

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان
مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



Investigation of the electrochemical behaviour of the Mg alloy AZ31 in Borax solutions

Abstract

In this study, the electrochemical behaviour of Mg alloy AZ31 in aqueous borax solutions was investigated using by electrochemical methods. Potentiodynamic polarization results indicated that increasing borax concentration (0.001–0.100 M) leads to increase the corrosion rate of the alloy. The impedance spectra on the Bode format show resistive regions at high and low frequencies and capacitive contribution at middle frequencies. This capacitive impedance is the least in 0.100 M solution and increases progressively with dilution. EIS results showed that the reciprocal capacitance ($1/C$) of the oxide film is directly proportional to its thickness which decreases with increasing borax concentration. It is thus evident that dilute borax solutions offer better conditions for forming surface films with higher protection efficiency, due to the growth of a much thicker and less defective films on the sample.

Keywords: Mg alloy AZ31, Impedance spectra, Borax concentration, Surface film.

بررسی رفتار الکتروشیمیایی آلیاژ منیزیم AZ31 در محلول‌های بوراکس

چکیده

در این تحقیق، رفتار الکتروشیمیایی آلیاژ منیزیم AZ31 در محلول‌های بوراکس، با استفاده از روش‌های الکتروشیمیایی بررسی شد. نتایج پلاریزاسیون پتانسیودینامیک آشکار ساخت که افزایش غلظت بوراکس (۰/۰۰۱ تا ۰/۱۰۰ مولار) منجر به افزایش نرخ خوردگی آلیاژ می‌شود. طیف امپدانس در فرمت باد در فرکانس‌های بالا و پایین مناطق مقاومتی و در فرکانس‌های متوسط ظرفیت خازنی را نشان می‌دهد. این امپدانس خازنی در محلول ۰/۱۰۰ مولار حداقل است و به تدریج با رقیق شدن افزایش می‌یابد. نتایج آزمون‌های طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی نشان داد که ظرفیت خازنی متقابل (۱/C) لایه اکسیدی به‌طور مستقیم با ضخامت آن متناسب است که با افزایش غلظت بوراکس کاهش می‌یابد. به این ترتیب روشن است که محلول‌های رقیق بوراکس در نتیجه رشد لایه‌های بسیار ضخیم‌تر و لایه‌های با عیوب کم‌تری روی نمونه، شرایط بهتری برای تشکیل لایه‌های سطحی با بهره‌وری حفاظتی بالاتر فراهم می‌آورند.

کلمات کلیدی: آلیاژ منیزیم AZ31، طیف امپدانس، غلظت بوراکس، لایه سطحی.

مقدمه

امروزه منیزیم و آلیاژهای آن به‌عنوان مواد بسیار سبک با توجه به ویژگی‌هایی مانند چگالی کم، استحکام ویژه بالا، قابلیت ریخته‌گری عالی، قابلیت ماشین‌کاری و ویژگی نوسان‌گیری در سازه‌ها، کاربرد فراوانی یافته‌اند (Beggs, 2010; Chen, 2008; Trojanová, 2004; Aghion, 2007). با این حال، منیزیم به‌طور ذاتی فلز بسیار فعالی است و آلیاژهای آن به‌طور معمول مقاومت به خوردگی ضعیفی دارند، که به‌شدت کاربردهای تکنولوژیکی آن‌ها را به‌ویژه در برخی شرایط کاری سخت محدود می‌کند (Galio, 2010; Tao, 2010; Abidin, 2011).

به‌طور کلی آلیاژهای منیزیم حاوی ۲ تا ۱۰ درصد آلومینیم با مقادیر جزئی فلز روی و منگنز به‌عنوان آلیاژهای منیزیم با هزینه تولید پایین و با قابلیت ارتجاعی بالا که به‌طور گسترده در صنایع هوافضا و خودرو استفاده می‌شوند، شناخته می‌شوند (Lin, Chen X. M., 2011). یکی از مهم‌ترین آلیاژهای قرار گرفته شده در این دسته، آلیاژ AZ91 است که یک آلیاژ دوفازی است. این آلیاژ دو فاز دارد: فاز غنی از منیزیم و فاز بین‌فلزی β (غنی از آلومینیم) که به‌عنوان یک مرکز کاندی برای فاز زمینه منیزیمی عمل می‌کند (Ballerini, 2005; Mathieu, 2002).

تاکنون تحقیقات فراوانی در بررسی رفتار خوردگی آلیاژهای منیزیمی (به‌خصوص آلیاژ AZ91) در محیط‌های خوردنده گوناگون انجام شده است (Zhou, 2010; Song, 1999; Aung, 2002; Ambat, 2000; Guo, 2010; Li, 2006). در این میان محلول‌های بوراتی، یکی از مهم‌ترین محیط‌ها برای بررسی بوده‌اند (Heakal, Fekry, Jibril, 2011). دلیل این انتخاب، به داشتن pH پایدار تترابورات در محلول و در سطح الکتروود باز می‌گردد، که شرایط خوردگی پایدار را فراهم می‌آورد. در عین حال، محلول بوراتی به‌طور گسترده در فرآیند اکسیداسیون آلیاژهای منیزیم استفاده می‌شود، زیرا می‌تواند به رشد لایه اکسیدی با تجزیه سریع آنیون $B_4O_7^{2-}$ کمک کند و برای کاتیون‌های فلزی در میدان الکتریکی اکسیژن فراهم آورد. بدون شک، بورات مانند فسفات و فلوراید به‌طور متداول به‌عنوان مواد افزودنی به‌منظور تسهیل تشکیل لایه محافظ روی آلیاژهای منیزیم استفاده می‌شود (Cai, 2006; Wu, 2007). هدف از تحقیق حاضر، با توجه به کاربرد فراوان و روزافزون آلیاژ AZ31 در صنعت، توصیف رفتار الکتروشیمیایی این آلیاژ در محلول‌های بوراکس ($Na_2B_4O_7$) است. برای این منظور از آزمون‌های الکتروشیمیایی مانند پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی استفاده شده است.

مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ31 که به‌عنوان الکتروود کار در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفت، در جدول ۱ نشان داده شده است. برای انجام آزمون‌های الکتروشیمیایی، عملیات سنباده‌زنی تر تا سنباده ۲۵۰۰ انجام شد. سپس نمونه‌ها با آب دوبر تقطیر شسته و پس از خشک کردن با دمش هوا، به‌سرعت تحت آزمون‌های الکتروشیمیایی قرار گرفتند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ31 (برحسب درصد وزنی).

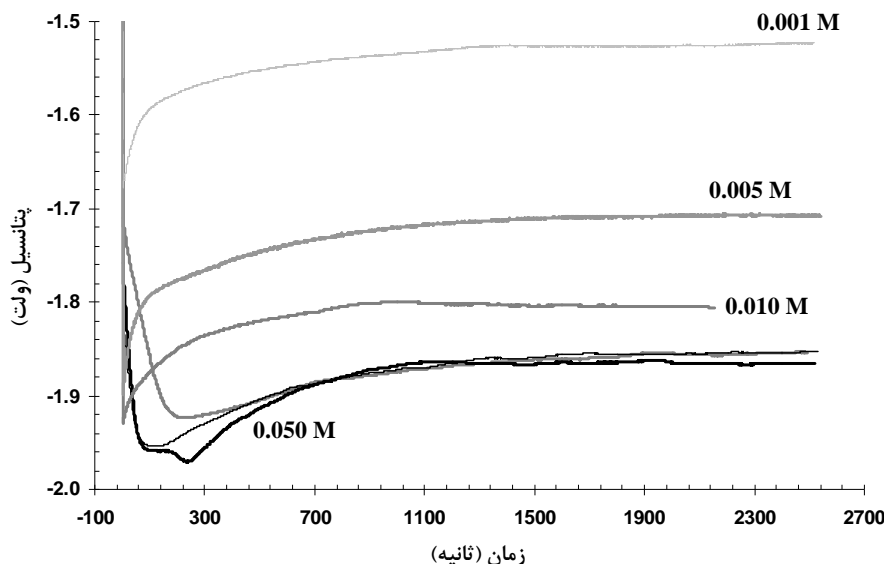
عناصر آلیاژی	آلومینیم	روی	منگنز	قلع	منیزیم
درصد وزنی	۲/۳۰	۰/۸۹	۰/۴۳	۰/۰۰۲	باقیمانده

تمامی آزمون‌ها با استفاده از سل استاندارد تخت، یک عدد الکتروود پلاتین به عنوان الکتروود کمکی و الکتروود نقره/ کلرید نقره به عنوان الکتروود مرجع انجام شدند. برای انجام تمامی آزمون‌های الکتروشیمیایی، از ۲۸۰ میلی‌لیتر محلول‌های ۰/۱۰۰، ۰/۰۵۰، ۰/۰۳۰، ۰/۰۱۰ و ۰/۰۰۵ مولار بوراکس استفاده شد.

به منظور ارزیابی تاثیر غلظت بوراکس بر رفتار الکتروشیمیایی آلیاژ AZ31، ابتدا هر نمونه در پتانسیل مدار باز به مدت ۲۵۰۰ ثانیه نگه‌داری شد. سپس آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک (با نرخ روبش ۱ میلی‌ولت بر ثانیه (Heakal, 2011)) و هم‌چنین طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (در پتانسیل مدار باز و در محدوده فرکانسی ۱۰۰ کیلوهرتز تا ۱۰۰ میلی‌هرتز با دامنه طول موج ۱۰ میلی‌ولت (Heakal, 2011; Ishizaki, 2013)) انجام شدند. برای انجام تمام آزمون‌های الکتروشیمیایی، از دستگاه پتانسیواستات/ گالوانواستات اتولب و نرم‌افزار مربوطه استفاده شد.

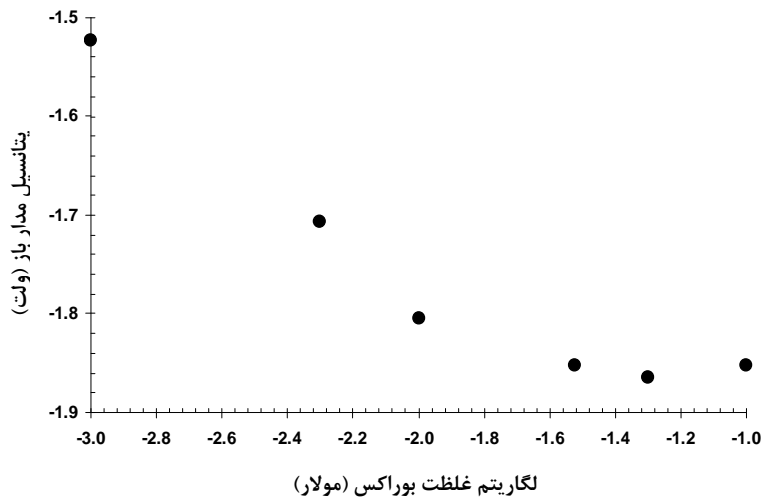
نتایج و بحث

شکل ۱ ارزیابی پتانسیل مدار باز برای آلیاژ AZ31 غوطه‌ور شده در محلول‌های بوراکس را نشان می‌دهد. در طی اولین ۱۰۰ ثانیه غوطه‌وری، پتانسیل مدار باز به سمت مقادیر منفی پیش می‌رود و سپس به سمت مثبت تغییر می‌کند تا به پتانسیل مدار باز پایدار برسد. به‌طور معمول حدود ۱۵۰۰ ثانیه بعد از غوطه‌وری، تغییر مثبت پتانسیل را می‌توان به رسوب محصولات خوردگی روی نمونه نسبت داد که می‌تواند به‌طور موثر مکان‌های فعال آندی را روی سطح آلیاژ در برابر واکنش‌های بیش‌تر آب‌بندی کند. به‌نظر می‌رسد که محلول بوراکس رشد لایه اکسیدی را با تجزیه آنیون‌های $B_4O_7^{2-}$ و فراهم آوردن اکسیژن بیش‌تر برای فلز می‌تواند تقویت کند (Heakal, 2011). در شکل ۲ روند تغییرات پتانسیل مدار باز پایدار برحسب غلظت بوراکس برای آلیاژ AZ31 نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود با کاهش غلظت بوراکس محلول، مقادیر پتانسیل مدار باز پایدار به سمت مثبت‌تر انتقال می‌یابد که نشان‌دهنده تشکیل لایه‌های محافظ‌تر روی سطح است.

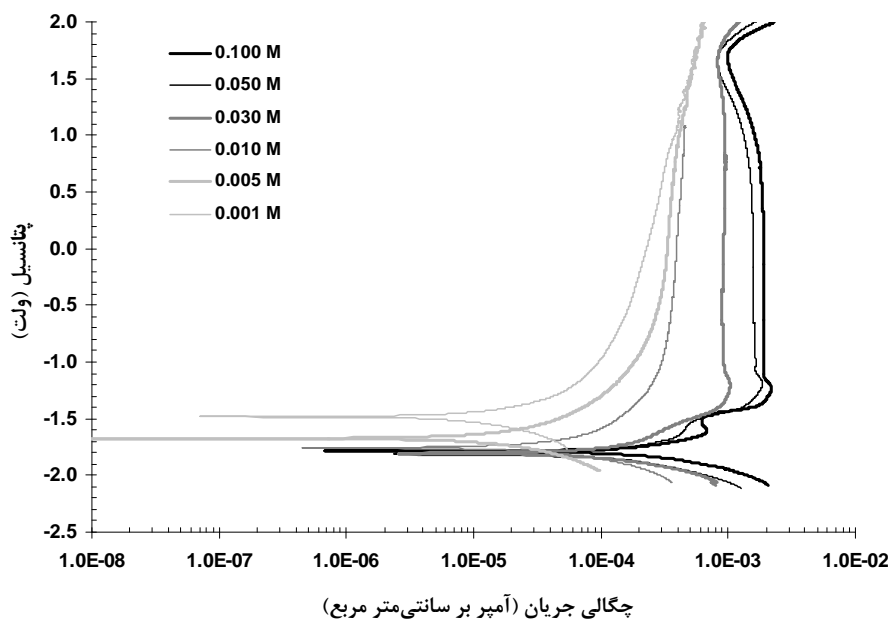


شکل ۱- نمودار پتانسیل مدار باز آلیاژ منیزیم AZ31 در محلول‌های بوراکس.

شکل ۳ منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک آلیاژ AZ31 در محلول‌های بوراکس را نشان می‌دهد. در تمام منحنی‌ها، هیچ پیک انتقال فعال به رویین در شاخه آندی قابل تشخیص نیست و جریان اکسیداسیون در یک ناحیه گسترده در دامنه پتانسیلی از ۱/۲- ولت به بعد ثابت می‌ماند و مقدارش به صورت یکنواخت با غلظت افزایش می‌یابد. این منحنی‌ها نشان می‌دهند که لایه اکسیدی تشکیل شده روی آلیاژ AZ31 در محلول‌های رقیق بوراکسی نسبت به محلول‌های غلیظ دارای رفتار محافظ‌تری هستند.



شکل ۲- نمودار روند تغییرات پتانسیل مدار باز پایدار آلیاژ منیزیم AZ31 بر حسب غلظت بوراکس.



شکل ۳- نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیک آلیاژ منیزیم AZ31 در محلول‌های بوراکس.

مقادیر پتانسیل خوردگی مشاهده شده در شکل ۳، تا حدودی از مقادیر پتانسیل مدار باز پایدار نشان داده شده در شکل‌های ۱ و ۲ متفاوت است. دلیل این امر، جاروب پتانسیل در منحنی‌های پلاریزاسیون است که از پتانسیل‌های منفی‌تری نسبت به پتانسیل مدار باز شروع می‌شود و احتمالاً در نتیجه حذف جزئی لایه اکسیدی است (Heakal, 2011).

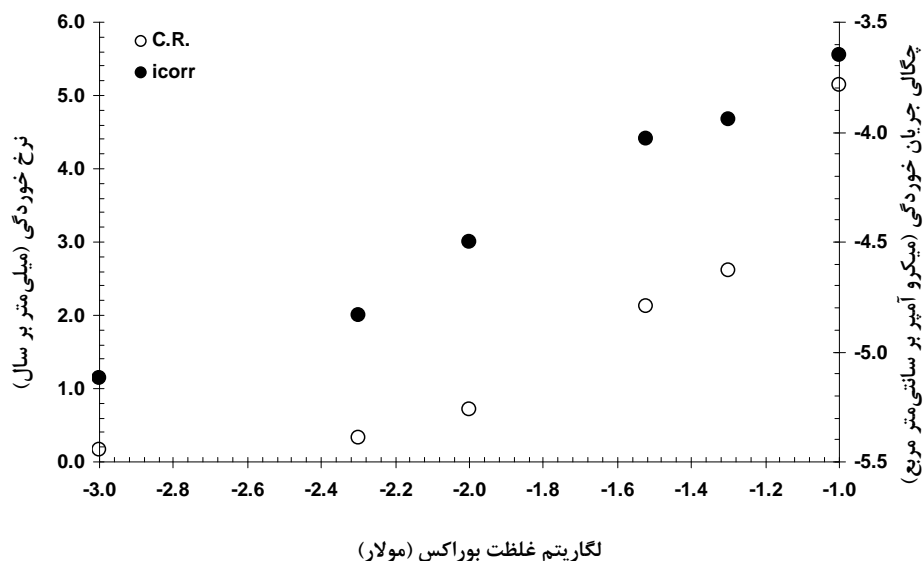
اگرچه روش‌های الکتروشیمیایی ممکن است مقادیر قابل اعتماد برای نرخ خوردگی منیزیم را ندهند، با این حال، روش برون‌یابی تافل به‌طور گسترده برای تخمین نرخ خوردگی آلیاژهای منیزیم به‌کار می‌رود، چرا که یک روش سریع و آسان است (Shi, 2010; El-Taib, 2010; Heakal, 2009; Burstein, 2005). به‌طور کلی تنها جریان کنترل شده انتقال بار خالص می‌تواند برای داده‌های واقعی تافل پذیرفته شود. بنابراین، چگالی جریان خوردگی با برون‌یابی تافل خطی‌ترین بخش شاخه کاتدی منحنی پلاریزاسیون که به پتانسیل مختلط از جریان خالص صفر (پتانسیل خوردگی) بر می‌گردد با دقت بیش از ۹۵ درصد برای نقاطی که ۵۰ میلی‌ولت از پتانسیل خوردگی منفی‌تر هستند تخمین زده می‌شود. بر این اساس، نرخ خوردگی (C.R.) برحسب میلی‌متر بر سال از رابطه فارادی (رابطه ۱) محاسبه می‌شود (Ailor, 1971):

$$C.R. = 3.27 \times 10^{-3} \frac{i_{corr} \cdot M}{n \cdot \rho} \quad (1)$$

در این رابطه، ρ چگالی فلز یا آلیاژ (۱/۷۴ گرم بر سانتی‌متر مکعب)، M وزن مولکولی (۲۴/۳۱ گرم بر مول) و n تعداد الکترون‌های رد و بدل شده (که برابر ۲ می‌باشد) است (Zhao, Liu, Song, Atrens, 2008). در نتیجه معادله ۱، به معادله ۲ تبدیل خواهد شد که در آن i_{corr} برحسب میلی‌آمپر بر سانتی‌متر مربع است (Ailor, 1971):

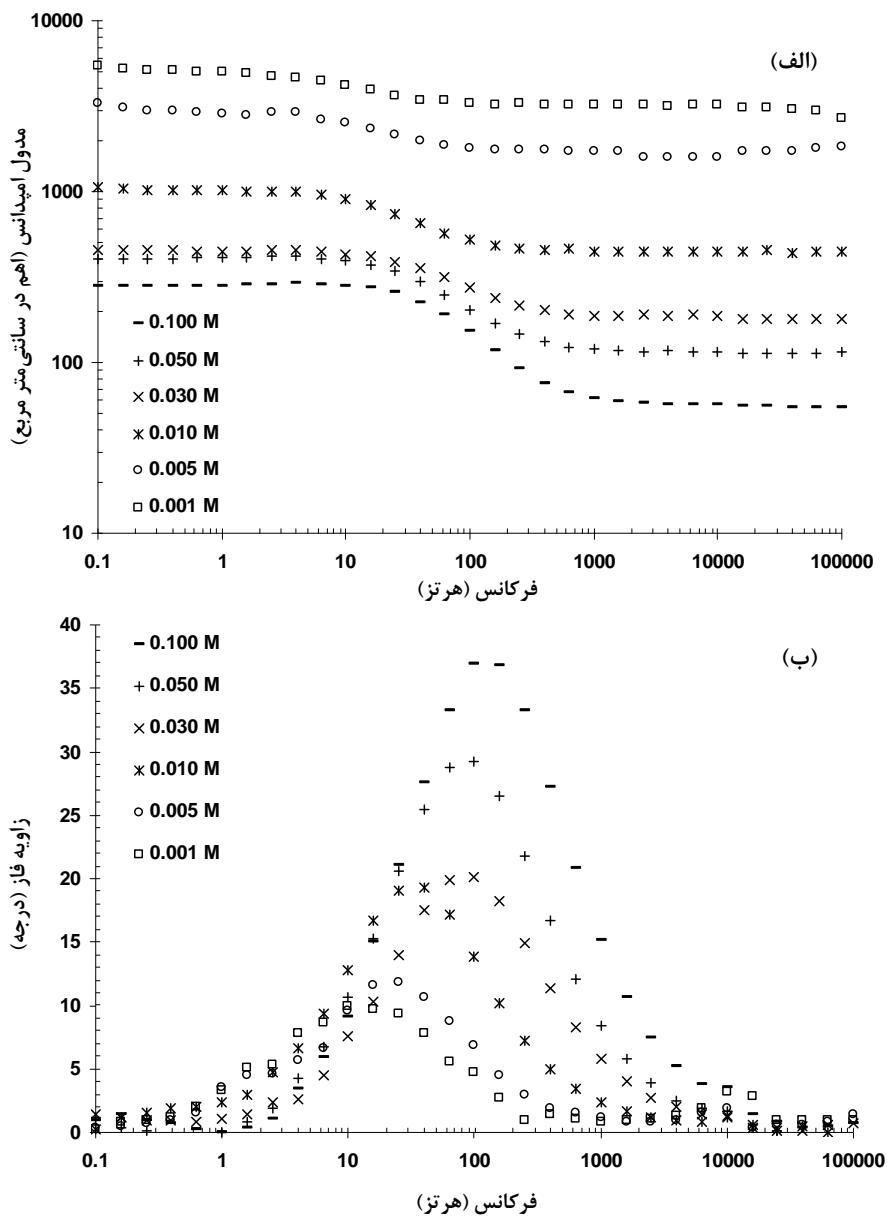
$$C.R. = 22.85 \times i_{corr} \quad (2)$$

در شکل ۴، روند تغییرات چگالی جریان و نرخ خوردگی آلیاژ AZ31 برحسب تابعی از غلظت بوراکس نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود هر دو فاکتور با افزایش غلظت بوراکس، افزایش می‌یابند.



شکل ۴- نمودار روند تغییرات چگالی جریان و نرخ خوردگی آلیاژ منیزیم AZ31 برحسب غلظت بوراکس.

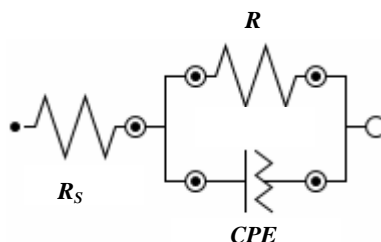
اطلاعات بیشتر از رفتار الکتروشیمیایی آلیاژ AZ31 از طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی قابل تشخیص است. پاسخ طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی آلیاژ AZ31 در مقدار غلظت‌های متفاوت بوراکس به صورت نمودارهای باد و باد- فاز در شکل ۵ نشان داده شده‌اند.



شکل ۵- نمودارهای (الف) باد و (ب) باد- فاز آلیاژ منیزیم AZ31 در محلول‌هایی با غلظت‌های متفاوت بوراکس.

طیف امپدانس در فرمت باد (شکل ۵ (الف))، در فرکانس‌های بالا و پایین مناطق مقاومتی و در فرکانس‌های متوسط ظرفیت خازنی را نشان می‌دهد. این امپدانس خازنی در محلول ۰/۱۰۰ مولار حداقل است و به تدریج با رقیق شدن محلول بوراکسی افزایش می‌یابد. در منحنی‌های باد- فاز (شکل ۵ (ب))، تغییر فاز به‌عنوان یک پارامتر حساس است که به‌طور دقیق نشان‌دهنده وجود ثوابت زمانی در طیف‌های امپدانس است. همان‌طور که در شکل ۵(ب) مشاهده می‌شود تنها یک تاخیر فاز حداکثر در محدوده فرکانس‌های متوسط وجود دارد و این تاخیر فاز با کاهش غلظت گسترده‌تر می‌شود، که منعکس‌کننده بهبود پایداری و خواص عایق لایه اکسیدی روی سطح آلیاژ با کاهش غلظت بوراکس است. با توجه به نمودارهای باد و باد- فاز که وجود یک ثابت زمانی را نشان می‌دهند، تجزیه و تحلیل نمودار امپدانس با استفاده از مدار معادل رندلس اصلاح شده که در شکل ۶ نشان داده شده انجام می‌شود، که در آن: R_s مقاومت جبران ناپذیر محلول، R_t مقاومت انتقال بار، CPE المان فاز ثابت است که به هندسه ویژه از زبری سطح نسبت داده می‌شود (Ishizaki, 2013; Nam, 2012). در حقیقت عدم یکنواختی زبری سطح الکتروود با یک المان فازی ثابت (Retter, Widmann, Siegler, Kahlert, 2003) به‌جای خازن خالص در نظر گرفته شده است. توان α با مقدار $0 \leq \alpha \leq 1$ به‌منظور به‌حساب آوردن پارامتر CPE مورد استفاده قرار می‌گیرد. یک خازن ایده‌آل مرتبط با α برابر یک و برای α مساوی صفر نشان‌دهنده یک مقاومت خالص است (Ishizaki, 2013; Nam, 2012).

مقادیر المان‌های به‌دست آمده با استفاده از مدار معادل شکل ۶ که بهترین برازش را با خطای متوسط کم‌تر از ۵ درصد برای هر المان نشان داده‌اند، در جدول ۲ آورده شده‌اند. همان‌طور که در این جدول مشاهده می‌شود، با افزایش غلظت بوراکس، مقادیر R_t و C به ترتیب کاهش و افزایش می‌یابند. از آن‌جاکه R_t به‌طور معکوس با چگالی جریان خوردگی (i_{corr}) متناسب است، به‌ترتیب کاهش و افزایش R_t و C رشد تدریجی لایه روی سطح آلیاژ به‌علت انحلال در غلظت بالای بوراکس را نشان می‌دهد.



شکل ۶- مدار معادل الکتریکی رندلس اصلاح شده برای مدل‌سازی طیف‌های امپدانس آلیاژ منیزیم AZ31 در محلول‌های بوراکس.

جدول ۲- المان‌های به‌دست آمده از مدل‌سازی طیف‌های امپدانس با مدار معادل رندلس اصلاح شده.

n	C ($\mu F cm^{-2}$)	R_t (Ωcm^2)	R_s (Ωcm^2)	غلظت محلول‌های بوراکس (مولار)
۰/۹۲۲	۴۸/۱۱	۲۴۹/۲	۶۰/۸	۰/۱۰۰
۰/۹۰۱	۴۷/۱۷	۲۷۱/۶	۱۰۸/۴	۰/۰۵۰
۰/۸۸۴	۳۸/۶۷	۲۷۹/۶	۱۸۲/۴	۰/۰۳۰
۰/۸۴۲	۳۶/۵۱	۶۱۹/۲	۴۴۳/۶	۰/۰۱۰
۰/۸۲۴	۳۳/۷۵	۱۹۹۶/۸	۱۶۳۰	۰/۰۰۵
۰/۸۵۴	۲۹/۲۵	۲۵۲۱/۲	۳۱۸۴	۰/۰۰۱

ضخامت لایه سطحی تشکیل شده (d) می‌تواند با استفاده از رابطه ۳ تعیین شود (Zhang et al, 2007):

$$d = \frac{\epsilon_r \epsilon_0 A}{C} \quad (3)$$

در این رابطه، C ظرفیت کل لایه سطحی، ϵ_r گذردهی نسبی لایه، ϵ_0 گذردهی خلا ($10^{-12} \times 8.85$ فاراد بر سانتی‌متر) و A مساحت برحسب سانتی‌متر مربع است. اگرچه تخمین مقدار واقعی ϵ_r در داخل لایه سطحی دشوار است، اما ضخامت لایه سطحی (d) به طور مستقیم با ظرفیت خازنی متقابل لایه سطحی (1/C) متناسب است. همان‌طور که در جدول ۲ مشاهده می‌شود، با افزایش غلظت بوراکس، ظرفیت خازنی لایه سطحی افزایش و در نتیجه ضخامت لایه سطحی تشکیل شده افزایش می‌یابد. به این ترتیب روشن است که محلول‌های رقیق بوراکس در نتیجه رشد لایه‌های بسیار ضخیم‌تر و لایه‌های با عیوب کم‌تری روی نمونه، شرایط بهتری برای تشکیل لایه‌های سطحی با بهره‌وری حفاظتی بالاتر فراهم می‌آورند.

نتیجه‌گیری

- (۱) نتایج حاصل از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نشان داد که افزایش غلظت بوراکس محلول (از ۰/۰۰۱ به ۰/۱۰۰ مولار) به کاهش مقاومت به خوردگی لایه سطحی ایجاد شده روی آلیاژ AZ31 منجر می‌شود.
- (۲) در منحنی‌های باد، در فرکانس‌های بالا و پایین مناطق مقاومتی و در فرکانس‌های متوسط ظرفیت خازنی مشاهده شد که مقدار امیدانس خازنی در محلول ۰/۱۰۰ مولار حداقل و به تدریج با رقیق شدن محلول بوراکسی افزایش یافت.
- (۳) در منحنی‌های باد- فاز، تنها یک تاخیر فاز حداکثر در محدود فرکانس‌های متوسط مشاهده شد و این تاخیر فاز با کاهش غلظت گسترده‌تر می‌شود، که منعکس‌کننده بهبود پایداری و خواص عایق لایه اکسیدی روی سطح آلیاژ AZ31 با کاهش غلظت بوراکس محلول است.
- (۴) با توجه به نمودارهای باد و باد- فاز که وجود یک ثابت زمانی را نشان دادند، از مدار معادل رندلس اصلاح شده برای تجزیه و تحلیل طیف‌های امیدانس استفاده شد.
- (۵) نتایج مدل‌سازی با مدار معادل پیشنهادی نشان داد که با افزایش غلظت بوراکس، مقادیر R_t و C به ترتیب کاهش و افزایش می‌یابند و این رفتار نشان‌دهنده رشد تدریجی لایه روی سطح آلیاژ به علت انحلال در غلظت بالای بوراکس است.

مراجع

- Abidin N.I.Z., Martin D., Atrens A. (2011). "Corrosion of high purity Mg, AZ91, ZE41 and Mg2Zn0.2Mn in Hank's solution at room temperature". *Corros. Sci.*, Vol. 53, Pp. 862-872.
- Aghion E., Moscovitch N., Arnon A. (2007). "The correlation between wall thickness and properties of HPDC Magnesium alloys". *Mater. Sci. Eng.*, Vol. A 447, Pp. 341-346.
- Ailor W.H. (Ed.). (1971). *Handbook on Corrosion Testing and Evaluation*. New York: John Wiley and Sons.
- Ambat R., Aung N.N., Zhou W. (2000). "Evaluation of microstructural effects on corrosion behaviour of AZ91D magnesium alloy". *Corros. Sci.*, Vol. 42, Pp. 1433-1455.
- Aung N.N., Zhou W. (2002). "Effect of heat treatment on corrosion and electrochemical behaviour of AZ91D magnesium alloy". *J. Appl. Electrochem.*, Vol. 32, Pp. 1397-1401.
- Ballerini G., Bardi U., Bignucolo R., Ceraolo G. (2005). "About some corrosion mechanisms of AZ91D magnesium alloy". *Corros. Sci.*, Vol. 47, Pp. 2173-2184.

- Beggs P.D., Song W., Easton M. (2010). "Failure modes during uniaxial deformation of magnesium alloy AZ31B tubes". *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 52, Pp. 1634–1645.
- Burstein G.T. (2005). "A hundred years of Tafel's Equation 1905-2005". *Corros. Sci.*, Vol. 47, Pp. 2858–2870.
- Cai Q.Z., Wang L.S., Wei B.K., Liu Q.X. (2006). "Electrochemical performance of microarc oxidation films formed on AZ91D magnesium alloy in silicate and phosphate electrolytes". *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 200, Pp. 3727–3733.
- Chen X., Li G., Lian J., Jiang Q. (2008). "An organic chromium-free conversion coating on AZ91D magnesium alloy". *Appl. Surf. Sci.*, Vol. 255, Pp. 2322–2328.
- El-Taib Heakal F., Fekry A.M., Fatayerji M.Z. (2009). "Influence of halides on the dissolution and passivation behavior of AZ91D magnesium alloy in aqueous solutions, Electrochim". *Acta*, Vol. 54, Pp. 1545–1557.
- Galio A.F., Lamaka S.V., Zheludkevich M.L., Dick L.F.P., Müller I.L., Ferreira M.G.S. (2010). "Inhibitor-doped sol-gel coatings for corrosion protection of magnesium alloy AZ31". *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 204, Pp. 1479–1486.
- Guo K.W. (2010). "A review of magnesium/magnesium alloys corrosion and its protection". *Recent Patent Corros. Sci.* Vol. 2, Pp. 13–21.
- Heakal F.E.T., Fekry A.M., Jibril M.A.E.B. (2011). "Electrochemical behavior of the Mg alloy AZ91D in borate solutions". *Corros. Sci.*, Vol. 53, Pp. 1174–1185.
- Ishizaki T., Masuda Y., Teshima K. (2013). "Composite film formed on magnesium alloy AZ31 by chemical conversion from molybdate/phosphate/fluorinate aqueous solution toward corrosion protection" *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 217, Pp. 76–83.
- Li Y., Zhang T., Wang F. (2006). "Effect of microcrystallization on corrosion resistance of AZ91D alloy". *Electrochim. Acta*, Vol. 51, Pp. 2845–2850.
- Lin Y.C., Chen X.M., Chen G. (2011). "Uniaxial ratcheting and low-cycle fatigue failure behaviors of AZ91D magnesium alloy under cyclic tension deformation". *J. Alloys Compd.*, Vol. 509, Pp. 6838–6843.
- Mathieu S., Rapin C., Hazan J., Steinmetz P. (2002). "Corrosion behaviour of high pressure die-cast and semi-solid cast AZ91D alloys". *Corros. Sci.*, Vol. 44, Pp. 2737–2756.
- Nam N.D., Bian M.Z., Forsyth M., Seter M., Tan M., Shin K.S. (2012). "Effect of calcium oxide on the corrosion behaviour of AZ91 magnesium alloy". *Corros. Sci.*, Vol. 64, Pp. 263–271.
- Retter U., Widmann A., Siegler K., Kahlert H. (2003). "On the impedance of potassium nickel (II) hexacyanoferrate (II) composite electrodes—the generalization of the Randles model referring to inhomogeneous electrode materials". *J. Electroanal. Chem.*, Vol. 546, Pp. 87–96.
- Shi Z., Liu M., Atrens A. (2010). "Measurement of the corrosion rate of magnesium alloys using Tafel extrapolation". *Corros. Sci.*, Vol. 52, Pp. 579–588.
- Song G., Atrens A., Dargusch M. (1999). "Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D". *Corros. Sci.*, Vol. 41, Pp. 249–273.
- Tao Y., Xiong T., Sun C., Kong L., Cui X., Li T., Song G.L. (2010). "Microstructure and corrosion performance of a cold sprayed aluminium coating on AZ91D magnesium alloy". *Corros. Sci.*, Vol. 52, Pp. 3191–3197.
- Trojanová Z., Lukác P., Ferkel H., Riehemann W. (2004). "Internal friction in microcrystalline and nanocrystalline Mg". *Mater. Sci. Eng.*, Vol. A 370, Pp. 154–157.
- Wu C.S., Zhang Z., Cao F.H., Zhang L.J., Zhang J.Q., Cao C.N. (2007). "Study on the anodizing of AZ31 magnesium alloys in alkaline borate solutions". *Appl. Surf. Sci.*, Vol. 253, Pp. 3893–3898.
- Zhang L.J., Fan J.J., Zhang Z., Cao F.H., Zhang J.Q., Cao C.N. (2007). "Study on the anodic film formation process of AZ91D magnesium alloy". *Electrochim. Acta*, Vol. 52, Pp. 5325–5333.
- Zhao M.-C., Liu M., Song G.-L., Atrens A. (2008). "Influence of pH and chloride ion concentration on the corrosion of Mg alloy ZE41". *Corros. Sci.*, Vol. 50, Pp. 3168–3178.
- Zhou W., Shen T., Aung N.N. (2010). "Effect of heat treatment on corrosion behaviour of magnesium alloy AZ91D in simulated body fluid". *Corros. Sci.*, Vol. 52, Pp. 1035–1041.