بدین ترتیب علاوه بر کاهش اندازه دانه، موجب بهبود کارپذیری نمونه‌های منیزیم گردید [۱۸]. در ادامه، نمونه‌ها تحت فرآیند اکستروژن با شرایط کرنش صفحه‌ای در دمای 415°C و با سرعت اعمال نیروی $2 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$ قرار گرفتند [۱۶]. ماده حین فرایند اکستروژن در دمای 415°C تحت کرنشی معادل $\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}}$ $\ln 3 = 1.27$ قرار گرفت [۱۵]. سپس نمونه‌ها را برش زده تا به ابعاد $30\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ برسند. آنگاه فرایند اکستروژن برشی ساده در دمای اتاق در قالبی با زاویه برشی 30° درجه بر روی نمونه‌ها صورت گرفت.

کرنشی که ماده حین این فرایند متحمل می‌شود برابر با ۰/۶۶ بوده که با توجه به زاویه برشی قالب به اندازه $\alpha = 30^\circ$ است و از معادله زیر بدست می‌آید:

$$\varepsilon = 2 \left(\frac{\tan \alpha}{\sqrt{3}} \right) \quad (1)$$

بنابراین مجموع کرنش اعمالی به نمونه پس از انجام فرایند اکستروژن برشی ساده برابر با ۱/۹۳ می‌باشد.

۲-۲- مشاهده ریز ساختار

به منظور بررسی ریزساختار نمونه‌های آلیاژی قبل و بعد از هر فرایند، سطح نمونه‌ها به وسیله سمباده SiC ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۲۰۰۰ و ۳۰۰۰ به صورت‌تر در متانول پولیش شده و سپس توسط پارچه مخصوص و خمیر الماسه ۳ میکرونی به صورت آینه‌ای پولیش گردید. سپس بوسیله محلول استیک پیکرال (Acetic picral) با ترکیب شیمیایی (۲/۵ میلی لیتر استیک اسید، ۳ گرم پیکریک اسید، ۵۰ میلی لیتر اتیل الکل و ۵

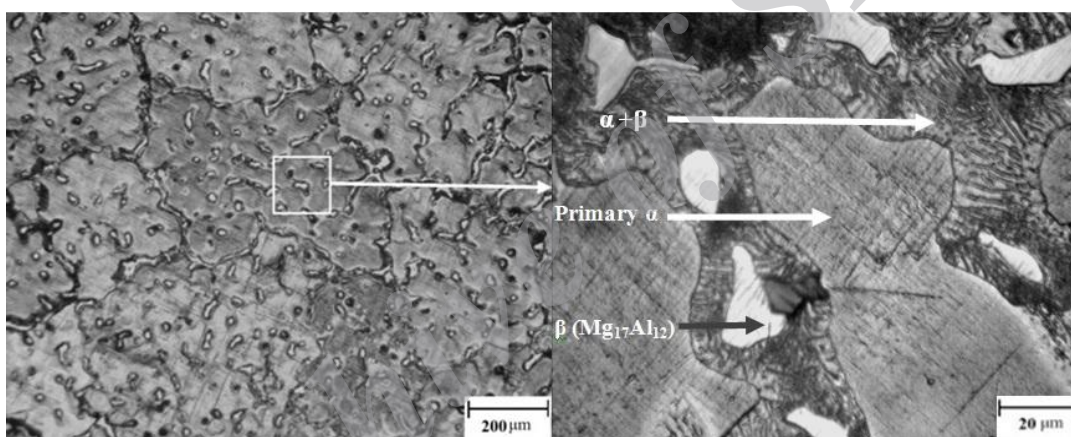
که فاز یوتکتیکی ($\beta+\alpha$) با ساختار لایه‌ای و ذرات درشت فاز β در آن قرار گرفته اند. با انجام اکستروژن در دمای 415°C طبق دیاگرام فازی منیزیم-آلومینیوم، رسوبات β ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) از بین رفته و به‌طور کامل در زمینه حل می‌شوند (شکل ۳). همچنین در این فرآیند اندازه دانه‌ها تا حدودی کاهش یافته و به تغییر فرم بهتر در فرآیند اکستروژن برشی ساده کمک می‌نماید. حین فرآیند اکستروژن برشی ساده، به دلیل تغییر فرم دردمای محیط، ساختار به‌صورت دوقلویی مشاهده می‌شود (شکل ۴).

خوردگی آلیاژ منیزیم AZ91 توسط آزمون‌های الکتروشیمیایی بوده و هدف اصلی بهبود کارپذیری نمی‌باشد.

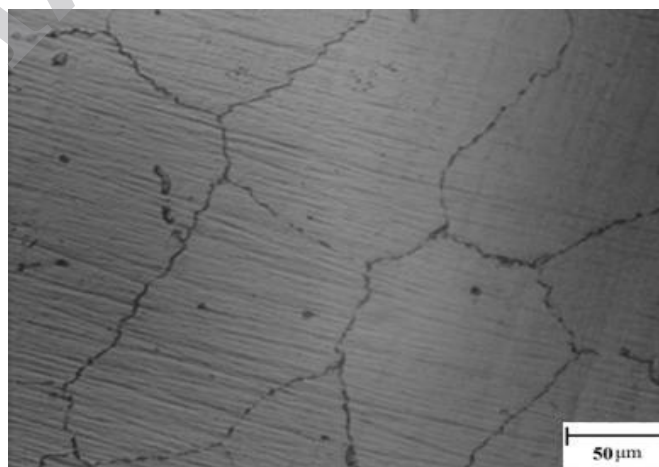
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی میکروسکوپی

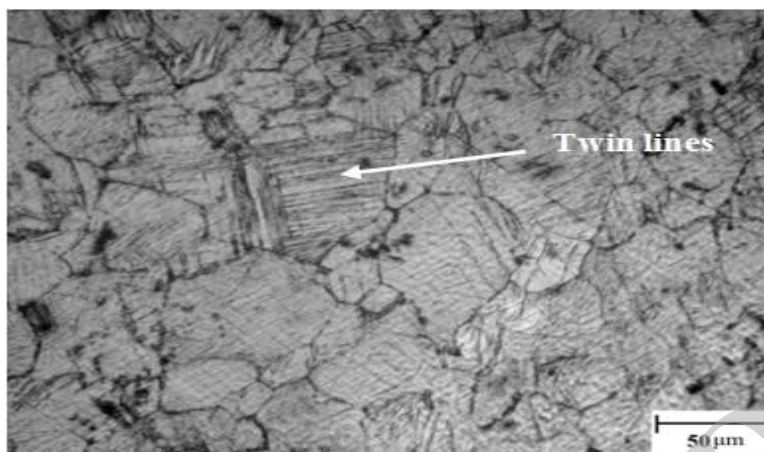
وجود رسوبات β در آلیاژ منیزیم AZ91 توسط محققین به اثبات رسیده [۵-۹، ۱۹] و در این تحقیق نیز با استفاده از تصاویر میکروسکوپ نوری به آن اشاره شده است. شکل ۲ ریزساختار نمونه ریختگی آلیاژ منیزیم AZ91 را نشان می‌دهد. ریزساختار نمونه ریختگی شامل فاز زمینه α اولیه با مرزهای دندریتی بوده



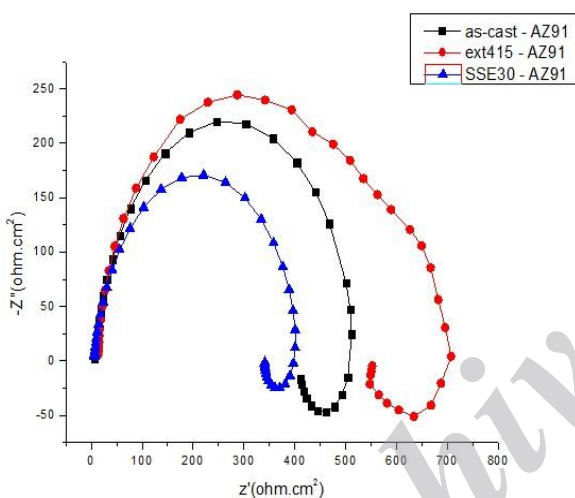
شکل (۲): ریز ساختار نمونه ریختگی آلیاژ منیزیم AZ91



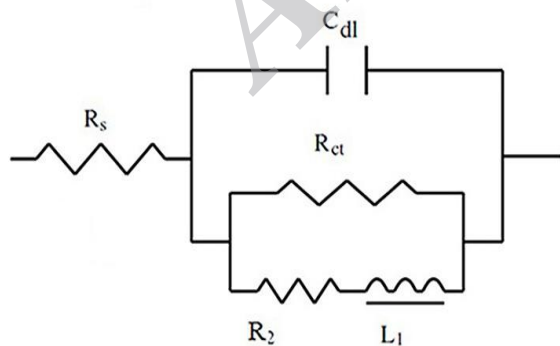
شکل (۳): عدم حضور رسوبات در ریز ساختار نمونه اکستروژن شده در دمای 415°C



شکل (۴): حضور دوقلوبی در ریز ساختار در اثر انجام فرایند SSE در دمای اتاق



شکل (۵): نمودار نایکوئیست نمونه ریختگی، نمونه اکستروژن 415°C و نمونه اکستروژن برشی ساده آلیاژ منیزیم AZ91

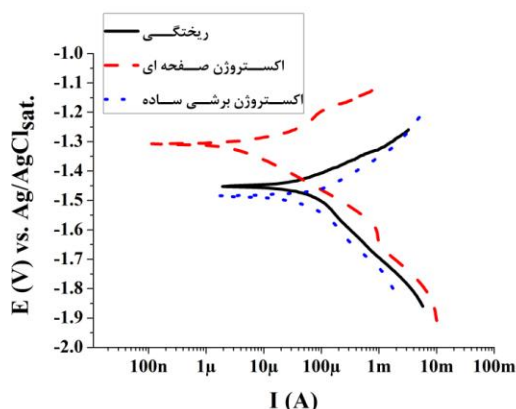


شکل (۶): مدار معادل نمودارهای نایکوئیست نمونه‌های مورد بررسی در محلول کلرید سدیم ۳/۵ وزنی

۳-۱- طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی

شکل ۵ نمودارهای نایکوئیست نمونه‌های ریختگی، اکستروژن صفحه‌ای و اکستروژن برشی ساده را پس از انجام آزمون در محلول کلرید سدیم ۳/۵٪ وزنی نشان می‌دهد. در کلیه نمودارها در فرکانس‌های بالا و میانی حلقه ظرفیتی مشاهده شده که مربوط به انحلال فلز حین فرایند خوردگی است. قطر این حلقه مربوط به مقاومت انتقال بار و یا همان مقاومت به خوردگی می‌باشد. در فرکانس‌های پایین، نمودار رفتار القایی از خود نشان داده و دارای حلقه بازگشتی در ناحیه منفی بوده که به دلیل جدا شدن لایه Mg(OH)_2 از سطح، در نمودار ظاهر می‌شود. در شکل ۶ مدار معادل نمودارهای نایکوئیست ارائه شده است. در این مدار R_s ، C_{dl} ، R_{ct} ، R_2 و L_1 به ترتیب مقاومت محلول، ظرفیت لایه دوگانه الکتریکی، مقاومت انتقال بار (مقاومت پلاریزاسیون)، مقاومت انتقال اجزای فعال الکتریکی و المان القاگر می‌باشند [۲۰]. با توجه به نمودارهای نایکوئیست نمونه‌های آزمون، مقایسه قطر نمودارها در ناحیه ظرفیتی نشان دهنده کاهش مقاومت به خوردگی نمونه اکستروژن برشی ساده نسبت به نمونه ریختگی است (جدول ۲). عیوب کریستالی ناشی از اعمال کرنش باعث شده تا نمونه SSE دارای زمینه α اولیه فعال‌تر و مستعدتری به خوردگی باشد. همچنین ذرات فاز β به راحتی در فاز زمینه α انتشار یافته و سبب افزایش خوردگی شده‌اند [۱۳].

حین فرایند اکستروژن برشی ساده موجب افزایش نرخ خوردگی شوند [۲۲].



شکل (۷): نمودارهای تافل نمونه‌های آزمون در محلول کلرید سدیم ۳٪/۵ وزنی

جدول (۳): پتانسیل و جریان خوردگی نمونه‌های آزمون

I _{corr.} (A)	E _{corr.} (V)	نمونه
$7/3 \times 10^{-5}$	-۱/۴۵۱	ریختگی
$3/7 \times 10^{-5}$	-۱/۳۰۸	اکستروژن صفحه‌ای
$1/013 \times 10^{-4}$	-۱/۴۸۵	اکستروژن برشی ساده

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق رفتار خوردگی منیزیم AZ91 تحت فرایند اکستروژن برشی ساده در محلول کلرید سدیم مورد مطالعه قرار گرفت.

۱- نتایج حاصل نشان‌دهنده موفقیت این روش شکل‌دهی در تغییر فرم این آلیاژ در دمای اتاق و اعمال کرنش مناسب به میزان ۰/۶۶ بر روی آن بود.

۲- امکان اعمال میزان پایینی از کرنش در روش اکستروژن برشی ساده مانع از تشکیل رسوبات حین فرایند گردید. با افزایش میزان کرنش، عیوب کریستالی افزایش یافته و همچنین توزیع ذرات فاز β در زمینه موجب کاهش مقاومت به خوردگی می‌گردد. بنابراین با استفاده از فرایند اکستروژن برشی ساده و اعمال کرنش کمتر می‌توان مانع از کاهش بیش از اندازه مقاومت به خوردگی آلیاژ شد و همچنین خواص مکانیکی را ارتقاء داد.

جدول (۲): مقاومت انتقال بار (مقاومت پلاریزاسیون) و ظرفیت لایه دوگانه

الکتریکی نمونه‌های مورد بررسی

C (F)	R _{ct} (ohm.cm ²)	نمونه
$1/68 \times 10^{-5}$	۵۲۴	ریختگی
$2/46 \times 10^{-5}$	۶۷۸	اکستروژن صفحه‌ای
$7/55 \times 10^{-6}$	۴۱۲	اکستروژن برشی ساده

۳-۲- پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

از جمله عواملی که بر روی رفتار خوردگی آلیاژهای منیزیم اثرگذار است می‌توان به میزان کرنش مؤثر اعمالی اشاره نمود که سبب ایجاد عیوب کریستالی (مرزخانه‌های پرنرژ با زاویه بزرگ و نابجایی‌ها) و فعال شدن زمینه α می‌شود. همچنین ریز شدن ذرات فاز β باعث افزایش میزان نرخ خوردگی می‌گردد. این عوامل موجب شده است تا نمونه‌های ریختگی، اکستروژن صفحه‌ای و اکستروژن برشی ساده رفتار خوردگی متفاوتی از خود نشان دهند [۱۳].

به منظور بررسی بیشتر رفتار خوردگی آلیاژ AZ91 ریختگی، اکستروژن شده و اکستروژن برشی ساده، آزمون‌های الکتروشیمیایی در محلول کلرید سدیم ۳٪/۵ وزنی صورت گرفت. پتانسیل مدار باز این نمونه‌ها تقریباً مشابه بوده و در محدوده ۱/۶ V- نسبت به الکتروود مرجع نقره/کلرید نقره قرار داشت. در شکل ۷ نمودارهای تافل سه نمونه مورد آزمایش ارائه شده و در جدول ۳ نتایج حاصل از برون‌یابی تافل نمودارهای مورد بررسی آورده شده است. هرچه میزان جریان خوردگی بیشتر باشد، نرخ خوردگی آلیاژ بیشتر خواهد بود [۲۱]. همانطور که در جدول ۳ مشاهده می‌شود، با انجام فرایند اکستروژن در دمای ۴۱۵ °C، رفتار خوردگی آلیاژ بهبود یافته که با توجه به ریز ساختار نمونه می‌تواند ناشی از حذف رسوبات β باشد. اما پس از فرایند اکستروژن برشی ساده مقاومت به خوردگی کاهش یافته است. با توجه به بررسی میکروسکوپی ریزساختار مربوط به این نمونه، دوقلویی‌ها به خوبی مشاهده شده و نابجایی‌ها و دوقلویی‌ها می‌توانند به عنوان نقاط فعال خوردگی عمل کرده و همچنین با بازگشت مقداری از رسوبات

- ۳- با انجام فرایند اکستروژن صفحه‌ای، کرنشی معادل ۱/۲۷ به نمونه وارد شد. اندازه‌دانه حین فرایند کاهش یافته و به دلیل حذف رسوبات β (Mg17Al12) نرخ خوردگی این نمونه در مقایسه با نمونه ریختگی کاهش یافت.
- ۴- با انجام فرایند اکستروژن برشی ساده، کرنشی معادل ۰/۶۶ به نمونه وارد شده و نرخ خوردگی این نمونه در مقایسه با نمونه ریختگی به میزان کم افزایش یافت.
- ۵- کاهش مقاومت به خوردگی این آلیاژ پس از فرایند اکستروژن برشی ساده به دلیل تشکیل نابعجایی‌ها و دوقلوبی‌ها به عنوان مکان‌های فعال خوردگی پس از اعمال کرنش بود.
- ۵- مراجع**
- [1] A. Zafari, H. M. Ghasemi & R. Mahmudi, "An investigation on the tribological behavior of AZ91 and AZ91 + 3 wt% RE magnesium alloys at elevated temperatures", *Materials & Design*, Vol. 54, pp. 544-552, 2014.
- [2] P. Schmutz, V. Guillaumin, R. S. Lillard, J. A. Lillard & G. S. Frankel, "Influence of Dichromate Ions on Corrosion Processes on Pure Magnesium", *Journal of The Electrochemical Society*, Vol. 150, pp. B99-B110, 2003.
- [3] G. Ballerini, U. Bardi, R. Bignucolo & G. Ceraolo, "About some corrosion mechanisms of AZ91D magnesium alloy", *Corrosion Science*, Vol. 47, pp. 2173-2184, 2005.
- [4] G. Baril & N. Pébère, "The corrosion of pure magnesium in aerated and deaerated sodium sulphate solutions", *Corrosion Science*, Vol. 43, pp. 471-484, 2001.
- [5] G. Song, A. L. Bowles & D. H. StJohn, "Corrosion resistance of aged die cast magnesium alloy AZ91D", *Material Science and Engineering A*, Vol. 366, pp. 74-86, 2004.
- [6] S. Mathieu, C. Rapin, J. Steinmetz & P. Steinmetz, "A corrosion study of the main constituent phases of AZ91 magnesium alloys", *Corrosion Science*, Vol. 45, pp. 2741-2755, 2003.
- [7] Z. Shi, G. Song & A. Atrens, "Influence of anodizing current on the corrosion resistance of anodized AZ91D magnesium alloy", *Corrosion Science*, Vol. 48, pp. 1939-1959, 2006.
- [8] F. E. Heakal, A. M. Fekry & M. Z. Fatayerji, "Influence of halides on the dissolution and passivation behavior of AZ91D magnesium alloy in aqueous solutions", *Electrochim Acta*, Vol. 54, pp. 1545-1557, 2009.
- [9] L. Wang, B. P. Zhang & T. Shinohara, "Corrosion behavior of AZ91 magnesium alloy in dilute NaCl solutions", *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 857-863, 2010.
- [10] G. Song, A. Atrens, X. Wu & B. Zhang, "Corrosion behaviour of AZ21, AZ501 and AZ91 in sodium chloride", *Corrosion Science*, Vol. 40, pp. 1771-769, 1998.
- [11] G. Song, A. Atrens, D.S. John, X. Wu & J. Nairn, "The anodic dissolution of magnesium in chloride and sulphate solutions", *Corrosion Science*, Vol. 39, pp. 1981-2004, 1997.
- [12] H. A. Beni, M. Alizadeh, M. Ghaffari & R. Amini, "Investigation of grain refinement in Al/Al₂O₃/B₄C nano-composite produced by ARB", *Composites Part B: Engineering*, Vol. 58, pp. 438-442, 2014.
- [13] D. Song, A. B. Ma, J. H. Jiang, P. H. Lin, D. H. Yang & J. F. Fan, "Corrosion behavior of bulk ultra-fine grained AZ91D magnesium alloy fabricated by equal-channel angular pressing", *Corrosion Science*, Vol. 53, pp. 362-373, 2011.
- [14] R. Jahadi, M. Sedighi & H. Jahed, "ECAP effect on the micro-structure and mechanical properties of AM30 magnesium alloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 593, pp. 178-184, 2014.
- [15] N. Pardis & R. Ebrahimi, "Deformation behavior in Simple Shear extrusion (SSE) as a new severe plastic deformation technique", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 355-360, 2009.
- [16] N. B. Tork, N. Pardis & R. Ebrahimi, "Investigation on the feasibility of room temperature plastic deformation of pure magnesium by simple shear extrusion process", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 560, pp. 34-39, 2013.
- [17] M. Avedesian & H. Baker, *ASM specialty Handbook, Magnesium and Magnesium alloy*, 2nd ed, 27, ASM international, 1999.
- [18] Y. Miyahara, K. Matsubara, Z. Horita & T. G. Langdon, "Grain Refinement and Superplasticity in a Magnesium Alloy Processed by Equal-

- sodium sulfate solution”, *Electrochimica Acta*, Vol. 52, pp. 3299–3309, 2007.
- [21] H. Miyamoto, K. Harada, T. Mimaki, A. Vinogradov & S. Hashimoto, “Corrosion of ultra-fine grained copper fabricated by equal-channel angular pressing”, *Corrosion Science*, Vol. 50, pp. 1215–1220, 2008.
- [22] N. N. Aung & W. Zhou, “Effect of grain size and twins on corrosion behaviour of AZ31B magnesium alloy”, *Corrosion Science*, Vol. 52, pp. 589–594, 2010.
- Channel Angular Pressing”, *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 36A, pp. 1705-1711, 2005.
- [19] G. Song, A. Atrens, X. Wu & B. Zhang, “Corrosion behaviour of AZ21, AZ501 and AZ91 in sodium chloride”, *Corrosion Science*, Vol. 40, pp. 1769-1771, 1998.
- [20] J. Chen, J. Wang, E. Han, J. Dong & W. Ke, “AC impedance spectroscopy study of the corrosion behavior of an AZ91 magnesium alloy in 0.1M

Archive of SID