



مقاله کامل پژوهشی

بررسی اثر دمای آبرگمایش بر ریزساختار و رفتار خوردگی آند فداشونده Al-Zn-In تولیدشده به روش ریخته‌گری نیمه‌جامد سطح شیب‌دار

مجتبی سلطانپور^۱، بهروز شایق بروجنی^{۲*}، امیرعباس نوربخش^۳

^۱ دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد، واحد شهرضا، دانشگاه آزاد اسلامی، شهرضا، اصفهان، ایران

^۲ دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه شهرکرد، شهرکرد، چهارمحال و بختیاری، ایران

^۳ دانشیار، گروه مهندسی مواد، واحد شهرضا، دانشگاه آزاد اسلامی، شهرضا، اصفهان، ایران

چکیده در این پژوهش، اثر دمای آبرگمایش بر ریزساختار و رفتار الکتروشیمیایی آند فداشونده Al-Zn-In بررسی شده است. ریخته‌گری در سه دمای مختلف ۶۶۰، ۶۸۰ و ۷۰۰ درجه سلسیوس، انجام و ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری، الکترونی و تحلیل تصویری بررسی شد. رفتار الکتروشیمیایی آلیاژ نیز با انجام آزمون‌های امپدانس الکتروشیمیایی و قطبش مطالعه شد. با توجه به نتایج به‌دست آمده، نمونه ریخته‌گری‌شده در دمای ۶۸۰ درجه سلسیوس، با عدد کروشدن ۰/۶۸ و عدد اندازه دانه ۴۵ میکرون، بالاترین درجه کروشدن و ریزدانه‌گی را داشت. همچنین، نمونه مذکور دارای سرعت خوردگی ۰/۰۸۶ میلی‌متر در سال بود که در مقایسه با سایر نمونه‌ها بیشترین سرعت خوردگی را داشت و نتایج آزمون امپدانس الکتروشیمیایی نیز، رفتار بهتر نمونه ریخته‌گری‌شده در دمای ۶۸۰ درجه سلسیوس را تأیید می‌کرد. افزایش دمای آبرگمایش به ۷۰۰ درجه سلسیوس، افت خواص الکتروشیمیایی و ریزساختاری نمونه را در پی داشت.

تاریخچه مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۰/۰۱/۲۲

دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۴۰۰/۰۲/۱۸

پذیرش علمی: ۱۴۰۰/۰۴/۰۶

انتشار: ۱۴۰۱/۰۱/۲۷

کلیدواژه‌ها:

آند فداشونده آلومینیوم،

ریخته‌گری نیمه‌جامد سطح شیب‌دار،

عدد کروشدن،

اندازه دانه،

سرعت خوردگی



<https://doi.org/10.30501/jamt.2021.277143.1161>

URL: https://www.jamt.ir/article_130854.html

Original Research Article

Journal of Advanced Materials and Technologies (JAMT): Vol. 10, No. 4, (Winter 2022), 77-87

Effect of Superheat Temperature on the Microstructure and Corrosion Behavior of Al-Zn-In Sacrificial Anode Produced by Semi-Solid Cooling Slope Casting

Mojtaba Soltanpour¹ ID, Behrooz Shayegh Boroujeny^{2*} ID, Amir Abbas Nourbakhsh³ ID

¹ Ph. D. Student, Department of Materials Engineering, Shahreza Branch, Islamic Azad University, Shahreza, Isfahan, Isfahan, Iran

² Associate Professor, Department of Materials Engineering, Faculty of Technology and Engineering, Shahrekord University, Shahrekord, Chaharmahal and Bakhtiari, Iran

³ Associate Professor, Department of Materials Engineering, Shahreza Branch, Islamic Azad University, Shahreza, Isfahan, Isfahan, Iran

*عهده دار مکاتبات

نشانی: ایران، چهارمحال و بختیاری، شهرکرد، دانشگاه شهرکرد، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مواد، تلفن: ۰۹۱۲۴۲۷۷۴۲۰، دورنگار: ۰۳۸-۳۲۳۲۴۴۳۸

پیام نگار: b.shayegh@eng.sku.ac.ir

Please cite this article as: Soltanpour, M., Shayegh Boroujeny, B., Nourbakhsh, A. A., "Effect of superheat temperature on the microstructure and corrosion behavior of Al-Zn-In sacrificial anode produced by semi-solid cooling slope casting", *Journal of Advanced Materials and Technologies (JAMT)*, Vol. 10, No. 4, (2022), 77-87. (<https://doi.org/10.30501/jamt.2021.277143.1161>).

2783-0829/© 2022 The Author(s). Published by MERC.

This is an open access article under the CC BY license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Paper History:

Received: 2021-04-11
 Revised in revised form: 2021-05-08
 Scientific Accepted: 2021-06-27
 Published: 2022-04-16

Keywords:

Aluminum Sacrificial Anode,
 Semi-Solid Cooling Slope Casting,
 Sphericity Number,
 Grain Size,
 Corrosion Rate

Abstract In this study, the effect of superheat temperature of cooling slope process on the microstructure and electrochemical behavior of Al-Zn-In sacrificial anode has been investigated. Cooling slope Semisolid Casting was performed at three different temperatures of 660, 680, and 700 °C and the microstructure investigated by optical microscopy, electron microscopy and image analysis software. The electrochemical behavior of the alloy was determined by electrochemical impedance and polarization tests. According to the results, the sample produced by cooling slope at a temperature of 680 °C with a sphericity number of 0.68 and grain size of 45 microns had the maximum sphericity and minimum grain size. Also, the mentioned sample had the corrosion rate of 0.086 mm/year, which was the highest corrosion rate compared to other samples, and the results of the electrochemical impedance test confirmed the better behavior of its. Increasing the superheat temperature to 700 °C has led to a decrease in the electrochemical and microstructural properties of the sample.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2021.277143.1161>

URL: https://www.jamt.ir/article_130854.html

۱- مقدمه

یکی از روش‌های کاهش سرعت خوردگی و خسارات ناشی از آن، استفاده از سیستم‌های حفاظت کاتدی است. به‌کارگیری آندهای فداشونده در این سیستم‌ها، به‌ویژه در سازه‌های دریایی، از مؤثرترین روش‌های جلوگیری از خوردگی شناخته می‌شود [۱]. در این روش، به‌منظور حصول اطمینان از فرایند حفاظتی مطمئن و قابل‌اعتماد، ماده مورد استفاده به‌عنوان آند فداشونده، باید چند ویژگی اساسی داشته باشد؛ پتانسیل خوردگی آزاد آن باید به اندازه کافی منفی باشد تا بتواند سازه را به‌صورت کاتدی قطبیده^۱ کند، در محیط خورنده به‌صورت یکنواخت خورده شود و جریان پایداری را به سازه اعمال کند و با گذشت زمان سطح آن غیرفعال نشود و در نهایت، از نظر ظرفیت الکتریکی (مقدار کولن باری که می‌تواند به‌ازای واحد وزن در فرایند خوردگی تأمین کند)، مناسب و مقرون به‌صرفه باشد [۲ و ۳]. نظر به اینکه فولادها، پایه اساسی اکثر سازه‌ها را تشکیل می‌دهند، آندهایی که برای حفاظت آن‌ها به‌روش آند فداشونده به‌کار می‌روند، شامل آندهای Zn، Al و Mg هستند. در این میان، برای حفاظت کاتدی سازه‌های دریایی، اغلب از آندهای پایه Al استفاده می‌شود که روزبه‌روز بر تنوع آن‌ها افزوده می‌شود [۴]. این آندها انواع مختلف دارند که از طریق آلیاژسازی Al با Zn همراه با عناصر In، Sn و Hg تهیه می‌شوند. از بین انواع آندهای آلومینیومی تولیدشده، آندهای Al-Zn-In با ظرفیت جریان بالا، جزء پرمصرف‌ترین و مطلوب‌ترین آندهای کاربردی در محیط‌های دریایی و مخازن هستند. در آندهای آلومینیومی، افزودن عنصر روی، تا حد ۵ درصد وزنی، باعث منفی‌تر شدن پتانسیل آند و افزایش راندمان آن می‌شود.

همچنین، استفاده از عنصر آلیاژی ایندیم در آند فداشونده، مانع تشکیل فیلم پایدار رویین^۲ روی سطح آند می‌شود [۵]. در فرایند تولید آلیاژهای آلومینیومی و به‌ویژه آندهای فداشونده آلومینیوم، کنترل شرایط و متغیرهای فرایند اهمیت فراوانی دارد؛ زیرا این مرحله نقش تعیین‌کننده‌ای در شکل‌گیری ریزساختار آلیاژ دارد [۶]. اصولاً ساختار انجمادی، تابعی از ترکیب شیمیایی مذاب و سرعت سرد شدن آن حین فرایند ریخته‌گری و انجماد است. در روش ریخته‌گری سنتی، روی، حین فرایند انجماد، به جدایش به‌طرف نواحی میان‌شاخه‌ای^۳ مرزدهانه‌ها تمایل دارد. در نتیجه این جدایش و تشکیل فازهایی با پتانسیل الکتروشیمیایی متفاوت، بازده الکترودهای آلومینیومی کاهش می‌یابد. همچنین، اکسایش عناصر آلیاژی درون مذاب در حضور اکسیژن موجود در اتمسفر یا تبخیر عناصر آلیاژی دارای فشار بخار بالا، از عوامل دیگری است که موجب هدر رفتن آن‌ها حین فرایند ذوب و ریخته‌گری می‌شود [۷]. بنابراین، در تهیه آندهای فداشونده باید دقت شود تا ترکیب نهایی آند با مشخصات مورد نظر مطابقت داشته باشد. در غیر این صورت، از یک سو، جدایش عناصر آلیاژی موجود در آند اتفاق می‌افتد که به خوردگی موضعی آند منجر خواهد شد و از سوی دیگر، تمایل آند به رویینش^۴ و احتمال خرد شدن مکانیکی افزایش می‌یابد. مطالعات اخیر نشان داده است که علاوه بر ترکیب شیمیایی، ساختار میکروسکوپی آندهای فداشونده آلومینیومی، به‌شدت بر خواص الکتروشیمیایی، به‌ویژه بازده حفاظتی آن، مؤثر است. ساختارهای ریزدانه و با کروی‌شدن^۵ بالا می‌توانند نقش به‌سزایی در بهبود رفتار آند داشته باشند، به‌طوری که با افزایش

² Passive

³ Interdendritic

⁴ Passivation

⁵ Sphericity

¹ Polarized

آن‌ها، یکنواختی ریخت‌شناسی حمله، بالارفتن بازده و منفی‌تر شدن پتانسیل کاری آند می‌شود [۱۹ و ۲۰].

هدف این پژوهش، بررسی اثر دمای بارریزی در زاویه و طول ثابت سطح شیب‌دار، بر ریزساختار و رفتار خوردگی آندهای فداشونده آلومینیومی تولیدشده به روش ریخته‌گری سطح شیب‌دار است. پس از تولید نمونه‌ها، ابتدا، ریزساختار آن‌ها توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی بررسی و سپس، رفتار الکتروشیمیایی نمونه‌ها با انجام آزمون‌های قطبش^۶ و امپدانس الکتروشیمیایی مطالعه شد. در پایان، با توجه به نتایج به‌دست‌آمده، نمونه بهینه انتخاب شد و ریزساختار آن، پس از خوردگی سطحی در اثر آزمون قطبش، به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی^۷ بررسی شد.

۲- روش تحقیق

ماده اولیه آند Al-Zn-In از شرکت برناگداز تهیه شد. برای حصول اطمینان از ترکیب شیمیایی نمونه اولیه و هدرنفتمن احتمالی عناصر آلیاژی، به‌ویژه روی و ایندیم، در خلال ریخته‌گری، از شمش اولیه آند آلومینیوم و نمونه تولیدشده به روش ریخته‌گری نیمه‌جامد، آزمون کوانتومتری به‌عمل آمد. ریخته‌گری نمونه‌ها، مطابق شکل ۱، در شیب و زاویه ثابت و در سه دما، مطابق جدول ۱، انجام شد. برای ریخته‌گری هر نمونه، تقریباً ۳۰۰ گرم از شمش اولیه استفاده شد.



شکل ۱. تصویر سطح شیب‌دار ریخته‌گری

ریزدانگی و کروی‌شدن دانه‌ها، سرعت خوردگی آند افزایش می‌یابد و آند یکنواخت‌تر خورده می‌شود [۸]. روش‌های مختلفی برای تولید مخلوط مذاب - جامد، به‌منظور دستیابی به ریزساختار کروی در قطعات آلومینیومی، بررسی شده‌اند. تنوع این روش‌ها بسیار زیاد است، به‌طوری که از ریخته‌گری تیکسو^۱ [۹]، ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار [۱۰-۱۳]، ریخته‌گری نیمه‌جامد با استفاده از هم‌زدن مکانیکی [۱۴] و هم‌زدن الکترومغناطیسی [۱۵] آغاز می‌شود و تا فرایندهای ترمومکانیکی نظیر اکستروژن [۱۶]، ایکپ^۲ [۱۷] و روش فعال‌سازی مذاب با ایجاد کرنش [۱۸] ادامه می‌یابد.

در روش‌های گرم‌مکانیکی^۳، مشکلاتی مانند محدودیت ابعادی در شمش‌های تولیدشده و هزینه بسیار زیاد آن، توسعه این روش را با مشکل مواجه کرده است. در سایر فرایندهای ذکرشده نیز، امکان فرسایش پروانه همزن و آلوده‌کردن مذاب وجود دارد. استفاده از روش هم‌زدن مکانیکی، به‌دلیل هزینه بالا و عدم توانایی تولید ساختار یکنواخت حاصل از همزن مغناطیسی، نسبتاً محدود شده است [۱۸].

روش سطح شیب‌دار، از ساده‌ترین و کم‌هزینه‌ترین روش‌های ریخته‌گری نیمه‌جامد است. در این روش، مخلوط نیمه‌جامد، با ریختن مذاب با فوق ذوب کم، روی سطح شیب‌دار خنک‌کننده و سپس، انجماد آن در قالب تولید می‌شود. برخلاف روش‌های سنتی ریخته‌گری آلومینیوم که طی آن ساختار شاخه‌ای^۴ موجود اغلب دچار جدایش می‌شود و رسوب فاز دوم تشکیل می‌شوند، در این روش، دانه‌های کروی روی سطح شیب‌دار، جوانه‌زده و رشد می‌کنند. حرکت مذاب روی سطح، باعث شکسته‌شدن شاخه‌ها^۵ شده و بدین ترتیب، مذابی که درون قالب ریخته می‌شود، حاوی تعداد بسیار زیادی جوانه است که با انجماد باقیمانده مذاب در قالب، ساختار ریزدانه ایجاد می‌شود [۲۰]. بنابراین، با استفاده از روش مذکور می‌توان، علاوه بر کروی‌کردن دانه‌ها و کاهش رسوب، ساختار ریزدانه‌تری را به‌وجود آورد. پژوهش‌ها نشان داده‌اند که توزیع مناسب دانه‌ها و ریزتر شدن آن‌ها موجب خوردگی یکنواخت‌تر

¹ Thixocasting

² Ecap

³ Thermomechanical

⁴ Dendritic

⁵ Dendrites

⁶ Polarization

⁷ Scanning Electron Microscope

جدول ۱. پارامترهای ریخته‌گری نمونه‌های تولیدشده به روش

ریخته‌گری نیمه‌جامد

نمونه	دمای بارریزی (°C)	زاویه (درجه)	طول سطح شیب‌دار (mm)
S ₁	۶۶۰	۴۵	۳۰۰
S ₂	۶۸۰	۴۵	۳۰۰
S ₃	۷۰۰	۴۵	۳۰۰

فداشونده، تصویربرداری ریخت‌شناسی خوردگی و تحلیل خط رویش^۳ و نقشه رویش^۴ از محصولات خوردگی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی^۵ (FESEM) انجام شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- آزمون کوانتومتری

نتایج تجزیه شیمیایی شمش آند فداشونده آلومینیوم، قبل و بعد از ریخته‌گری، به روش سطح شیب‌دار در جدول ۲ آمده است. مطابق نتایج موجود در جدول ۲، طی فرایند ریخته‌گری، درصد عناصر آلیاژی مفید، نظیر روی و ایندیم، تقریباً ثابت است سایر عناصر نیز در محدوده مجاز ترکیب شیمیایی آند فداشونده آلومینیوم طبق استاندارد DNV RP B401 قرار دارند.

جدول ۲. ترکیب شیمیایی آند قبل و بعد از ریخته‌گری نیمه‌جامد و

آند فداشونده آلومینیوم

ترکیب شیمیایی آند قبل از ریخته‌گری نیمه‌جامد

Pb	Fe	Si	Cd	Al	In	Ti	Zn
۰/۰۱	۰/۰۵	۰/۰۷	۰/۰۰۲	۹۶/۳۸	۰/۰۳	۰/۰۰۷	۳/۴۲

ترکیب شیمیایی آند بعد از ریخته‌گری نیمه‌جامد

Pb	Fe	Si	Cd	Al	In	Ti	Zn
۰/۰۱	۰/۰۶	۰/۰۷	۰/۰۰۱	۹۶/۳۶	۰/۰۳	Trace	۳/۴۲

ترکیب شیمیایی آند فداشونده آلومینیوم مطابق استاندارد DNV RP B401

Fe	Si	In	Zn	Cu	Cd	Al	
*	*	۰/۰۲	۲/۵	*	*	Rem	Min
۰/۰۹	۰/۱۲	۰/۰۴	۵/۷۵	۰/۰۰۳	*	*	Max

۳-۲- بررسی ریزساختار

شکل ۲، ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری‌شده و نمونه شاهد را نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر میکروسکوپی، ریزساختار آلیاژ شامل دانه‌های جامد فاز Al-α است که در نمونه شاهد، شاخه‌ای و درشت‌دانه ظاهر شده است. همچنین، در برخی نواحی مرزدانه‌ها در همه نمونه‌ها، مقداری جزئی از

به‌منظور بررسی ریزساختار، سطح نمونه‌ها، پس از آماده‌سازی و حکاکی‌کردن، توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی، مطالعه شد. برای بررسی دقیق‌تر اندازه دانه‌ها و به‌منظور محاسبه میزان کروی‌شدن دانه‌ها، از برنامه تحلیل تصویری Clemex استفاده شد. اندازه دانه متوسط، با تقسیم طول خط (L) بر تعداد دانه‌های قطع‌شده توسط خط مستقیم (N) و میزان کروی‌شدن (فاکتور شکل) از رابطه ۱ محاسبه شد [۲۱].

$$F = \frac{\sum_{N=1}^N 4\pi A/P^2}{N} \quad (1)$$

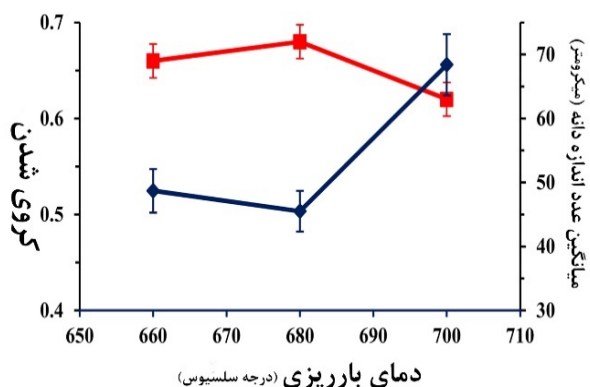
که در این رابطه، A، مساحت دانه، P، محیط دانه و N، تعداد دانه‌های جامد را نشان می‌دهد.

به‌منظور بررسی خواص الکتروشیمیایی آندهای تولیدشده و تعیین نمونه بهینه با توجه به رفتار خوردگی، ابتدا، پتانسیل مدار باز، در ۱۵ دقیقه، تعیین شد و سپس، آزمون‌های امپدانس الکتروشیمیایی نسبت به پتانسیل مدار باز، در فرکانس‌های ۰/۰۱ تا ۱۰۰ هزار هرتز و قطبش پتانسیودینامیک^۱ در محدوده پتانسیل ۲۵۰ ± میلی‌ولت نسبت به پتانسیل مدار باز، در محلول ۳/۵ درصد نمک طعام انجام شد. تمامی آزمون‌ها توسط دستگاه پتانسیواستات Autolab مدل 302N و با استفاده از الکتروود مرجع Ag/AgCl و الکتروود کمکی پلاتین انجام شد. تحلیل تافل^۲ نمودارهای قطبش و امپدانس الکتروشیمیایی به‌ترتیب توسط نرم‌افزار NOVA و ZView انجام شد.

پس از انجام آزمون قطبش و خوردگی سطح آند

^۳ Line Scan^۴ Map^۵ Field Emission Scanning Electron Microscope^۱ Potentiodynamic^۲ TOFEL

شاهد، ریزدانه‌گی و فاکتور شکل بهبود دارد، اما در مقایسه با نمونه‌های S_1 و S_2 ، عدد اندازه دانه، بزرگ‌تر و فاکتور شکل آن، کمتر است. به‌طور کلی، عملیات ریخته‌گری به روش نیمه‌جامد، در همه حالات ریخته‌گری، باعث بهینه‌تر شدن ریزساختار از نظر ریزدانه‌گی و کروی شدن می‌شود که این حالت بهینه، در نمونه S_2 به اوج خود می‌رسد.



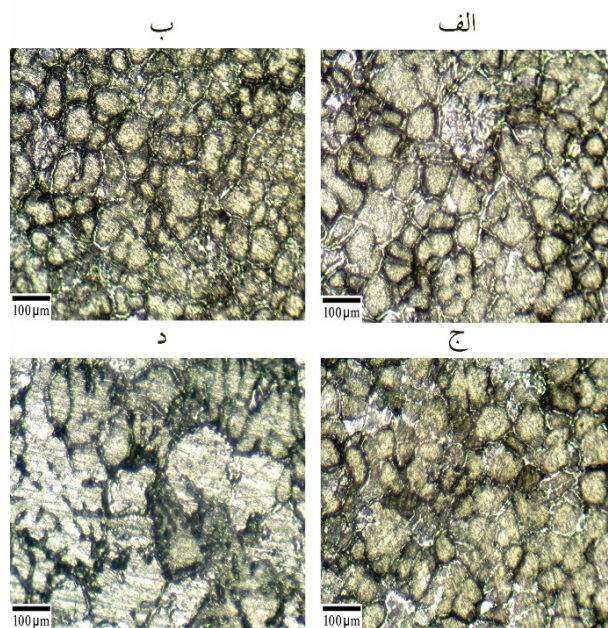
شکل ۳. اندازه دانه و کروی شدن نمونه‌های ریخته‌گری شده نسبت به دمای آبرگمایش

به‌علاوه، در شکل ۲ مشاهده می‌شود که در نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای ۶۶۰ و ۶۸۰ درجه سلسیوس، از نظر اندازه دانه و کروی شدن، اختلاف چشمگیری وجود ندارد. اما نمونه ریخته‌گری شده در دمای ۷۰۰ درجه سلسیوس، درشت‌دانه‌تر است و حتی در برخی نواحی، ساختار شاخه‌ای دارد. با افزایش دمای آبرگمایش، حجم مذاب بیشتر و با دمای بالاتر، وارد قالب می‌شود و انجماد، بیشتر در داخل قالب اتفاق می‌افتد، درحالی‌که تعداد بلورهای جوانه‌زده و شکسته شده از فاز $Al-\alpha$ برای ایجاد ساختار گلوبولار کافی نیستند. با کاهش دما، کسر جامد تشکیل شده روی سطح شیب‌دار افزایش می‌یابد و جوانه‌زنی بلورهای اولیه بیشتر می‌شود.

با توجه به نتایج به‌دست آمده، اگرچه اندازه دانه ریزساختار نمونه S_1 از نمونه شاهد و نمونه S_3 کمتر و کروی شدن بیشتری دارد، در مقایسه با همه نمونه‌ها، از نظر ریزدانه‌گی و کروی شدن بهینه‌تر است؛ زیرا کاهش دمای بارریزی باعث سرد شدن سریع و افزایش نرخ انجماد مذاب روی سطح شیب‌دار شده و فرصت کافی برای شکسته شدن ذرات جامد در اثر تنش برشی، وجود نداشته است.

به‌طور کلی، به‌نظر می‌رسد دما، بیشتر در اندازه دانه و کمتر در فاکتور شکل دانه‌ها اثر داشته است؛ چراکه در هر سه نمونه

فاز مذاب به رنگ سفید مشاهده می‌شود. اما فاز غالب در ریزساختار آند فداشونده، $Al-\alpha$ است که در دانه‌بندی‌های مختلف، با توجه به شرایط ریخته‌گری، ظاهر می‌شود. مطابق شکل ۲، هنگام ریخته‌گری با استفاده از سطح شیب‌دار، ذرات درشت فاز $Al-\alpha$ ، شکسته و شاخه‌های ریزتر ایجاد می‌شوند. هنگامی‌که آلیاژ مذاب با آبرگمایش مناسب روی سطح شیب‌دار ریخته می‌شود، دمای آن به‌سرعت تا زیر دمای خم ذوب^۱ افت می‌کند و شاخه‌ها و بلورهای فاز اولیه $Al-\alpha$ تشکیل شده روی سطح شیب‌دار، بر اثر تنش برشی ناشی از نیروی ثقلی و جریان مذاب، خرد و همراه با مذاب، به درون قالب هدایت می‌شوند. این ذرات، به‌عنوان مکان‌های جوانه‌زنی، مانع شکل‌گیری ساختار شاخه‌ای می‌شوند و ساختاری ریزدانه و گلوبولار^۲ ایجاد می‌کنند [۲۲].

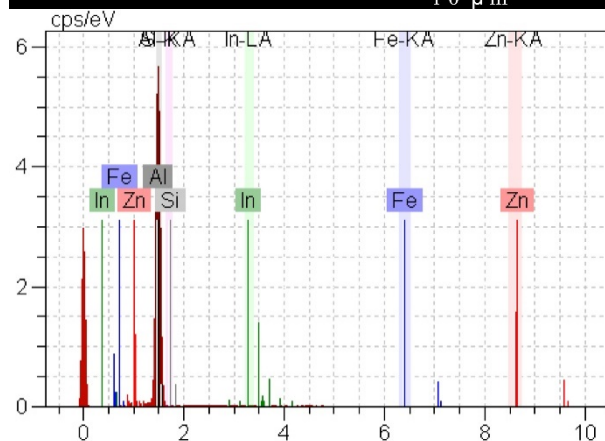
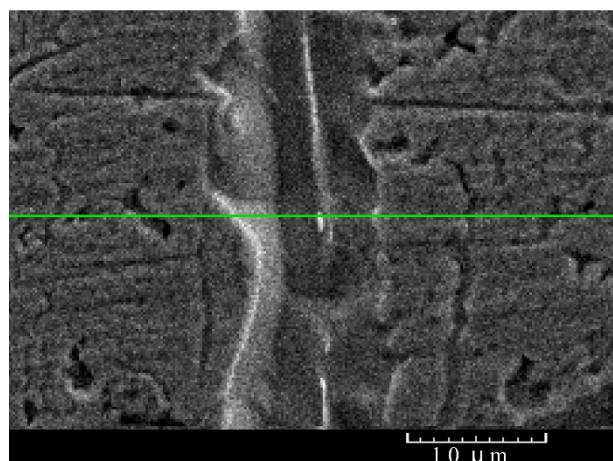


شکل ۲. ریزساختار نمونه‌های ریخته‌شده در دمای: الف) ۶۶۰ سلسیوس (S_1)، ب) ۶۸۰ سلسیوس (S_2)، ج) ۷۰۰ سلسیوس (S_3) و د) شاهد

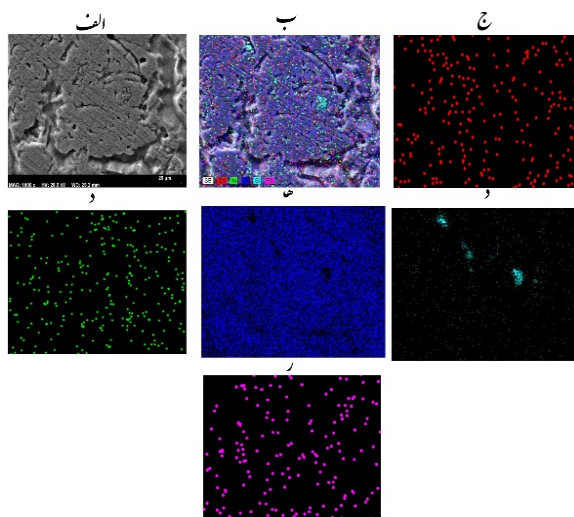
نتایج حاصل از ارزیابی اندازه دانه‌ها و کروی شدن ریزساختار هریک از نمونه‌ها، پس از چند بار میانگین‌گیری، در شکل ۳ آمده است. با توجه به نتایج نمایش داده شده در شکل ۳، اندازه دانه و فاکتور شکل در دو نمونه S_1 و S_2 ، بسیار به هم نزدیک و نمونه S_2 از نمونه S_1 ، کمی (جزئی) ریزدانه‌تر و کروی‌تر است. در نمونه S_3 نیز، در مقایسه با نمونه

¹ Liquidus

² Globular



شکل ۵. نتایج تحلیل خط روبش نمونه ریخته‌شده در دمای ۷۸۰ درجه سلسیوس (S₂)



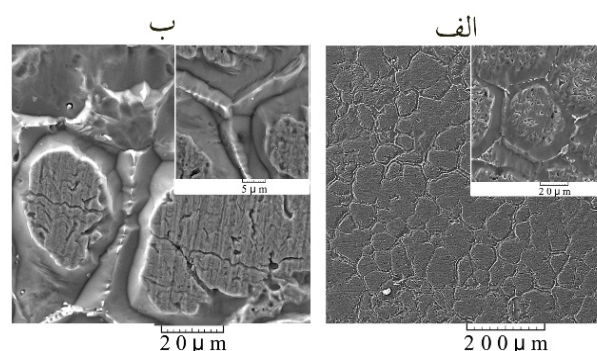
شکل ۶. نتایج تحلیل نقشه روبش نمونه شماره S₂: الف) تصویر SE در بزرگ‌نمایی ۱۵۰۰x، ب) توزیع کلی عناصر، ج) Zn-KA، د) In-LA، ه) Al-K، ز) Si-KA و ح) Fe-KA

۳-۳- نتایج آزمون قطبش

شکل ۷، منحنی‌های قطبش تافل مربوط به نمونه‌های آند آلومینیومی ریخته‌گری‌شده، قبل و بعد از انجام فرایند

ریخته‌گری‌شده به روش نیمه‌جامد سطح شیب‌دار، در مقایسه با نمونه شاهد، کروی‌شدن بهتر شده است، اما با افزایش دمای آبرگرمایش، تغییر چندانی در عدد کروی‌شدن مشاهده نمی‌شود.

در شکل ۸، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی^۱ (SEM) در حالت الکترون‌های ثانویه^۲ (SE) و الکترون‌های برگشتی^۳ (BSE) از نمونه S₂ در بزرگ‌نمایی‌های مختلف نشان داده شده است. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، ذرات فاز دوم و رسوب چندانی روی مرزدانه و سایر نقاط تصویر دیده نمی‌شود و ساختار تا حد زیادی هم‌محور و کروی شده است. تصویر میکروسکوپ الکترونی برگشتی (BSE)، با بزرگ‌نمایی ۵۰۰۰ از محل تقاطع سه دانه، رسوبی را روی مرزدانه نشان نمی‌دهد.



شکل ۸. تصاویر میکروسکوپ الکترونی الف) BSE ب) SE نمونه S₂

شکل ۵، نتایج تحلیل خط روبش نمونه S₂ را نشان می‌دهد که با توجه به نتایج به‌دست‌آمده، عناصر آلومینیوم، روی و ایندیم، در مرکز دانه و حتی مرزدانه حضور دارند و تغییر چندانی در مقدار آن‌ها مشاهده نمی‌شود. همچنین، عناصری نظیر آهن و سیلیسیم که به مقدار ناچیزی در شمش اولیه وجود داشتند، به‌عنوان رسوب فاز دوم، در برخی نواحی مرزدانه شناسایی شدند.

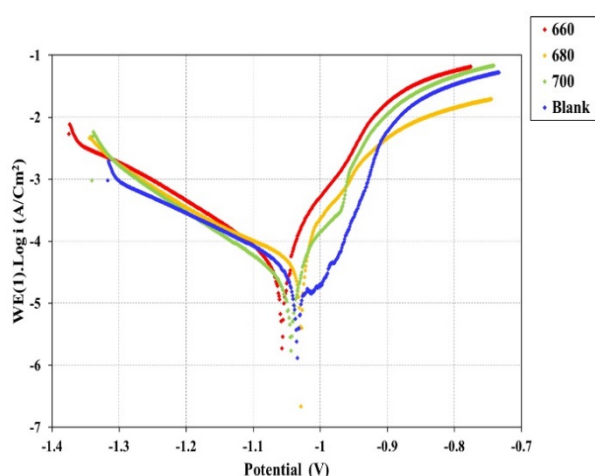
شکل شماره ۶، توزیع عناصر آلیاژی در یک دانه را به‌صورت تحلیل نقشه نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر به‌دست‌آمده، توزیع عناصر آلیاژی مفید، نظیر روی و ایندیم، بسیار مناسب و یکنواخت است. آهن موجود در نمونه، یکنواخت توزیع شده، اما سیلیسیم، به‌صورت رسوب خیلی ریز، در برخی نواحی مرزدانه دیده می‌شود.

^۱ Scanning Electron Microscope

^۲ Secondary Electrons

^۳ Back-Scattered Electrons

نمودارهای تافل انجام می‌شود [۸]. بررسی رفتار الکتروشیمیایی آلیاژ Al-Zn-In در محلول‌های کلریدی نشان می‌دهد که آغاز حملات خوردگی با مناطق غنی از روی و ایندیم (مرزدانه‌ها و مناطق میان‌شاخه‌ای) ارتباط دارد. مونذ^۴ و همکارانش نشان دادند که پس از قطبش این آلیاژ در محلول کلریدی، حملات ترجیحاً از مرزدانه‌ها آغاز می‌شوند و سپس از مناطق شاخه‌ای به درون دانه گسترش می‌یابند. تحلیل پرتو ایکس روی مرزدانه‌ها نشان داده است که این مناطق، غنی از روی و ایندیم هستند [۲۳].

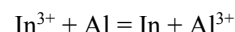


شکل ۷. نمودارهای قطبش آندهای ریخته‌گری شده به روش نیمه‌جامد

جدول ۳، نتایج حاصل از آزمون قطبش تافل برای نمونه‌ها در دماهای مختلف ریخته‌گری را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سرعت خوردگی برای نمونه ریخته‌شده در دمای ۶۸۰ درجه سلسیوس، در مقایسه با دیگر نمونه‌ها، دارای بیشترین مقدار است. همان‌طور که انتظار می‌رفت، سرعت خوردگی نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای ۶۶۰ و ۶۸۰، تفاوت چندانی با هم ندارند و به ترتیب برابر ۰/۰۸۶ و ۰/۰۸۱ میلی‌متر در سال است. اختلاف سرعت خوردگی کم این دو نمونه را می‌توان به ریزساختار آن‌ها نسبت داد؛ چراکه این دو نمونه، از نظر ریزساختاری نیز، بسیار به هم شبیه هستند و عدد اندازه دانه و کروی شدن آن‌ها، اختلاف ناچیزی دارد. از این رو، با توجه به اینکه عدد اندازه دانه کمتر باعث افزایش سرعت خوردگی می‌شود، می‌توان نمونه بهینه را

ریخته‌گری نیمه‌جامد سطح شیب‌دار را نشان می‌دهد. نتایج به‌دست‌آمده نشان می‌دهد تغییرات چشمگیری در مقدار پتانسیل خوردگی نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای آبرگرمایش مختلف وجود نداشته و دمای آبرگرمایش اثر چندانی بر پتانسیل مدار باز آن‌ها ندارد. باین‌حال، به‌منظور حفاظت کاتدی، پتانسیلی نسبتاً پایدار و منفی ایجاد کرده است. با توجه به شکل ۷، شاخه‌های کاتدی نمودارهای قطبش تقریباً مشابه هم بوده، اما شاخه آندی نمونه‌ها متفاوت است و این رفتار آندی را می‌توان ناشی از تفاوت در ریزساختار آن‌ها دانست.

عنصر آلیاژی ایندیم در آند فداشونده آلومینیوم استفاده می‌شود که مانع تشکیل فیلم پایدار رویین روی سطح آند می‌شود. عملکرد کلی ایندیم در شکستن لایه رویین را می‌توان به‌صورت زیر نشان داد [۲]:



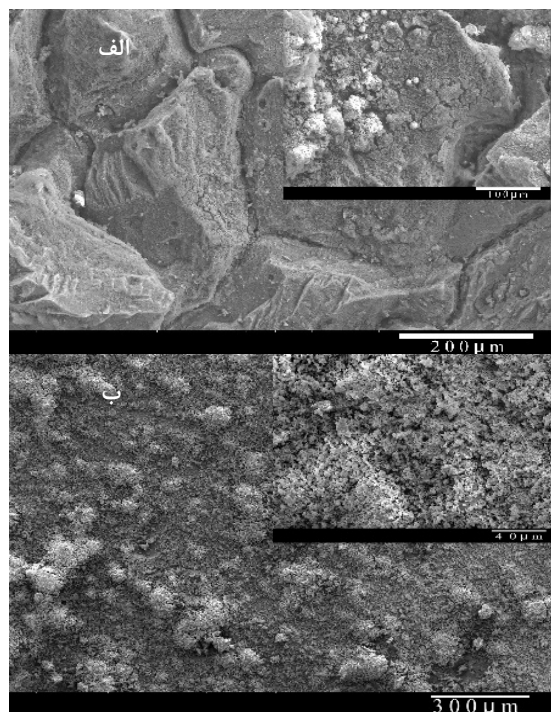
در مرحله اول، یون‌های ایندیم در اثر خوردگی برخی نقاط ضعیف فیلم اکسید آلومینیوم ایجاد می‌شوند و سپس، این یون‌ها روی آلومینیوم رسوب می‌کنند و باعث شکسته شدن فیلم اکسیدی می‌شوند. همچنین، عنصر روی می‌تواند اثر مناسبی روی آلیاژ آند فداشونده داشته باشد. به‌دلیل نفوذ^۱ و توزیع عنصر روی در زمینه آلومینیوم، فازهای جداگانه‌ای تشکیل می‌شود. ایجاد فاز α و سپس فاز β که غنی از عنصر روی است، می‌تواند رفتار آندی آند آلومینیوم را تحت تأثیر قرار دهد و به اکسایش عنصر روی به Zn(OH)_2 بینجامد. از طرف دیگر، برای انحلال آندی به واکنش کاتدی نیز نیاز است. اولین واکنش کاتدی محتمل که در محیط آب نمک یا آب دریا رخ می‌دهد، احیای اکسیژن ($\frac{1}{2}\text{O}_2 + \text{H}_2\text{O} + 2\text{e}^- \rightarrow 2\text{OH}^-$) است. سینتیک^۲ این واکنش، موقعیت منحنی کاتدی در نمودارهای تافل^۳ را تعیین می‌کند. از دیگر واکنش‌های کاتدی می‌توان به $2\text{H}_2\text{O} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2 + 2\text{OH}^-$ و $2\text{H}^+ + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2$ اشاره کرد که می‌توانند روی سطح آلیاژ آند اتفاق افتند. ارزیابی کاتدی واکنش‌های فوق توسط تغییر در موقعیت منحنی کاتدی

^۱ Diffusion

^۲ Kinetics

^۳ Tafel

روی هستند. از آنجاکه کلر نیز در ترکیب رسوب‌های سطحی شناسایی شده است، احتمال تشکیل فازهایی نظیر $AlCl_3$ یا $AlCl_3(H_2O)_n$ نیز وجود دارد.



شکل ۸. تصاویر FESEM از نمونه (الف) شاهد و (ب) نمونه بهینه S_2 (ریخته‌گری شده در دمای سلسیوس ۶۸۰) پس از خوردگی در محلول نمک طعام ۳/۵ درصد

با توجه به کاهش مناطق شاخه‌ای و افزایش کروی شدن و ریزدانه‌تر شدن ساختار پس از ریخته‌گری نیمه‌جامد، خوردگی یکنواخت‌تر شده و دانه و مرزدانه تقریباً به یک اندازه خورده شده‌اند. بنابراین، می‌توان ریزدانه‌بودن را عاملی برای افزایش بیشتر سرعت خوردگی و کروی شدن را عاملی برای خوردگی یکنواخت در نظر گرفت.

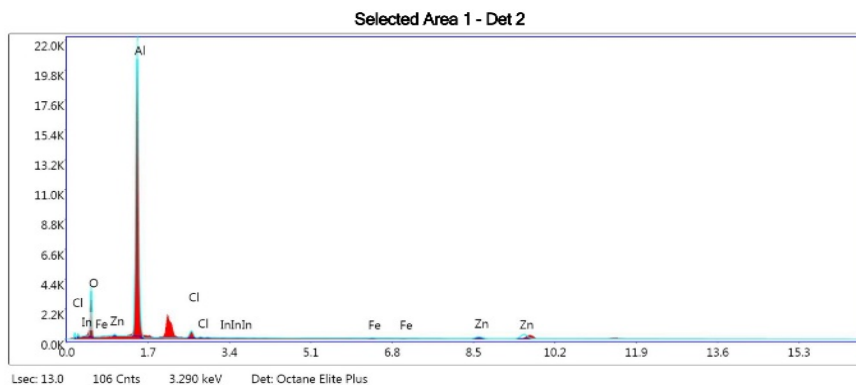
نمونه ریخته‌گری شده در دمای ۶۸۰ درجه سلسیوس دانست. به‌طور کلی، انحلال یکنواخت آندی، بیشینه راندمان را فراهم می‌کند.

جدول ۳. داده‌های به‌دست‌آمده از آزمون قطبش تافل نمونه‌های آند

آلومینیوم

کد نمونه	$ bc $ (V/dec)	$ ba $ (V/dec)	Ecorr, Calc (V)	مقاومت پلاریزاسیون (Ω)	Icorr (μA)	سرعت خوردگی (mm/year)
S_1	۰/۱۳	۰/۰۷	-۱/۰۷	۳۸۷	۰/۵۲	۰/۰۸۱
S_2	۰/۲۰	۰/۰۸	-۱/۰۵	۴۴۴	۰/۵۵	۰/۰۸۶
S_3	۰/۱۴	۰/۰۹	-۱/۰۶	۷۷۸	۰/۳۰	۰/۰۴۸
شاهد	۰/۱۹	۰/۰۳۸	-۰/۹۹	۶۲۵	۰/۲۱	۰/۰۳۴

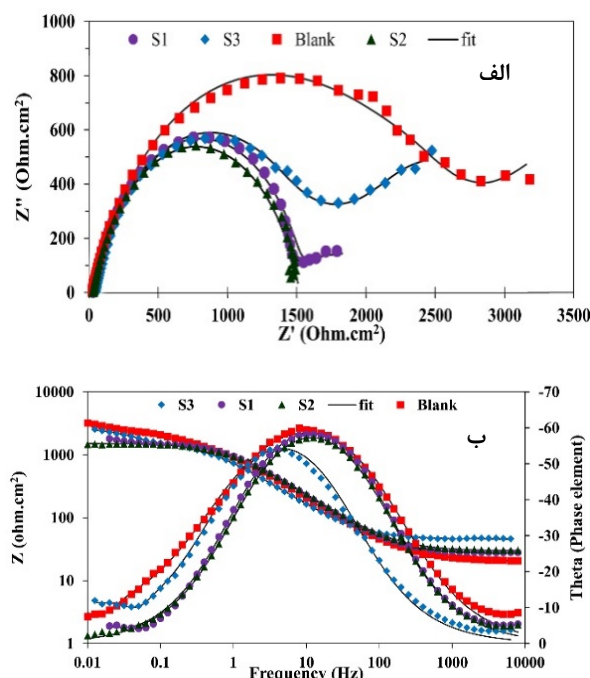
شکل ۸، تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه S_2 و نمونه شاهد را پس از انجام آزمون قطبش پتانسیودینامیک نشان می‌دهد. در آندهای فداشونده در سیستم دوتایی Al-Zn، عنصر روی تمایل به رانده شدن به مناطق میان‌شاخه‌ای دارد؛ به این علت که نقطه ذوب روی، از آلومینیوم کمتر است [۲۴]. در نمونه شاهد که به روش سنتی ریخته‌گری شده است، تجمع رسوب در مرزدانه بیشتر است و خوردگی از مرزدانه‌ها آغاز می‌شود. اما نمونه ریخته‌گری شده به روش سطح شیب‌دار، براساس نتایج ارائه شده در شکل ۵، دارای ساختار یکنواخت‌تری است و رسوب بسیار کمی در مرزدانه تجمع یافته‌اند. همان‌طور که در تصاویر میکروسکوپی مشخص است، با توجه به خوردگی بیشتر مرزها در نمونه شاهد، مرزدانه از دانه قابل تفکیک است. شکل ۹، نتایج تحلیل EDS سطح نمونه خورده شده را نشان می‌دهد. با توجه به نمودار شکل ۹، محصولات خوردگی بیشتر شامل اکسید آلومینیوم و اکسید



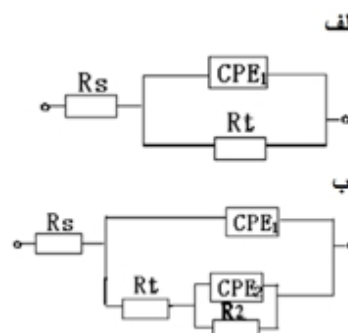
شکل ۹. تحلیل EDS نمونه بهینه S_2

۳-۴- نتایج آزمون‌های امپدانس الکتروشیمیایی

به منظور بررسی دقیق سازوکار خوردگی ایجاد شده در نمونه‌های ریخته‌گری شده، در دمای مختلف، از روش طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی استفاده شد. منحنی‌های نایکوئیست^۱، بُد^۲ و بُد- فاز حاصل از این آزمون برای نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای مختلف، در شکل ۱۰ رسم شده است. برای معادل‌سازی داده‌های به دست آمده از آزمون EIS، از نرم‌افزار ZView استفاده و پس از معادل‌سازی، داده‌های کمی استخراج شده از آن، در جدول ۴ ارائه شده است.



شکل ۱۰. منحنی‌های الف) نایکوئیست بُد و بُد- فاز آزمون امپدانس الکتروشیمیایی نمونه‌های S1، S2، S3 و شاهد (Blank)



شکل ۱۱. مدارهای معادل منحنی‌های نایکوئیست برای الف) یک ثابت زمانی و ب) دو ثابت زمانی

با توجه به منحنی بُد- فاز نشان داده شده در شکل ۱۰، وجود یک ثابت زمانی برای نمونه S2 و دو ثابت زمانی برای نمونه‌های S1، S3 و شاهد، قابل مشاهده است. برای نمونه S2، ثابت زمانی اول، تقریباً در فرکانس بالا مشاهده می‌شود و برای بقیه نمونه‌ها، ثابت زمانی اول، در فرکانس مشابه نمونه S2 و ثابت زمانی دوم، در فرکانس‌های کمتر دیده می‌شود. به همین دلیل، دو مدار معادل، به صورت دو ثابت زمانی و یک ثابت زمانی، برای معادل‌سازی نتایج پیشنهاد شده است. منحنی مربوط به نمونه S2، به صورت یک ثابت زمانی و نمونه‌های S1، S3 و شاهد، به صورت دو ثابت زمانی معادل‌سازی شده‌اند.

در نمونه S2، به دلیل وجود یک نیم‌دایره در منحنی نایکوئیست، خوردگی یکنواخت بدون هیچ‌گونه حفره‌زایی در سطح نمونه پیش‌بینی می‌شود و به همین دلیل، از مدار معادل تک ثابت زمانی که مربوط به لایه دوگانه الکتریکی است، برای معادل‌سازی استفاده شده است. با این توضیحات می‌توان گفت که R_s و R_t مدار معادل نمونه S2 که در شکل ۱۱ نشان داده شده‌اند، به ترتیب مقاومت‌های محلول و لایه دوگانه الکتریکی هستند. عنصر فازی ثابت^۳ (CPE) نیز مربوط به رفتار خازنی لایه دوگانه الکتریکی است.

برای نمونه‌های S1، S3 و شاهد نیز از دو ثابت زمانی استفاده شده است. وجود ثابت زمانی دوم در این نمونه‌ها می‌تواند مربوط به حلالیت و رسوب مجدد عنصر ایندیم موجود در ساختار باشد. جینگ‌لینگ^۴ و همکاران، در مطالعات خود که رفتار خوردگی این آلیاژ را در محیط کلریدی بررسی کردند، نیز این موضوع را تأیید کرده‌اند [۲۵]. R_s و R_t (در نمونه‌های S1، شاهد و S3) به ترتیب، مقاومت‌های محلول، لایه دوگانه الکتریکی و حلالیت- رسوب مجدد ایندیم را نشان می‌دهند. CPE1 و CPE2 نیز مربوط به رفتارهای خازنی لایه دوگانه الکتریکی و حلالیت- رسوب مجدد ایندیم هستند.

همه پارامترهای معادل‌سازی شده، در جدول ۴ نشان داده شده‌اند. علاوه بر این پارامترها، مشخص شد که χ^2 نیز دقت معادل‌سازی را نشان می‌دهد که کم آن، نشان از دقت بالا در فرایند معادل‌سازی است.

³ Constant Phase Element (CPE)

⁴ Jingling

¹ Nyquist

² Bode Plot

جدول ۴. داده‌های مربوط به پارامترهای مدار معادل

منحنی‌های نایکوئیست

نمونه‌ها	شاهد	S ₁	S ₂	S ₃
R _s (ohm.cm ²)	۲/۹	۳/۹	۴/۲	۶/۴
CPE _t (ohm ⁻¹ .cm ⁻²)	۰/۰۰۱۴	۰/۰۰۱۱	۰/۰۰۱۱	۰/۰۰۱۸
N _t	۰/۷۷	۰/۸۰	۰/۷۹	۰/۷۸
R _t (ohm.cm ²)	۲۰۱/۶	۲۲۱/۱	۲۱۲/۰	۲۳۱/۴
CPE2 (ohm ⁻¹ .cm ⁻²)	۲۳/۴۵	۸۰/۴	۰	۱/۰۲۹
n ₂	۳/۲۶	۴/۲۲	۰	۳/۵۶
R ₂ (ohm.cm ²)	۷۳/۴۸	۸۵	۰	۸۷/۲
chi-squared	۰/۰۰۱۱	۰/۰۰۰۸	۰/۰۰۰۶	۰/۰۰۱۵

در این مطالعه، به‌جای خازن خالص، از CPE استفاده شده است که دلیل آن غیرهمگنی سطوح و خارج شدن از شرایط ایدئال است. در این رابطه، امپدانس CPE به‌صورت زیر تعریف می‌شود.

$$Z(j\omega) = (Y_0)^{-1} (j\omega)^{-n} \quad (2)$$

در این رابطه، T، ثابت رده‌ی^۱، j، واحد فرضی^۲، و ω، فرکانس زاویه‌ای را نشان می‌دهند و n، توان تجربی CPE است که بین صفر و یک متغیر است. مقادیر صفر و یک برای n، به‌ترتیب، نشانگر مقاومت خالص و خازن خالص است.

مقایسه نمودارهای نایکوئیست، بُد و بُد-فاز (شکل ۱۰) و اطلاعات موجود در جدول ۴ نشان می‌دهد که قطر بزرگ‌ترین نیم‌دایره به نمونه شاهد و بعد از آن، به‌ترتیب، به نمونه‌های S₃ و S₁ تعلق دارد و کمترین قطر مربوط به نمونه S₂ است. از آنجایی که قطر منحنی نایکوئیست، مقاومت قطبش را نشان می‌دهد، می‌توان بیشترین مقاومت خوردگی را به نمونه شاهد و سپس، به‌ترتیب، به S₃، S₁ و S₂ نسبت داد. پس می‌توان گفت که کاهش دمای بارریزی باعث کاهش اندازه دانه و افزایش کروی شدن می‌شود و در نهایت باعث افزایش خوردگی و بهبود در رفتار آند فداشونده می‌شود و نتایج به‌دست‌آمده، در این بخش، با نتایج حاصل از قطبش مطابقت دارد.

مقدار عددی n که مربوط به همگنی سطح در تماس با محلول است، در جدول نیز مشخص شده است. همان‌طور که گفته شد، هرچقدر این مقدار به عدد یک نزدیک‌تر شود، سطح یکنواخت‌تر است و می‌توان گفت خوردگی نیز به‌صورت یکنواخت‌تر اتفاق افتاده است. با مقایسه نمونه‌ها می‌توان فهمید که مقدار n نمونه S₂، به عدد یک نزدیک‌تر است و نسبت به بقیه نمونه‌ها، شرایط یکنواخت‌تری دارد.

۴- نتیجه‌گیری

در این مطالعه نتایج زیر به‌دست آمد:

۱- به‌طور کلی استفاده از روش ریخته‌گری نیمه‌جامد می‌تواند تأثیر مثبتی در ریزدانه‌تر شدن و کروی شدن نمونه‌ها داشته باشد و این عوامل می‌تواند خواص آند فداشونده آلومینیوم را بهبود بخشند.

۲- استفاده از سطح شیب‌دار باعث شکسته شدن ذرات فاز Al-α می‌شود و شاخه‌های ریزتری را پدید می‌آورد. بنابراین، باعث ریزدانه‌تر شدن ساختار و رشد گلبولار جوانه‌ها می‌شود.

۳- افزایش دمای آبرگرمایش باعث می‌شود حجم مذاب بیشتری با دمای بالاتر وارد قالب شده و بیشتر انجماد در داخل قالب اتفاق بیفتد. درحالی‌که با کاهش دما، کسر جامد تشکیل‌شده روی سطح شیب‌دار افزایش می‌یابد و جوانه‌زنی بلورهای اولیه بیشتر می‌شود.

۴- دمای بارریزی ۶۶۰ و ۶۸۰ درجه سلسیوس، از نظر خواص الکتروشیمیایی و ریزساختار نمونه‌های تولیدی، تفاوت چندانی با هم ندارند، اما افزایش دمای آبرگرمایش به ۷۰۰ درجه سلسیوس باعث تضعیف خواص یادشده می‌شود.

۵- مشخص شد که نمونه ریخته‌گری‌شده در دمای ۶۸۰ درجه سلسیوس (S₂)، بهترین نمونه از نظر سرعت خوردگی، عدد کروی شدن و اندازه دانه است.

۶- در دمای آبرگرمایش ۶۸۰ درجه سلسیوس، رسوب‌های خاصی روی مرزدهانه‌ها تشکیل نشده و علاوه بر حفظ عناصر آلیاژی، توزیع آن‌ها با توجه به تحلیل نقشه نیز مناسب بوده است.

۷- در نمونه ریخته‌گری‌شده به روش سطح شیب‌دار در دمای ۶۸۰ سلسیوس، با توجه به نتایج SEM، خوردگی سطح

¹ Admittance

² Imaginary

11. Salarfar, S., Akhlaghi, F., Nili-ahmadabadi, M., "Influence of pouring conditions in the inclined plate process and reheating on the microstructure of the semisolid A356 aluminum Alloy", *Proceedings of 7th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Limassol, Cyprus, 21-23 September 2004, (2004). Online paper. https://www.researchgate.net/publication/288724174_Influence_of_pouring_conditions_in_the_inclined_plate_process_and_reheating_on_the_microstructure_of_the_semi-solid_A356_aluminum_alloy?_sg=CDkgqFtP5ZGIIbsAiKigQOEslSELvzNGqfTfeFPNCtKXun-NVcLnCROHgYctlI2tqXGcLOKOxgAMNbA
12. Movahedi, M., Karimi, A., Nia-Manesh, H., "Effect of angle of inclined plate on the microstructure of 7075 aluminum alloy", *Proceedings of 10th Congress of Iranian Institute of Materials and Metallurgy Engineering*, Shiraz, Iran, 16-18 November 2006, (2006). <https://civilica.com/doc/104771/>
13. Birol, Y., "Semi-solid processing of the primary aluminum die-casting alloys A356", *Alloys and Compounds*, Vol. 473, No. 7, (2009), 133-138. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.05.074>
14. Motegi, T., Tanabe, F., sugiura, E., "Continuous casting of semisolid aluminium alloys", *Materials Science Forum*, Vol. 1, (2002), 203-208. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.396-402.203>
15. Barabazon, D., Browne, D. J., Carr, A. J., "Mechanical stir casting of aluminium alloy from the mushy state: Process, microstructure and mechanical properties", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 326, No. 2, (2002), 370-381. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01832-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01832-9)
16. Nagato, K., Sugiyama, S., Yanagida, A., Yanagimoto, J., "Single-pass severe plastic forming of ultrafine-grained plain carbon steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 478, No. 1-2, (2008), 376-383. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.06.039>
17. Wang, J. T., Xu, C., Du, Z. Z., QU, G. Z., Langdon, T. G., "Microstructure and properties of a low-carbon processed by equal-channel angular pressing", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 410-411, (2005), 312-315. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.111>
18. Young, K. P., Kyonka, C. P., Courtois, J. A., *Fine Grained Metal Composition*, U. S. Patent 4,415,374, (1982). <http://patft.uspto.gov/netacgi/nph-Parser?Sect1=PTO1&Sect2=HTOFF&p=1&u=/netahtml/PTO/srchnum.html&r=1&f=G&l=50&d=PALL&s1=4415374.PN>
19. Haga, T., Kapranos, P., Kirkwood, K. D., Atkinson, H. V., "617 Thixoforming of laminate assembled from roll cast strips", *Proceedings of JSME Materials and Processing Conference*, Society of Mechanical Engineers, Japan, (2002), 512-515. <https://doi.org/10.1299/jsmeintmp.10.2.512>
20. Yilmaz, E., Cadirli, E., Acerc, E., Gunduz, M., "Microstructural evolution and mechanical properties in directionally solidified Sn-10.2 Sb peritectic alloy at a constant temperature gradient", *International Journal of Materials Research*, Vol. 19, No. 2, (2016), 370-378. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2015-0104>
21. Yan, G., Zhao, S., Ma, S., Shou, H., "Microstructural evolution of A356.2 alloy prepared by the SIMA process", *Journal of Materials Characterization*, Vol. 69, (2012), 45-51. <http://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.04.005>
22. Reisi, M., Niroumand, B., "Growth of primary particles during secondary cooling of a rheocast alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 475, No. 1, (2009), 643-647. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.04.005>
23. Munoz, A. G., Saidman, S. B., Bessone, J. B., "Corrosion of an Al-Zn-In alloy in chloride media", *Journal of Corrosion Science*, Vol. 44, No. 10, (2002), 2171-2182. [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(02\)00042-2](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(02)00042-2)
24. Salinas, D. R., Garciaa, S. G., Bessone, J. B., "Influence of alloying elements and microstructure on aluminium sacrificial anode performance: Case of Al-Zn", *Journal of Applied Electrochemistry*, Vol. 29, No. 9, (1999), 1063-1071. <https://doi.org/10.1023/A:1003684219989>
25. Jingling, M. A., Jiuba, W., Gengxin, L. I., Chunhua, X. V., "The corrosion behaviour of Al-Zn-In-Mg-Ti alloy in NaCl solution", *Journal of Corrosion Science*, Vol. 52, No. 2, (2010), 534-539. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2009.10.010>

آند بسیار یکنواخت بوده و محصولات خوردگی به صورت یکنواخت روی سطح نمونه قرار گرفته‌اند.

۸- با توجه به قطر منحنی نایکوئیست که بیانگر مقاومت قطبش است، می‌توان بیشترین مقاومت خوردگی را به نمونه شاهد و سپس به ترتیب به S_3 ، S_1 و S_2 نسبت داد.

۵- سپاسگزاری

از آقایان مسعود عسگری، مهدی میرفتاح، سرکار خانم عسگریان و شرکت برناگداز که نویسندگان مقاله را در این پژوهش یاری کرده‌اند، قدردانی و تشکر می‌شود.

مراجع

1. Keyvani, A., Emamy, M., Saremi, M., Sina, H., Mahta, M., "Influence of casting temperature on electrochemical behavior of Al-Zn-In sacrificial anodes", *Iranian Journal of Chemistry and Chemical Engineering*, Vol. 24, No. 35, (2005), 1-8. <https://doi.org/10.30492/IJCCE.2005.7791>
2. Barrucci, A., Cerisola, G., "Activation of aluminum anodes by the presence of intermetallic compounds", *Electrochemical Acta Material*, Vol. 42, No. 15, (1996), 1045-1057. [https://doi.org/10.1016/S0013-4686\(96\)00420-3](https://doi.org/10.1016/S0013-4686(96)00420-3)
3. Christian, V. I., *Corrosion of aluminium*, Amsterdam, Boston, Elsevier, (2004), 100-108. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-044495-6.X5000-9>
4. Puridetvorakul, C., Poolthong, N., Tareelap, N., "Corrosion behavior of Al-Zn-In sacrificial anode alloys produced by conventional casting and semi-solid metal casting processes", *Key Engineering Materials*, Vol. 751, (2017), 101-106. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.751.101>
5. Lazzari, L., Pedefferr, D., *Cathodic protection*, Polipess, Milan, (2006), 151-170. https://www.amazon.com/Cathodic-Protection-Pedefferr-Pietro/dp/8873980201/detailBullets_feature_div
6. Metals Hand Book, *Casting*, 9th Ed., Vol. 15, (1992). http://sl.iranmavad.com/ASM%20handbooks/Vol_15_casting_iran-mavad.com.pdf
7. Khan, B., Rosli, M. U., Jahidi, H., IkmanIshak, M., Zakaria, M. S., Jamalludin, M. R., Khor, C. Y., Faizal, W. M., Rahim, W. M., Nawi, M. A. M., "Effect of zinc addition on the performance of aluminium alloy sacrificial anode for marine application", *AIP Conference Proceedings*, Vol. 1885, (2017). <https://doi.org/10.1063/1.5002268>
8. Shayegh Boroujeny, B., "Verifying the effects of SIMA (Strain Induced Melt Activation) process on corrosion behavior in Al sacrificial anodes", *Journal of Advanced Materials and Technologies (JAMT)*, Vol. 5, No. 7, (2017), 51-64. <https://doi.org/10.30501/JMAT.2017070340>
9. Giordano, P., Chiarmetta, G., "Thixo and rheocasting: comparison on a high production volume component", *Proceedings of 7th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Tsukuba, Japan, 25-27 September 2002, (2002), Online paper. https://www.researchgate.net/publication/264548682_THIXO_A_ND_RHEO_CASTING_COMPARISON_IN_A_HIGH_PRODUCTION_VOLUME_COMPONENT
10. Qin, Q. D., Zhao, Y. G., Cong, P. J., Zhou, W., Xu, B., "Semisolid microstructure of Mg/Si/Al composite by cooling slope cast and its evolution during partial remelting process", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 444, No. 1-2, (2007), 99-103. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.074>