نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال ششم، شماره2، پاییز و زمستان 1399، صفحه 135-119

ارزیابی رفتار خوردگی اتصال غیرمشابه آلیاژ اینکونل 617 به فولاد کم‌آلیاژ A387-Gr.11

زهرا شهریاری، ایمان کیوان راد، خلیل الله قیصری، خلیل رنجبر، رضا دهملایی، سید روح الله موسوی

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

(دریافت مقاله: 1399/08/06 ؛ پذیرش مقاله: 1399/10/08)

چکیده

در این پژوهش، آلیاژ اینکونل 617 به فولاد کم‌آلیاژ A387-Gr.11 توسط سیم جوش ER309L به روش جوشکاری قوسی تحت پوشش گاز محافظ با الکترود تنگستن اتصال داده شد. در ابتدا رفتار خوردگی آلیاژ اینکونل 617، فولاد کم‌آلیاژ A387-Gr.11 و فلز جوش اتصال غیرهمجنس این دو توسط آزمون پلاریزاسیون تافل و طیف‌نگاری امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) در محیط اسیدی (H_2SO_4)، خنثی (NaCl) و ترکیبی (H_2SO_4+NaCl) در دمای محیط بررسی شد. نتایج حاصل از آزمون‌های پلاریزاسیون و EIS برای فلزات پایه و فلز جوش در هر سه محلول خورنده نشان داد که میزان مقاومت به خوردگی به ترتیب از آلیاژ اینکونل 617 به فلز جوش و از فلز جوش به فولاد کم‌آلیاژ کاهش می‌یابد. مقایسه منحنی‌های پلاریزاسیون فلزات پایه و فلز جوش نشان داد که حساسیت به خوردگی گالوانیکی بین زوج گالوانیکی آلیاژ اینکونل 617 / فلز جوش در محلول الکترولیت 1 M NaCl وجود دارد. رفتار خوردگی گالوانیک این زوج با استفاده از روش تئوری پتانسیل ترکیبی و روش نویز الکتروشیمیایی ارزیابی شد. نتایج حاصل از آن‌ها نشان داد که در زوج گالوانیکی آلیاژ 617 / فلز جوش، فلز جوش به عنوان آند زوج عمل کرده و دچار خوردگی می‌شود، به نحوی که سرعت خوردگی آن از $\mu A/cm^2$ 0/22 قبل از اتصال به $\mu A/cm^2$ 1 پس از اتصال افزایش می‌یابد.

کلمات کلیدی: آلیاژ اینکونل 617، فولاد A387-Gr.11، جوشکاری GTAW، آزمون پلاریزاسیون تافل، طیفنگاری امپدانس، روش نویز الکتروشیمیایی.

Corrosion behavior of dissimilar welded joint between Inconel 617 alloy and A387-Gr.11 low-alloy steel

Z. Shahryari, I. Keivanrad, K. Gheisari*, K. Ranjbar, R. Dehmolaei, S. R. Mousavi

Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

(Received 27 October 2020 ; Accepted 28 December 2020)

Abstract

In this study, Inconel 617 alloy was welded to A387-Gr.11 low-alloy steel using ER309L filler metal via gas tungsten arc welding (GTAW). First, the corrosion behavior of Inconel 617, A387-Gr, and the weld metal was evaluated by the Tafel polarization test and electrochemical impedance spectroscopy (EIS) in acidic (H_2SO_4), neutral (NaCl), and combined (H_2SO_4 + NaCl) solution at ambient temperature. The results of polarization and EIS measurements in all corrosive solutions indicate that the corrosion resistance decreases from 617 alloy to weld metal and from weld metal to low-alloy steel, respectively. The Comparison of the polarization curves of the base metals and the weld metal showed

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: khgheisari@scu.ac.ir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

susceptibility to galvanic corrosion between Inconel 617 / weld metal in 1M NaCl solution. The behavior of galvanic corrosion of this pair was evaluated using the mixed potential theory and the electrochemical noise measurement. The results showed that in a galvanic couple of alloy 617 / weld metal, the weld metal acts as anode and corrodes in such a way that its corrosion rate increases from 0.22 μA/cm^2 before joining to 1 μA /cm^2 after joining.

Keywords: Inconel 617 alloy; A387-Gr.11 steel; GTAW; Tafel polarization; Impedance spectroscopy; Electrochemical noise analysis.

1- مقدمه

در سال‌های اخیر، اتصال و روکش‌کاری فلزات غیرمشابه به منظور استفاده از آن‌ها در دستگاه‌ها و وسایل گوناگون توجه قابل ملاحظه‌ای را به خود جلب کرده است. اما اتصال فلزات غیرمشابه به دلیل تفاوت در خصوصیات فیزیکی، مکانیکی و متالورژیکی فلزات مادر نسبت به اتصال فلزات مشابه همواره با چالش‌هایی همراه بوده است که از جمله آن‌ها می‌توان به خوردگی گالوانیک اشاره کرد [1و2].

خوردگی گالوانیک به عنوان معمول‌ترین نوع خوردگی بین دو یا چند فلز غیرمشابه که در ارتباط الکتریکی با یکدیگر هستند بروز می‌یابد[3]. نیروی محرکهٔ خوردگی گالوانیک، اختلاف پتانسیل بین دو یا چند فلز یا آلیاژی است که به صورت الکتریکی در یک محلول هادی تشکیل زوج می‌دهند و با تولید جریان سبب حرکت الکترون بین بخش آندی و کاتدی می‌گردد. این جریان ناشی از اختلاف پتانسیل خوردگی بین دو جزئی است که در تماس با یکدیگر قرار گرفته‌اند. تحت این شرایط، فلز فعال با پتانسیل منفی‌تر به عنوان آند عمل کرده و با شدید شدن نرخ خوردگی خود، از جزء کاتدی در مقابل خوردگی محافظت نسبی می‌نماید [4و 5]. گسترهٔ خوردگی گالوانیک علاوه بر بزرگی اختلاف پتانسیل بین فلزات غیرمشابه، به عوامل دیگری چون نسبت سطح آند/کاتد، مقاومت محلول، دما، پایداری لایه‌های پسیو، میزان اکسیژن و خصوصیات پلاریزاسیونی فلزات و آلیاژهای درگیر در زوج گالوانیک وابسته است. سانگ و همکاران [6] در تحقیقی عوامل هندسی تاثیرگذار در خوردگی گالوانیک را با به کار بستن آزمایش‌های تجربی و یک مدل رایانه‌ای مورد بررسی قرار دادند. نتایج آن‌ها نشان داد با کاهش نسبت سطح آند/کاتد، افزایش فاصله بین بخش‌های آندی و کاتدی، خوردگی گالوانیک در زوج AZ91D و فولاد ساده کربنی افزایش می‌یابد. علاوه بر این، محصولات خوردگی که روی سطح آند و کاتد تشکیل می‌شوند، قادرند در فرآیند خوردگی گالوانیک تاثیرگذار باشند. تیسای و همکارش [7] اثر دما و نسبت سطح آند/کاتد را روی زوج فولاد زنگ نزن و نیکل بررسی کردند. گزارش آن‌ها نشان داد که با افزایش دما شدت خوردگی گالوانیک افزایش می‌یابد. آلیاژ اینکونل 617 یک آلیاژ پایه نیکل با خواص منحصر بفرد است. از خواص آن می‌توان به استحکام دمایی بالا، مقاومت خزشی و همچنین مقاومت خوردگی و اکسیداسیون بالا اشاره کرد. در این آلیاژ، کروم و آلومینیوم نقش اساسی را در مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون ایفا می‌کنند. اما بدلیل وجود مقدار زیادی نیکل و آلیاژهای دیگر، این فولاد جزء فولادهای گران قیمت می‌باشد [8و 9]. فولادA387-Gr.11 یک فولاد فریتی کم‌آلیاژ بوده که عناصر آلیاژی اصلی آن کروم و مولیبدن می‌باشد. این فولاد در مصارف شیمیایی و پتروشیمی مورد استفاده قرار می‌گیرد. مزیت اصلی این فولاد کم‌آلیاژ که سبب پرکاربرد شدن آن نیز شده است، استحکام عالی در دماهای پایین است [10و 11]. طی دهه‌های گذشته، جوشکاری غیرمشابه فولادهای فریتی کم-آلیاژ به آلیاژهای آستنیتی پایه نیکل و پایه آهن، به صورت گسترده‌ای در صنایع بکار گرفته شده است. براساس گزارشاتی که تاکنون ارائه گشته، این اتصال به دلیل اختلاف زیاد ترکیب شیمیایی و خواص فیزیکی و مکانیکی فولادهای مذکور، یکی از نقاطی می‌باشد که درگیر مشکلات بسیاری است و بخش عظیمی از تخریب‌ها در این منطقه رخ می‌دهد. از این‌رو انتخاب فلز پرکننده مناسب و تنظیم صحیح پارامترهای جوشکاری در این‌گونه اتصالات سبب به حداقل رسیدن مشکلات ایجاد شده

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

ناشی از این اتصالات می‌گردد. رنجبر و همکاران [12] از فلزات پرکننده ERNiCrMoCo-1، ERNiCr3 و ER309L به منظور اتصال سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل 617 و فولاد کم‌آلیاژ A387-Gr.11 استفاده کردند. براساس نتایج آن‌ها هر یک از این فلزات پرکننده سبب ایجاد ریزساختارهای مختلف و در نتیجه خواص مکانیکی متفاوتی خواهد شد. امروزه از روش‌های مختلفی به منظور بررسی پارامترهای مختلف بر رفتار و ویژگی‌های خوردگی فلزات در یک زوج گالوانیک، استفاده می‌شود. دهشان و همکاران[13] با استفاده از اندازه‌گیری میزان پتانسیل مدار باز در زوجهای مختلف به ارزیابی رفتار خوردگی گالوانیک سیستم‌های مختلف پرداخته‌اند. استفاده از روش‌های پلاریزاسیون سیکلی، طیفنگاری امپدانس الکتروشیمیایی و همچنین روش نویز الکتروشیمیایی که اخیراً به عنوان ابزاری جهت ثبت نوسانات جریان و پتانسیل برای الکترودهای خورده شده در طول واکنش‌های خوردگی می‌باشد، به منظور ارزیابی خوردگی گالوانیک مورد استفاده قرار گرفته است [7و 14]. علیرغم اهمیت آلیاژ اینکونل 617 و فولاد A387-Gr.11 در صنایع مختلف و با توجه به اثرگذاری پارامترهای جوشکاری بر خواص اتصالات گالوانیک، بخصوص خواص خوردگی آن‌ها، تاکنون گزارشی مبنی بر بررسی خواص خوردگی دو فلز مذکور در محل اتصال گزارش نشده است. از این رو در این تحقیق، آلیاژ پایه نیکل 617 و فولاد کم‌آلیاژ A387-Gr.11 به عنوان فولادهای پایه در نظر گرفته شده‌اند که توسط فلز پرکننده ER309L با جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ به یکدیگر متصل شدند. بر مبنای پژوهش صورت گرفته توسط تعدادی از نویسندگان مقاله حاضر[12]، تغییرات ریزساختاری گسترده‌ای در منطقه متاثر از حرارت جوش این فولادها بعد از فرآیند جوشکاری ایجاد می‌گردد. به همین دلیل، بررسی خوردگی گالوانیک در نواحی اتصال آلیاژ 617 با فلز جوش و فلز جوش با فولاد A387-Gr.11، با توجه به کاربردهای متفاوت این فولادها در محیط‌های اسیدی، خنثی و ترکیبی از این دو، ضروری به نظر می‌رسد. به منظور رسیدن به اهداف این تحقیق، ابتدا رفتار خوردگی فلزات پایه و فلز جوش با استفاده از آزمون‌های پلاریزاسیون تافل و طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی به صورت مجزا در محیط های اسیدی (H_2SO_4)، خنثی (NaCl) و ترکیبی (H_2SO_4+NaCl) مورد بررسی قرار گرفت. سپس با توجه به نتایج حاصل از آن‌ها و با توجه به قوانین ایجاد زوج گالوانیک در محل‌های اتصال، امکان تشکیل زوج گالوانیک در محیط‌های مذکور مورد بررسی قرار گرفت. در آخر با استفاده از روش نویز الکتروشیمیایی، رفتار خوردگی زوج گالوانیک شناسایی شده بررسی گردید.

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، سوپرآلیاژ اینکونل 617 نورد شده در شرایط آنیل محلولی و فولاد کم‌آلیاژ فریتی A387-Gr.11 به صورت نورد شده و در شرایط نرماله و بازپخت شده به شکل ورق‌هایی با ابعاد $100\times36\times10mm^3$ توسط روش جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ (GTAW, DG-TIG PSQ400 AC/DC, Gaam Electric Co. Iran) و با استفاده از جریان با قطبیت منفی در 4 پاس (یک پاس نفوذی و 3 پاس پرکننده) به یکدیگر متصل شدند. فلز پرکننده ER309L با قطر 2/4 میلیمتر به منظور جوشکاری غیرمشابه اتصال مورد نظر انتخاب گردید. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز پرکننده در جدول (1) ارائه شده است. طرح اتصال جناقی یک طرفه با زاویه پخ 70 درجه، عرض ریشه جوش 1/5 میلیمتر و ارتفاع وجه ریشه 1/5 میلیمتر برای جوشکاری انتخاب گردید. برای به حداقل رساندن تنش‌های حرارتی، نمونه‌ها در دمای 423 K پیشگرم شدند و دمای بین پاسی 523 K در طول فرآیند جوشکاری انتخاب شد. پارامترهای جوشکاری در جدول (2) گزارش شده است. سطح فلز جوش و فلزات پایه توسط سنباده‌های کاربید سیلسیم از شماره 180 تا 3000 سنباده‌زنی شدند و سپس با استفاده از خمیر الماسه 0/5 میکرونی پولیش گردیدند. آشکارسازی ریزساختار فولاد A387-Gr.11 با غوطه‌وری نمونه به مدت 5 ثانیه در محلول نایتال 2٪ و برای فلزجوش و آلیاژ 617 با غوطه‌وری نمونه‌ها به مدت 15 ثانیه در محلول ماربل صورت پذیرفت. رفتار خوردگی نمونه‌ها با اندازه‌گیری پتاسیل مدار باز، پلاریزاسیون تافل و طیف نگار امپدانس الکتروشیمیایی برای هر

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

یک از نمونه‌ها با ابعاد $1\times1cm^2$ تحت شرایط یکسان در دمای محیط (298K≈) و در سه محلول NaCl 1M، $1M\ H_2SO_4$ و $1M\ NaCl+H_2SO_4$ انجام شد. انجام آزمون‌های الکتروشیمیایی توسط یک دستگاه پتانسیواستات/گالوانواستات (Auto Lab, AUT 84091) حاوی یک سلِ الکتروشیمیایی سه الکترودی صورت پذیرفت. در سل الکتروشیمیایی، از فلزات پایه و فلزجوش به عنوان الکترود کار، الکترود پلاتینی به عنوان الکترود شمارنده و الکترودAg/AgCl به عنوان الکترود مرجع استفاده شد. اندازه‌گیری پلاریزاسیون تافل در محدوده 300mV- تا 300mV+ نسبت به پتانسیل مدار باز و با نرخ روبش 1 mV/s انجام شد. طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی برای هر نمونه در پتانسیل مدار باز و با بکارگیری دامنه 10 mV- تا10 mV+ نسبت به پتانسیل مدار باز و در بازهٔ بسامدی 0/10 Hz تا 104 Hz انجام گردید.

به منظور بررسی داده‌های حاصل از آزمون پلاریزاسیون از نرم‌افزار NOVA 1.10 و به منظور تحلیل منحنی‌های حاصل از آزمون EIS از نرم‌افزار ZView استفاده شد. آزمون نویز الکتروشیمیایی نیز توسط دستگاه پتانسیواستات/گالوانواستات به منظور بررسی خوردگی گالوانیک بین فلز جوش و آلیاژ اینکونل 617 انجام شد. در این آزمایش از نسبت‌های مساوی سطح استفاده شد و نمونه‌ها قبل از انجام آزمایش تا سنباده 1200 سنباده‌زنی شدند. این آزمایش مانند آزمون‌های قبل براساس سل سه الکترودی بنا شده است با این تفاوت که در آن الکترود شمارنده به بیرون از سل منتقل شده، آلیاژ 617 به عنوان الکترودکار و فلزجوش به زمین وصل می‌شود. در این حالت نوسانات پتانسیل (EG) و سیگنال‌های جریان (iG) که به دلیل واکنش‌های الکتروشیمیایی انجام شده بر سطح نمونه‌ها ایجاد می‌گردد، هر 0/5 ثانیه یک بار و به مدت 4 ساعت اندازه‌گیری و ثبت شد.

3- نتایج و بحث

3-1- ارزیابی ریزساختار

شکل(1) تصاویر ریزساختاری به‌دست آمده از فلزات پایه و فلز جوش را نشان می‌دهد. تصویر ریزساختار میکروسکوپ نوری (OM) فلز پایهٔ آلیاژ اینکونل617 در شکل(1-الف) آمده است. با توجه به شکل، یک زمینهٔ آستنیتی به شکل دانه‌های کم و بیش هم محور مشاهده می‌شود. در این تصویر، دوقلویی‌های آنیلینگ نیز مشاهده می‌شود که در طی فرآیند عملیات حرارتی آنیل پس از تغییر شکل پلاستیک این آلیاژ ایجاد شده است. با توجه به تمایز کم سطوح دوقلویی‌ها، به نظر می‌رسد که سطوح آن‌ها از نوع کم انرژی است. بر اساس پژوهش‌های صورت گرفته، مرزهای دوقلویی‌ها، اثر قابل توجه‌ای بر استحکام سوپرآلیاژهای پایه نیکل، در عین حفظ انعطاف‌پذیری آن‌ها می‌گذارد، به نحوی که به عنوان یکی از سازوکارهای استحکام‌بخشی در این سوپرآلیاژها مطرح گردیده است [15].

گرچه تصویر میکرسکوپ نوری ریزساختار تک فازی از آلیاژ اینکونل617 را نشان می‌دهد، اما ارزیابی‌های صورت گرفته به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی(SEM)، جزئیات ریزساختاری بیشتری را به دلیل قدرت تفکیک بالاتر خود به نمایش می‌گذارد. تصویر ریزساختار الکترونی شکل (1-ب)، رسوبات ریز و پراکندهٔ نیتریدی و کاربیدی غنی از کروم و مولیبدن را به ترتیب در مرزدانه و درون دانه‌ها نشان می‌دهد. ریزآنالیز شیمیایی صورت گرفته نشان داده است که رسوبات درشت‌تر درون دانه‌ای از نوع رسوب‌های کربونیتریدهای تیتانیوم ($Ti(C,N)$) است. برعکس، رسوبات ریزتر درون دانه‌ای، کاربیدهای غنی از مولیبدن و کروم ($Mo\text{-}Cr(c)$) و یا کاربید کروم ($Cr_{23}C_6$) و مولیبدن (Mo_6C) است. جزئیات ریزآنالیز شیمیایی این رسوبات، در پژوهش منتشر شدهٔ پیشین برخی از محققین حاضر آمده است[12].

مطابق شکل (1-ج)، فولاد A387-Gr.11 ریزساختاری کاملاً متفاوت را به نمایش می‌گذارد. این ریزساختار، معرف ساختار دو فاز فریتی- پرلیتی است که مناطق روشن در آن معرف فاز فریت و مناطق تیره معرف فاز پرلیت بسیار ظریف است. از آنجا که فاصلهٔ بین لایه‌ای در پرلیت ظریف ایجاد شده، بسیار کمتر از حد تفکیک میکروسکوپ نوری است، این مناطق به صورت توده‌هایی تیره مشاهده شده است. علاوه بر آن، آثاری

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

از کشیدگی فازهای پرلیتی در ریزساختار نیز مشاهده می‌شود که به جوانه‌زنی ترجیحی آن در مناطق پر انرژی به جا مانده از فرآیند نورد جهت تولید ورق نسبت داده می‌شود. همچنین، با توجه به انجام عملیات نرماله و تمپر پس از نورد ورق، احتمال حضور مقادیر کمی فاز بینیت در ریزساختار نیز وجود دارد.

در مجموع، با مقایسه ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل و فولاد کم آلیاژ استفاده شده در این پژوهش، تفاوت‌های برجستهٔ زیر مشاهده می‌شود:

الف) ریزساختار سوپرآلیاژ، یک زمینهٔ آستنیتی با ساختار کریستالی FCC را شامل می‌شود که رسوبات درون دانه‌ای و مرزدانه در آن توزیع شده است. بر عکس، در فولاد کم‌آلیاژ، یک زمینهٔ فریتی با ساختار کریستالی BCC تشکیل شده که درون آن، مناطق پرلیتی به صورت کم و بیش نامتوازن، توزیع شده است.

ب) ریزساختار سوپرآلیاژ، نسبتاً درشت دانه با اندازهٔ متوسط دانه‌هایی در حدود 100 میکرومتر است؛ در صورتی‌که ریزساختار فولاد کم‌آلیاژ بسیار ریزدانه با اندازهٔ متوسط دانه‌های فریتی در حدود 10 میکرومتر است.

تقابل این دو ریزساختار با فلز پرکننده ER309L، ریزساختار انجمادی کاملاً متفاوتی را ایجاد کرده که در شکل(1-د) بصورت دندریتی با شاخه‌های جانبی مشاهده می‌شود. عمده ساختار فلز جوش به صورت تمام آستنیتی منجمد گردیده است؛ اما همان‌گونه که مشخص است، در بعضی مناطق، حالت انجمادی آستنیت/ فریت (A/F) قابل مشاهده می‌باشد. با توجه به ترکیب شیمیایی متفاوت آلیاژ اینکونل617، فولاد کم آلیاژ A387-Gr.11 و فلز پرکننده ER309L، یک جفت اتصال گالوانیک آلیاژ اینکونل617/ فلز جوش و فلز جوش/ آلیاژ A387-Gr.11 ایجاد گردیده است که هم از نظر ترکیب شیمیایی و هم اجزای ریزساختاری (نوع فازها و مورفولوژی آن‌ها)، کاملاً متفاوت است. از آنجا که هدف اصلی این پژوهش، ارزیابی رفتار خوردگی تک تک آلیاژها و اتصال بین آن‌ها است، در ادامه رفتار خوردگی آن‌ها مورد ارزیابی قرار می‌گیرد. لازم به ذکر است که جزئیات بیشتر ریزساختاری، خصوصاً منطقهٔ متاثر از حرارت جوش این اتصال، در پژوهش پیشین محققین مورد ارزیابی گسترده قرار گرفته است[12].

3-2- رفتار خوردگی

3-2-1- رفتار پلاریزاسیون تافل و طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی در محیط‌های متفاوت

الف- محیط اسیدی ($1M\ H_2SO_4$)

شکل (2) منحنی‌های پلاریزاسیون تافل، نایکوئیست، بد و مدار معادل متناسب با فلزات پایه و فلزجوش را در محلول $1M\ H_2SO_4$ با $pH = 1 \pm 2$ نشان می‌دهد. مطابق با منحنی‌های پلاریزاسیون برای هر سه نمونه (شکل(2-الف)) مشخص است که آلیاژ اینکونل 617 نسبت به فولاد A387-Gr.11 و فلز جوش دارای پتانسیل خوردگی بالاتر (0/4V-) و جریان خوردگی بسیار کمتر ($1/516\mu A/cm^2$) نسبت به فولاد کم‌آلیاژ و فلزجوش می‌باشد. مشخصات خوردگی منحنی‌های مذکور شامل چگالی جریان خودگی (i_{corr})، شیب خطوط تافل آندی و کاتدی (Ba, Bc)، پتانسیل خوردگی (E_{corr}) و مقاومت خوردگی (Rp) در جدول (3) آورده شده است. مقاومت خوردگی به کمک رابطه استرن– گری مطابق رابطهٔ (1) محاسبه شده است[5].

$$i_{corr} = \frac{B}{R_{corr}} = \frac{b_{ox} b_{red}}{2.3 R_{corr} (b_{ox} + b_{red})} \quad (1)$$

همانگونه که مشاهده می‌گردد، شاخه کاتدی فلزات پایه و فلزجوش کم و بیش مشابه یکدیگر و متاثر از پلاریزاسیون اکتیواسیون می‌باشد؛ این در حالی است که رفتار متفاوتی در شاخهٔ آندی مشاهده می‌گردد. برخلاف فولاد کم‌آلیاژ، آلیاژ اینکونل617 و فلز جوش بترتیب رفتارهای رویین و شبه رویین اندکی را نشان می‌دهد. این رفتار می‌تواند نشان از تشکیل لایه محافظ با میزان فشردگی و چسبندگی متفاوت بر سطح فلزات مورد نظر باشد. با توجه به نتایج جدول (3)، میزان مقاومت به خوردگی از $5/33 k\Omega/cm^2$ برای آلیاژ اینکونل 617به $0/77 k\Omega/cm^2$ برای فولاد کم‌آلیاژ کاهش یافته است. این تفاوت‌ها به خوبی با در نظر گرفتن ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

جدول1- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز پرکننده (درصد وزنی)

ترکیب (درصد وزنی)	C	Si	Mn	Cu	Cr	Co	Ni	Mo	Al	Ti	Nb	Fe
آلیاژ اینکونل ۶۱۷	۰/۰۶	۰/۱۱	۰/۰۶	۰/۱۲	۲۱/۸۴	۱۱/۸۷	بقیه	۸/۵۵	۰/۶۸	۰/۳۲	۰/۰۷	۱/۳۵
فولاد A387-Gr.11	۰/۱۳	۰/۶۱	۰/۵۴	-	۱/۲۰	-	-	۰/۵	-	-	-	بقیه
فلز پرکننده	۰/۰۴	۱	۱/۵	۰/۷۵	۲۳/۵	-	۱۳	۰/۷۵	-	-	-	بقیه

جدول2- پارامترهای جوشکاری مورد استفاده در اتصال

شماره پاس	جریان جوشکاری (A)	ولتاژ جوشکاری (V)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (kJ/mm)
۱	۱۴۰	۱۷/۹	۱/۶۴	۱/۰۷
۲	۱۳۵	۱۸/۸	۱/۴۱	۱/۲۶
۳	۱۴۰	۱۹/۱	۱/۱۹	۱/۵۸
۴	۱۴۵	۱۹/۳	۱/۳۱	۱/۴۴

تشریح است. فلز پایه اینکونل 617 دارای حدود 21 درصد کروم، 8 درصد مولیبدن و مقادیر کمی آلومینیوم می‌باشد، حضور این عناصر زمینه را جهت تشکیل لایهٔ محافظ اکسیدی و رسوبات غنی از کروم و مولیبدن و نیترید تیتانیوم و کربونیترید تیتانیوم فراهم آورده است [12]. فلز پرکننده نیز دارای مقدار کروم تقریبا 23 درصد میباشد؛ در حالی‌که فلز پایه کم‌آلیاژ عاری از این عناصر بوده و تنها مقادیر ناچیزی از عناصر کروم و مولیبدن در آن یافت می‌گردد (جدول(1)). این امر سبب بهبود مقاومت به خوردگی فلز پایه اینکونل 617 و تا حدودی فلزجوش به دلیل احتمال تشکیل لایه محافظ نسبت به فولاد کم‌آلیاژ شده است.

شکل (2-ب) و(2-ج) نتایج آزمون امپدانس، شامل منحنی‌های نایکوئیست و بد را در پتانسیل مدار باز نمایش می‌دهد. منحنی‌های EIS شبیه‌سازی شده با کمترین انحراف بین مقادیر اندازه‌گیری شده و داده‌های شبیه‌سازی شده به دست آمد. دو مدار معادل الکتریکی با دو ثابت زمانی برای شبیه‌سازی دیاگرام‌های امپدانس در نظرگرفته شد (شکل(2-د)). مدار معادل‌های نشان داده شده متشکل از مقاومت الکترولیت (R_S)، عنصر فاز ثابت (CPE)، مقاومت محصولات خوردگی (R_f)، مقاومت انتقال بار (R_{ct})، مقاومت القاگر (R_L) و القاگر (L) می‌باشند. جدول(4) بزرگی عناصر موجود در مدار معادل الکتریکی را برای نمونه‌ها در سه محیط نشان داده است. لازم به ذکر است که از عنصر فاز ثابت زمانی استفاده می‌شود که توزیع غیریکنواخت گونه‌های شیمیایی بر سطح فلز، سطحی غیریکنواخت را ایجاد کرده و فرآیند انتقال جرم ناهمگن است. امپدانس CPE، به کمک رابطهٔ زیر قابل محاسبه است[16]:

$$Z_{CPE}=1/CPE\ (j\omega)^n \quad (2)$$

در این رابطه، $j=-1$، ω بسامد زاویه‌ای ($\omega=2\pi f$)، n توان ($0<n<1$) و CPE به عنوان عنصر فاز ثابت (معرف تقریبی ظرفیت خازن) تعریف شده است. مطابق با منحنی‌های نایکوئیست، دیاگرام امپدانس و در نتیجه مدار معادل برای هر دو آلیاژ 617 و فلز پرکننده در محلول 1M H_2SO_4 رفتار یکسانی نشان داده است؛ به نحوی‌که منحنی‌های امپدانس دارای دو ثابت زمانی است که شامل یک حلقه خازنی بزرگ در فرکانس‌های بالا و یک حلقه القایی در فرکانس‌های کم می‌باشد (شکل(2-ب) و (2-د)). حلقه خازنی در فرکانس بالا به ظرفیت لایه دوگانه الکتریکی نسبت داده می‌شود که به صورت موازی با مقاومت انتقال بار می‌باشد و نشان دهنده تبادلات الکترونی در عرض لایه دوگانه می‌باشد. از طرفی، حلقه القایی در فرکانس‌های کم، ناشی از جذب گونه‌های واسطه موجود در محلول (H^+ و SO_4^{-2}) می‌باشد که سبب تغییر پتانسیل سطح فلز به مقادیر منفی می‌گردد [16]. تعدادی از محققین، حلقهٔ خازنی در فرکانس بالا را به تشکیل لایه اکسیدی یا محصولات خوردگی جذب شده بر سطح الکترود براساس انتقال بار حاصل از فرایند خوردگی نسبت داده‌اند. همچنین حلقه القایی در فرکانس کم را ناشی از به سطح نشستن یون‌های موجود در محلول و یا پایداری محصولات میانی جذب شده حین وقوع واکنش خوردگی روی سطح الکترود

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

جدول3- نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون برای فلزات پایه و فلزجوش در سه محیط اسیدی، خنثی و ترکیبی.

محیط	نمونه	B_c (mv/dec)	B_a (mv/dec)	E_{corr} (mv)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	R_{corr} ($k\Omega/cm^2$)
1 M H_2SO_4	A 387-GR. 11	۷۲/۲۶	۶۱/۵۴	-۵۳۷/۳۶	۱۸/۸۵	۰/۷۷
	Inconel 617	۳۹/۶۳	۳۵/۰۶	-۴۳۳/۵۴	۱/۵۱۶	۵/۳۳
	فلز جوش	۲۵/۴۶	۲۹/۱۸	-۵۰۲/۵۴	۴/۱۹۶	۱/۴۱
1 M NaCl	A 387-GR. 11	۵۱/۹۸	۳۰/۱۵	-۶۷۶/۹۷	۱,۳۴	۶/۱۸
	Inconel 617	۶۸/۱۳	۵۸/۹۵	-۳۱۴/۲۱	$۷/۹۹\times۱۰^{-۳}$	$۱/۷۲\times۱۰^{۳}$
	فلز جوش	۴۴/۰۳	۵۷/۲۴	-۶۳۱/۳۳	$۲۲۱/۸۶\times۱۰^{-۳}$	۴۸/۷۲
1 M $NaCl+H_2SO_4$	A 387-GR. 11	۵۳/۸	۳۷/۷۶	-۵۳۸/۳۶	۴/۵۲	۲/۰۹۸
	Inconel 617	۵۴/۷۸	۵۰/۸۴	-۳۲۳/۷۸	$۲۴۵/۳۵\times۱۰^{-۳}$	۴۶/۶۷۴
	فلز جوش	۶۱/۸۶	۳۶/۱۸	-۴۲۲/۵۹	۱/۱۷	۸/۴۶۹

جدول4- نتایج حاصل از آزمون EIS فلزات پایه و فلزجوش در سه محیط اسیدی، خنثی و ترکیبی.

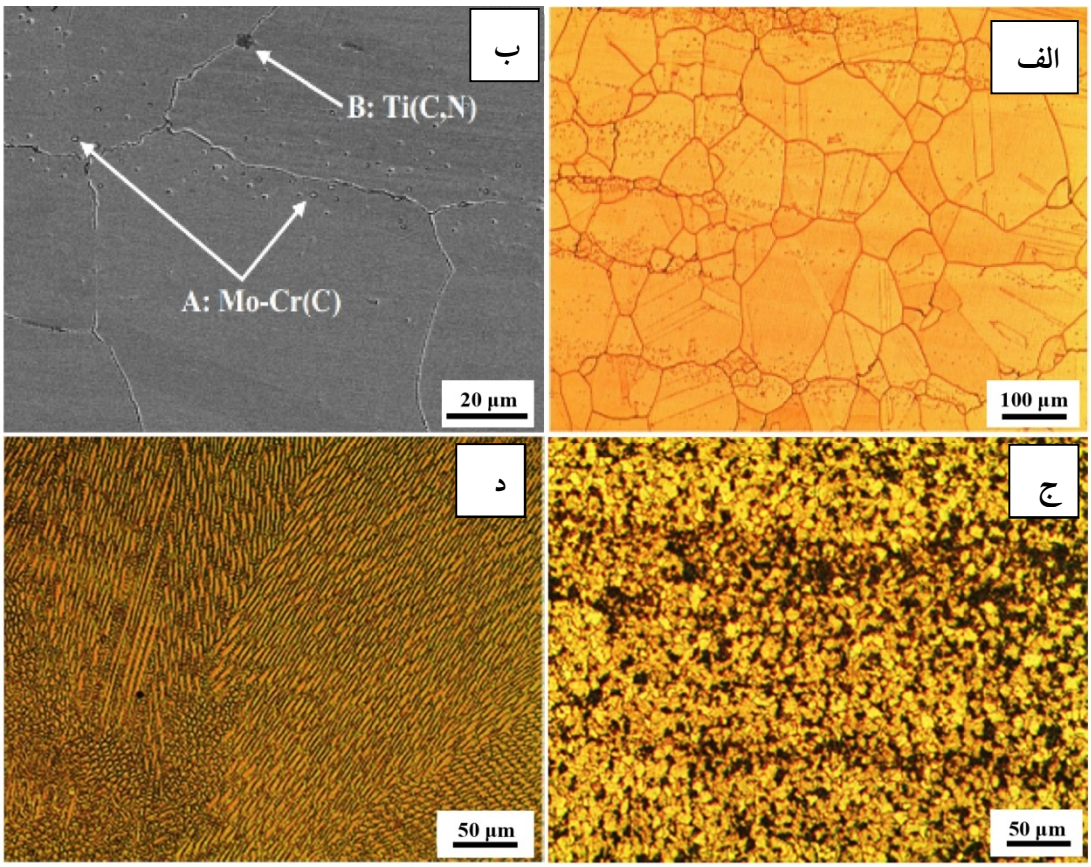
محیط	نمونه	R_s ($\Omega.cm^2$)	R_{film} ($\Omega.cm^2$)	R_{ct} ($\Omega.cm^2$)	R_L($\Omega.cm^2$)	L ($H.cm^2$)
1 M H_2SO_4	A 387-GR. 11	۲	۴/۲۲۸	۶۸/۵۴	-	-
	Inconel 617	۷	-	۱۴۷۵	۸۷۷۳	۱۵۱۸۵
	فلز جوش	۱۰	-	۷۹۷/۵	۵۱۱۹	۲۵۱۲۶
1 M NaCl	A 387-GR. 11	۳۰	۳۴۰	۱۴۶۰	-	-
	Inconel 617	۱۰۰	۱۴۴۵۶	۷۳۳۵۶۲	-	-
	فلز جوش	۱۱۰	۵۶۷۸	۱۹۰۶۱	-	-
1 M $NaCl+H_2SO_4$	A 387-GR. 11	۷۰	۴۴۰	۱۵۴۷	-	-
	Inconel 617	۷۸	۳۷۸۵	۶۶۵۹	-	-
	فلز جوش	۷۲	۲۴۵۸	۳۵۷۸	-	-

دانسته‌اند [17-19]. ولوز و همکاران [20] شکل‌گیری حلقه القایی در فرکانس‌های کم در محلول اسیدی را ناشی از جذب گونه‌ها و یا تجزیه آن‌ها گزارش دادند. در تحقیقی دیگر، اکافور و همکاران [21]، حلقهٔ القایی را به جذب یون‌های هیدروژن بر سطح معرفی کردند. همچنین بیان کردند که حلقه القایی ایجاد شده به میزان جذب و واجذب هیدروژن، پتانسیل خوردگی، زمان غوطه‌وری نمونه در محلول و طبیعت ماده از نظر زبری و غیریکنواختی سطح بکار رفته وابسته است. براساس نتایج حاصل از جدول (4)، آلیاژ617 دارای حلقه خازنی بزرگتری نسبت به فلز جوش می‌باشد. میزان مقاومت به انتقال بار برای آلیاژ 617 ($1475\Omega.cm^2$) تقریباً دو برابر فلز جوش می‌باشد. این تفاوت می‌تواند به دلیل وجود مقادیر بالاتری از کروم، مولیبدن، آلومینیوم و تیتانیوم باشد که مقاومت به خوردگی را برای این آلیاژ نسبت به فلز جوش بیشتر می‌نماید. وجود این عناصر زمینه را برای تشکیل رسوبات محافظ اکسیدی پایدار بر سطح فراهم می‌آورد که اجازه نفوذ گونه‌های خورنده را به سطح فلز نخواهد داد [22].

از این رو، تشکیل این لایه‌های محافظ منجر به جلوگیری از انجام واکنش‌های کاتدی و آندی شده و به کاهش سرعت خوردگی آلیاژ می‌انجامد.

علی‌رغم تشکیل حلقه القایی برای فلز پایه 617 و فلزجوش، اما فلز پایه A387-GR. 11 رفتاری به نسبت متفاوت با دو فلز دیگر نشان داده است. براساس منحنی نایکوئیست و مدار معادل حاصله (شکل(2-د))، منحنی مورد نظر حاوی دو ثابت زمانی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]



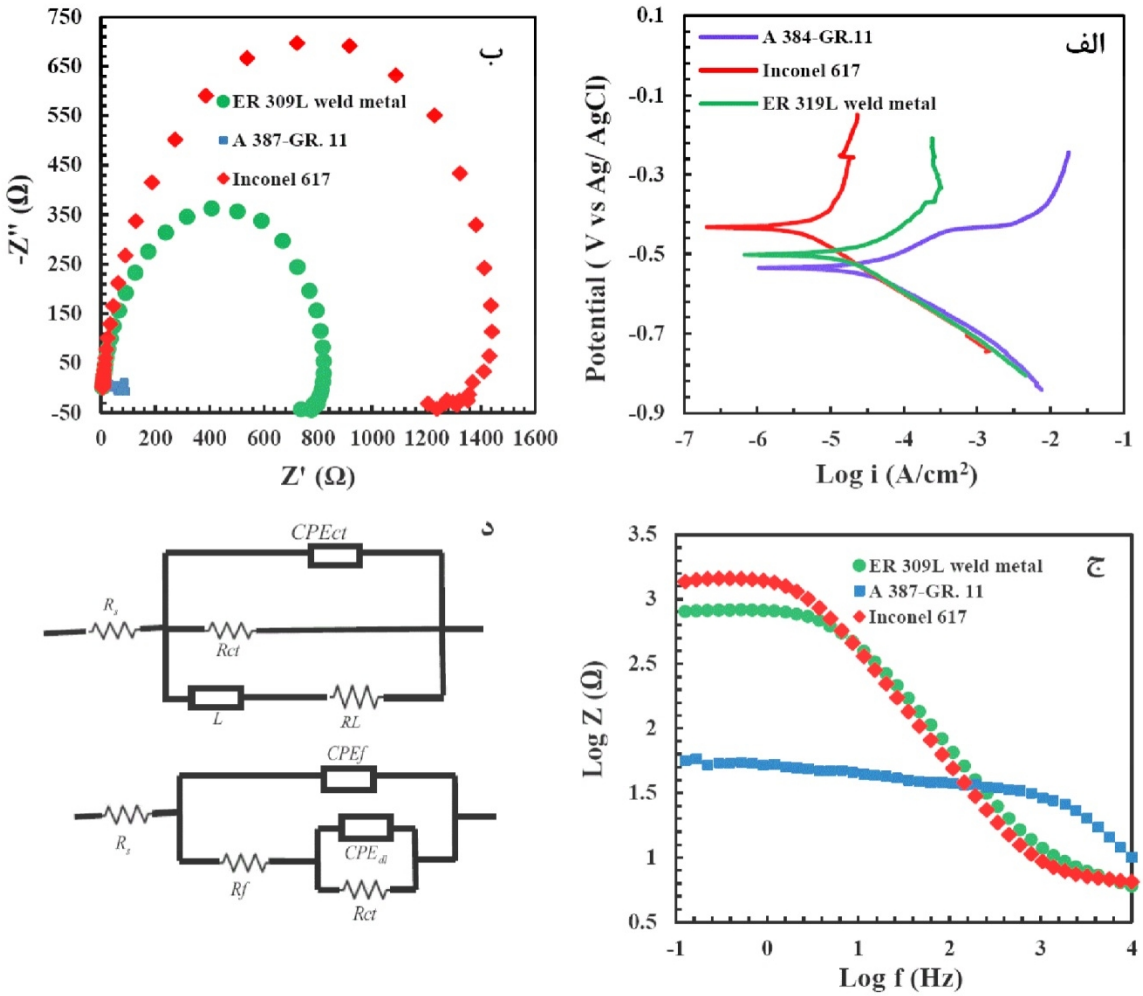
شکل1- تصاویر میکروسکوپی نوری (الف) و الکترونی روبشی (ب) از ریزساختار آلیاژ اینکونل 617. در تصویر ب، A رسوب بین دانه‌ای و B رسوبات درون دانه‌ای می‌باشد. تصاویر میکروسکوپ نوری از فولاد A387-Gr.11 (ج) و فلزجوش (د).

است که در فرکانس بالا این ثابت زمانی متعلق به تشکیل یک لایه اکسیدی حاوی کروم بر سطح می‌باشد که براساس نتایج جدول(4) میزان مقاومت این لایه $4/228\Omega.cm^2$ است. بنابراین، می‌توان به این نتیجه رسید که لایه تشکیل شده بر سطح از فشردگی کافی برخوردار نبوده و نمی‌تواند نقش لایه محافظ نفوذناپذیر را ایفا نماید. این نتیجه با مقایسه میزان مقاومت لایه دوگانه (Rct) این فولاد، با آلیاژ 617 و فلزجوش قابل توجیه است. همانگونه که مشاهده می‌شود، میزان R_{ct} برای فولاد کم‌آلیاژ ($68/54\Omega.cm^2$) نسبت به آلیاژ 617 و فلزجوش بسیار کمتر است. کاهش میزان مقاومت به انتقال بار می‌تواند ناشی از کمبود وجود عناصر کروم و مولیبدن در این فولاد باشد که تشکیل لایه‌های محافظ فشرده و پایدار را کاهش می‌دهد. براساس منحنی‌های بد (شکل(2-ج))، میزان بالاتر امپدانس در فرکانس پایین (log lzl 0/1Hz) برای آلیاژ اینکونل 617 ($3/2\Omega.cm^2$) و فلزجوش ($2/9\Omega.cm^2$) در مقایسه با فولاد کم‌آلیاژ A387-GR.11 ($1/8\ \Omega.cm^2$)، میزان مقاومت به خوردگی بالاتر آنها را نسبت به فولاد پایه کم- آلیاژ تایید می‌نماید. این افزایش مقاومت به خوردگی، ناشی از تفاوت میزان وجود عناصری مانند کروم در فلزات مختلف می‌باشد که زمینه را برای تشکیل لایه‌های محافظ و پایدار بر سطح فراهم می‌آورد.

ب- محیط با pH خنثی (1M NaCl)

نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون و EIS برای فلزات پایه و فلزجوش در محلول سدیم کلرید در شکل (3) آورده شده است. با مقایسه منحنی‌های پلاریزاسیون و داده‌های حاصل از جدول (3) برای هر سه نمونه (شکل(3-الف))، مشخص است که آلیاژ اینکونل617دارای پتانسیل خوردگی بالاتر و رفتاری

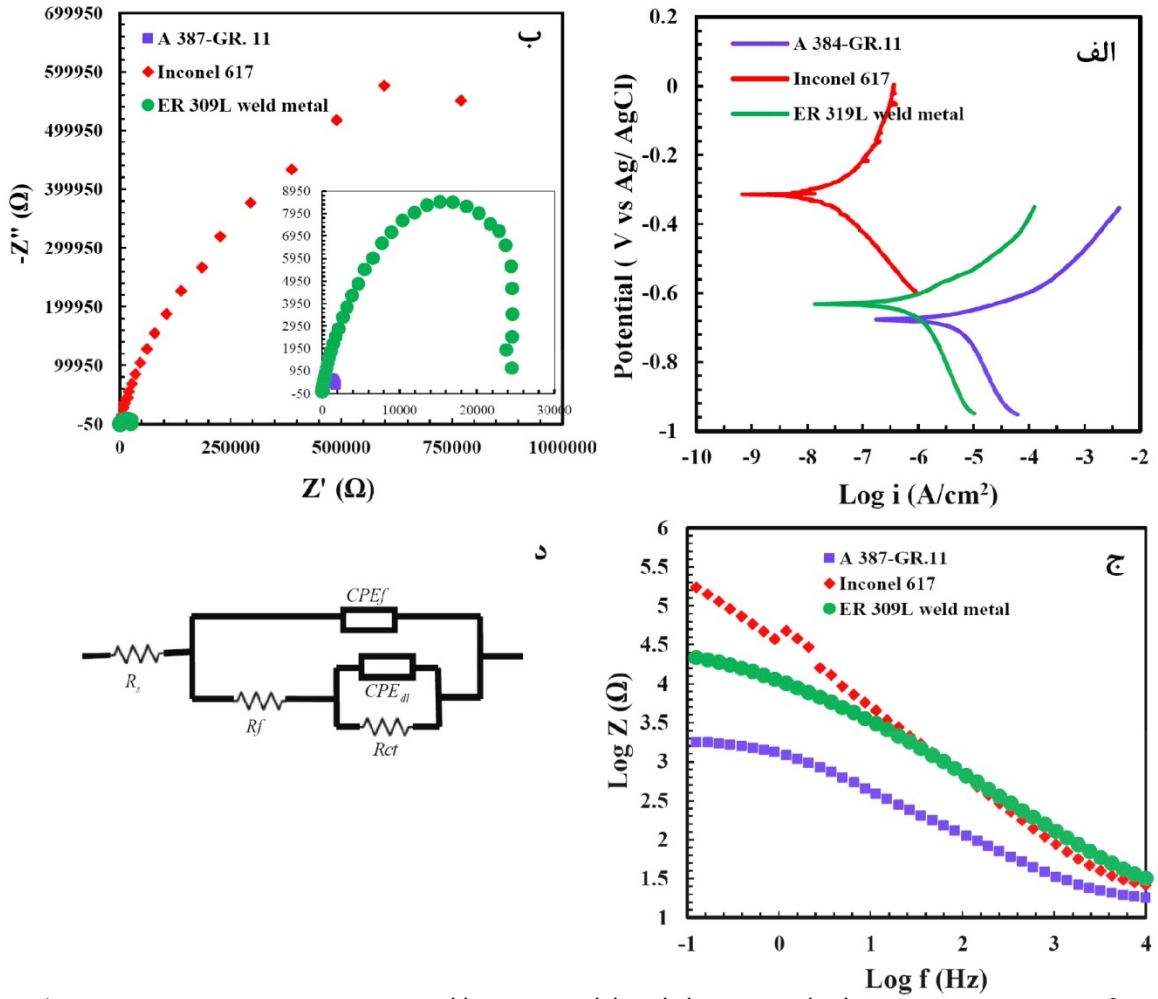
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]



شکل2- منحنی‌های پلاریزاسیون الف) نایکوئیست ب) بد ج) و مدار معادل د) برای فلزات پایه و فلزجوش در محلول 1M H_2SO4.

نجیب‌ترنسبت به فولاد کم‌آلیاژ و فلزجوش می‌باشد. این رفتار نشان‌دهنده سرعت خوردگی کمتر ($221/86\times10^{-3}\mu A/cm^2$) و مقاومت به خوردگی بالاتر ($1/72\times 103k\Omega/cm^2$) این آلیاژ نسبت به دو فلز دیگر می‌باشد. این عملکرد را میتوان به دلیل وجود عناصری مانند کروم و مولیبدن در ترکیب شیمیایی آلیاژ دانست که منجر به تشکیل لایه‌های اکسیدی پایدار به دلیل وجود تیتانیوم در ترکیب آن می‌شود. از طرفی، وجود درصد بالای نیکل در ساختار، قابلیت حفاظت از خوردگی آلیاژ مورد نظر را در محلول‌های حاوی کلر افزایش می‌دهد. پتی و همکاران [23] گزارش دادند که برای آلیاژهای پایه نیکل، مقاومت در برابر اکسیداسیون تحت تاثیر عناصری مانند کروم، مولیبدن، تیتانیوم، آلومینیوم و تانتالیوم میباشد. علیرغم عملکرد نجیب آلیاژ 617 اما منحنی‌های پلاریزاسیون برای فولاد پایه کم‌آلیاژ و فلزجوش رفتار کم و بیش یکسانی را نشان می‌دهد. نمونه‌های مورد نظر کم و بیش تحت تاثیر پلاریزاسیون اکتیواسیون می‌باشند. گرچه شیب تافل شاخه کاتدی برای هر سه نمونه افزایش داشته است، اما همچنان از رفتار پلاریزاسیون غلظتی ایده‌آل فاصله دارد. همچنین رفتار روئینگی بر سطح فلز پایه کم‌آلیاژ و فلزجوش مورد نظر بعد از اتصال ایجاد نشده است که نمی‌تواند بخوبی شرایط را برای عدم نفوذ عناصر خورنده موجود در محلول جهت رسیدن به سطح مورد نظر دشوار گرداند. همانگونه که از منحنی‌های پلاریزاسیون بدست آمده مشخص است، شاخهٔ آندی برای فولاد کم‌آلیاژ و فلزجوش از همان ابتدا وارد منطقه بازفعال گردیده است و این موجب انطباق پتانسیل خوردگی (E_{corr})، پتانسیل اولیه غیر فعال شدن (E_{pp}) و پتانسیل شکست (E_b) شده است.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]



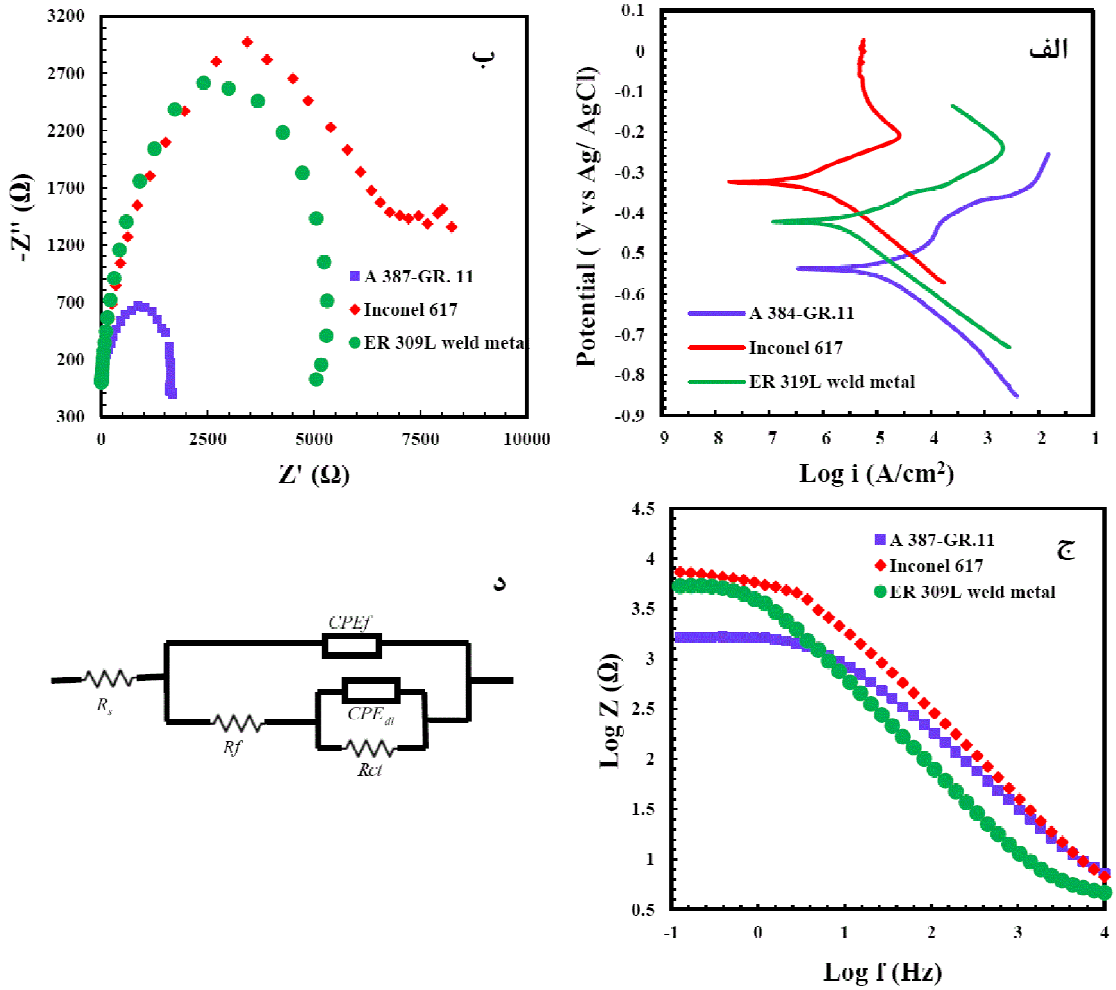
شکل3- منحنی‌های پلاریزاسیون تافل (الف)، نایکوئیست (ب)، بد (ج) و مدار معادل (د) برای فلزات پایه و فلزجوش در محلول 1M NaCl.

وجود چنین رفتاری در شاخه آندی منحنی پلاریزاسیون، نشان از عدم تشکیل لایه رویین در محلول الکترولیت است و این عامل منجر به انتقال شاخه آندی و کاتدی برای هر دو نمونه به سمت چگالی جریان‌های بیشتر و در نتیجه مقاومت به خوردگی کمتر آن‌ها می‌گردد. این در حالی است که شاخه آندی برای آلیاژ اینکونل رفتار شبه رویینی را نشان می‌دهد. این رفتار می‌تواند به دلیل وجود یون‌های کلر در محلول الکترولیت باشد که منجر به عدم تشکیل لایه محافظ پایدار ناشی از محصولات خوردگی می‌گردد. علت این پدیده به دلیل اثر یون‌های کلر در ممانعت از رویینگی و فعالیت آن‌ها در جلوگیری از تشکیل پوسته‌های محافظتی بر روی سطوح است [24و 25].

نتایج حاصل از آزمون امپدانس نتایج کم و بیش یکسانی را با نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون برای رفتار فلزات پایه و فلزجوش در محلول سدیم‌کلرید نشان می‌دهد. بر این اساس منحنی‌های نایکوئیست، هر سه نمونه دارای دو ثابت زمانی می‌باشد (شکل(3-ب) و (3-ج)). ثابت زمانی در فرکانس بالا مربوط به تشکیل لایه‌ای از محصولات خوردگی بر سطح و ثابت زمانی در فرکانس پایین مربوط به لایه دو گانه الکتریکی است. نتایج حاصل از منحنیهای EIS گزارش شده در جدول (4) توسط مدار معادل نشان داده شده در شکل(3-د) بدست آمده‌اند. همانگونه که از منحنی‌های نایکوئیست مشخص است، بزرگی امپدانس در فرکانس پایین که توسط قطر نیم‌دایره‌ها تعیین می‌گردد؛ در آلیاژ اینکونل 617 نسبت به فولاد کم‌آلیاژ و فلزجوش به مراتب بزرگتر است.

این بزرگی قطر نیم‌دایره نشان‌دهنده افزایش مقاومت انتقال بار از $1460\Omega cm^2$ برای فولاد کم آلیاژ به $733562\Omega.cm^2$

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]



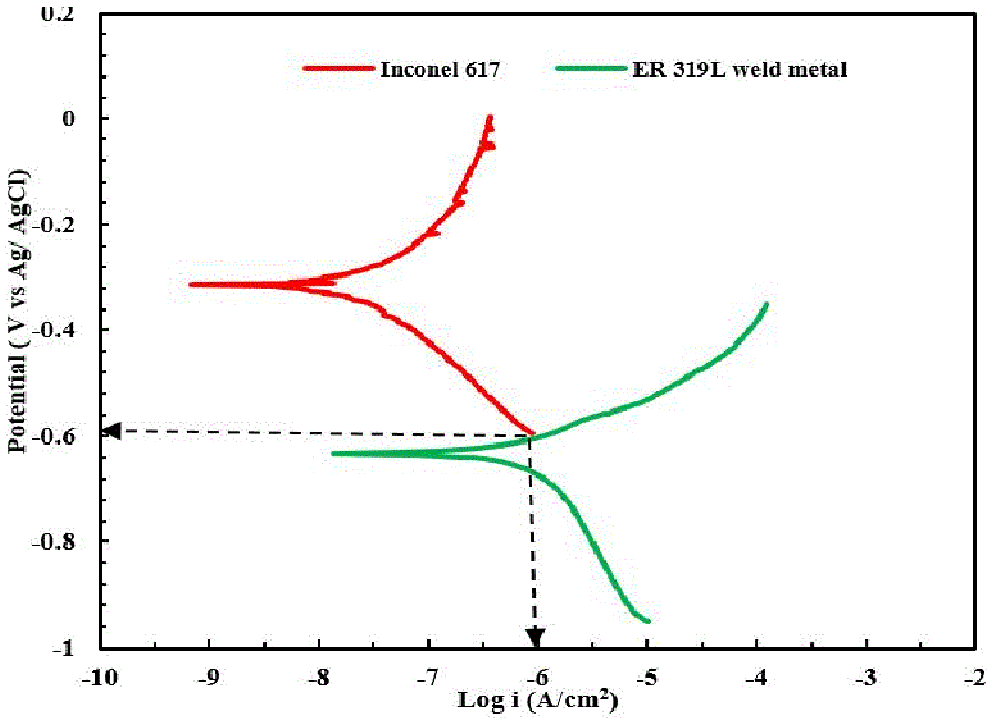
شکل4- منحنی‌های پلاریزاسیون تافل (الف)، نایکوئیست (ب)، بد (ج) و مدار معادل (د) برای فلزات پایه و فلزجوش در محلول 1 M NaCl+1MH$_2$SO$_4$

آلیاژ اینکونل 617 است. افزایش مقاومت به انتقال بار می‌تواند نشان‌دهنده میزان مقاومت در برابر انتقال الکترون‌هایی باشد که از سطح الکترود عبور می‌کنند. با افزایش مقاومت به انتقال الکترون‌ها از عرض لایه دوگانه، سرعت واکنش کاتدی کمتر و در نتیجه سرعت واکنش آندی نیز کاهش می‌یابد. در نتیجه میتوان گفت خوردگی کمتر اتفاق می‌افتد و مقامت به خوردگی و در نتیجه سرعت خوردگی به ترتیب با روند افزایشی و کاهشی همراه هستند [26]. مطابق با نتایج جدول (3و4)، بزرگی مقاومت به خوردگی در محلول 1 M H2SO4 نسبت به محلول 1 M NaCl دارای مقادیر کمتری میباشد. براساس گزارش ویسلی و همکاران [27]، حساسیت به خوردگی فعال در حضور آنیونهای مختلف، ناشی از مکانیزم‌های مختلف شکل‌گیری فیلم‌اکسیدی برای آلیاژهای مختلف در محلول‌های متفاوت است.

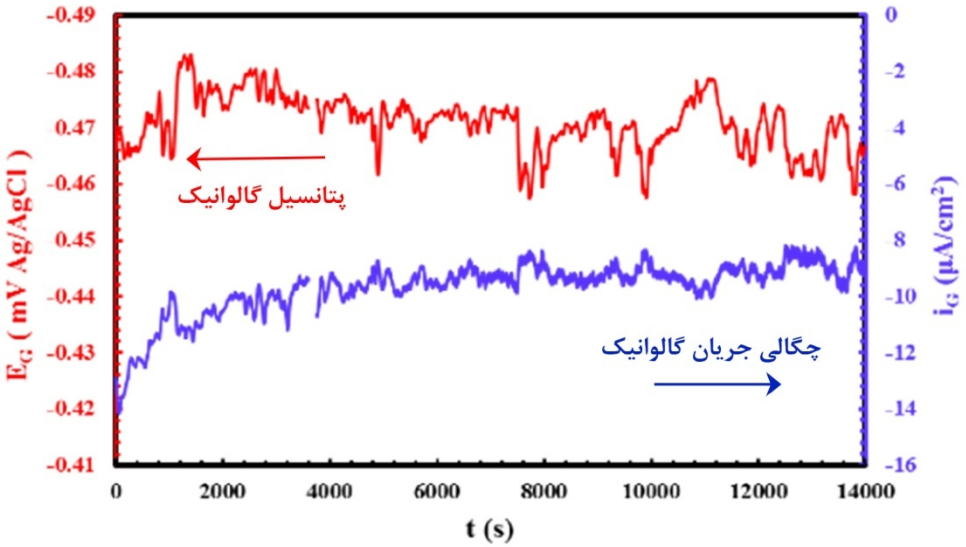
ج- محیط ترکیبی (1M NaCl+1M H_2SO_4)

مشابه دو محلول پیش، مقاومت به خوردگی آلیاژ اینکونل 617 نسبت به فلز پایه کم‌آلیاژ و فلزجوش در محلول حاوی 1 M NaCl+ 1M H_2SO_4 بالاتر است. این افزایش مقاومت به خوردگی براساس منحنی‌های پلاریزاسیون و مقایسه نمودارهای امپدانس قابل مشاهده است(شکل (4-الف) تا (4-ب). مطابق با منحنی‌های پلاریزاسیون، آلیاژ اینکونل دارای پتانسیل خوردگی بالاتر(323/78mV-) می‌باشد که نسبت به دو فلز دیگر رفتار نجیب‌تری را نشان می‌دهد. همچنین براساس شیب شاخه آندی مشخص است که در این محلول، آلیاژ مورد نظر رفتار شبه رویین از خود نشان داده است که نسبت به فلزجوش و فولاد

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]



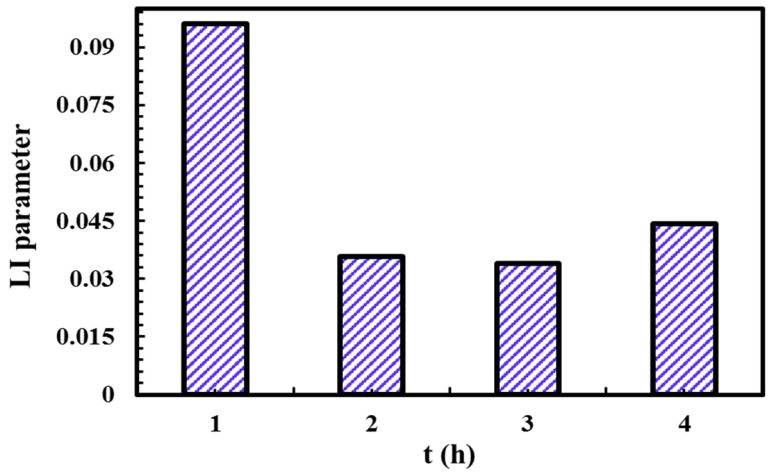
شکل5- منحنی‌های پلاریزاسیون مربوط به آلیاژ 617 و فلزجوش در محلول 1M NaCl. پتانسیل خوردگی گالوانیک (E_G) و جریان خوردگی گالوانیک (i_G) براساس تئوری پتانسیل ترکیبی بدست آمده است.



شکل6- تغییرات چگالی جریان و پتانسیل گالوانیک زوج گالوانیک آلیاژ اینکونل 617 - فلز جوش.

کم‌آلیاژ پایداری بیشتری از محصولات خوردگی را در حضور یون کلر در محلول مورد نظر نشان داده است. بر این اساس می‌توان به این نتیجه رسید که آلیاژ اینکونل با تشکیل یک لایه محافظ به نسبت پایدارتر از دو فلز دیگر، جلوی نفوذ آنیون‌های خورنده موجود در محلول را برای رسیدن به آلیاژ خواهد گرفت و از این نظر منجر به چگالی جریان خوردگی کمتر ($245/35\times10^{-3}$ μA/cm²) و مقاومت به خوردگی بیشتر (46/674 kΩ/cm²) می‌گردد (جدول(3)). این نتایج با نتایج حاصل از آزمون امپدانس الکتروشیمیایی همخوانی دارد. مطابق با منحنی‌های نایکوئیست و بد، قطر نیم‌دایره خازنی برای آلیاژ اینکونل 617 بزرگتر از دو فلز دیگر است که در نتیجه آن، میزان امپدانس در فرکانس پایین (log lzl 0/1Hz) که

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]



شکل7- نتایج شاخص تمرکز موضعی زوج گالوانیک آلیاژ اینکونل 617-فلزجوش.

نشان‌دهنده مقدار مقاومت به خوردگی می‌باشد، از فولاد پایه کم‌آلیاژ با مقدار $3/2\Omega.cm^2$ به $3/9\Omega.cm^2$ برای آلیاژ اینکونل 617 افزایش داشته است. مطابق با داده‌های جدول(4)، لایه اکسیدی تشکیل شده بر سطح آلیاژ اینکونل همانگونه که قبلا اشاره گردید متراکم‌تر بوده و مقاومت به نفوذ یون‌های خورنده موجود در محلول ($3785\Omega.cm^2$) از درون آن بیشتر است و در نتیجه مقاومت به انتقال الکترون‌ها در عرض لایه دوگانه نیز افزایش داشته است ($6659\Omega.cm^2$).

هانگ و همکاران[28]، حضور غلظت‌های بالایی از سدیم کلرید را در محلول اسیدی H_2SO_4 به عنوان منبعی برای ایجاد تاول بر سطح فلز گزارش دادند و به این نتیجه رسیدند که حضور یون‌های کلر در محلول اسیدی سبب کاهش مقاومت به خوردگی به ویژه در فولادهای حاوی ترک می‌باشد. هوو و همکاران[29]، افزایش غلظت یون کلر را مسبب خوردگی حفره‌ای و افزایش عمق حفره بر سطح معرفی کردند. در این پژوهش با مقایسه مقادیر مقاومت به خوردگی‌ها برای هر سه نمونه در سه محلول بررسی شده، می‌توان به این نتیجه رسید که علیرغم برخی مطالعات که حضور یون کلر و افزایش غلظت آن در محلول‌های اسیدی را عاملی جهت افزایش سرعت خوردگی و در نتیجه کاهش مقاومت به خوردگی آن معرفی نمودند؛ اما در تحقیق حاضر با توجه به یکسان بودن ترکیب آنیون‌های افزوده شده در محلول، حضور یون‌های کلر تاثیر مخربی بر کاهش مقاومت به خوردگی نسبت به محلول اسیدسولفوریک نداشته است. بلکه تا حدودی منجر به افزایش میزان مقاومت به خوردگی برای هر سه نمونه گشته که می‌تواند به دلیل جذب کلر بر سطح به جای یون‌های سولفات و هیدروژنی باشد که به منفی‌تر کردن پتانسیل خوردگی نمونه و افزایش خوردگی آن می‌انجامد[16].

3-2-2- رفتار خوردگی گالوانیک

یکی از دغدغه‌های مهم در اتصالات غیرمشابه، ایجاد یک زوج گالوانیک بین آن‌ها می‌باشد. براساس تحقیقاتی که تاکنون به منظور پیشبینی وقوع خوردگی گالوانیک گزارش شده است؛ یکی از معیارها، وجود حداقل اختلاف پتانسیل100-130میلی‌ولت بین پتانسیل خوردگی آند و کاتد (E_C-E_A) می‌باشد که منجر به وقوع خوردگی گالوانیک بین دو جفت بعد از اتصال می‌گردد [15، 30 و 31]. هر چه اختلاف در پتانسیل خوردگی اجزا بیشتر باشد، تمایل به ایجاد خوردگی گالوانیک بیشتر می‌گردد[32]. در این پژوهش، با مقایسه منحنی‌های پلاریزاسیون فلزات پایه و فلزجوش و مقدار پتانسیل‌های خوردگی گزارش شده در جدول(3) برای هر نمونه، میزان پتانسیل خوردگی برای آلیاژ اینکونل 617 در محلول 1M NaCl، 314/21mV- و برای فلزجوش631/33mV- بدست آمد. با توجه به بزرگی اختلاف پتانسیل خوردگی بین این دو فلز (317/12mV)، احتمال خوردگی گالوانیک بین زوج گالوانیکی آلیاژ اینکونل 617 / فلزجوش در محلول 1 M NaCl

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

وجود دارد.

جهت بررسی خوردگی گالوانیک بین دو جفت مذکور از روش‌های مختلفی استفاده می‌گردد. یکی از این روش‌ها استفاده از منحنی‌های پلاریزاسیون و براساس تئوری پتانسیل ترکیبی می‌باشد [33و 34]. به منظور یافتن مقادیر کمی پتانسیل خوردگی (E_{couple}) و جریان خوردگی گالوانیک (i_{couple})، منحنی‌های پلاریزاسیون بخش آندی و بخش کاتدی جفت گالوانیک باید با یکدیگر برخورد داشته باشند. مقادیر پتانسیل و جریان جفت گالوانیک از برخورد شاخه آندی فلز جوش با پتانسیل کمتر و شاخه کاتدی آلیاژ اینکونل 617 با پتانسیل نجیبتر حاصل می‌گردد که در شکل (5) نشان داده شده است. براساس نمودار حاصله، مقادیر تقریبی E_{couple} و i_{couple} بترتیب 0/6- ولت و 1 میکروآمپر بر سانتیمترمربع به دست آمد. با مراجعه به جدول (3)، E_{couple} مقداری بین پتانسیل خوردگی کاتد و آند بدست آمده است؛ در حالی‌که i_{couple} محاسبه شده مقداری بیشتر از میزان چگالی جریان خوردگی نسبت به هر یک از اجزای کاتد و آند قبل از اتصال آن دو است. اما پس از اتصال، سرعت خوردگی برای فلز جوش (آند) افزایش و برای آلیاژ 617 (کاتد) کاهش می‌یابد. سرعت خوردگی جزء آندی پس از اتصال گالوانیک i_{couple} است؛ اما نمیتوان مقدار دقیقی از اندازهٔ کاهش یافتهٔ سرعت خوردگی جزء کاتدی بر مبنای تئوری پتانسیل ترکیبی ارائه داد. میزان افزایش نسبی سرعت خوردگی جزء آندی بعد از ایجاد کوپل متناسب با نسبت i_{couple}/i_{corr} است، که i_{corr} چگالی جریان خوردگی آند در حالت غیرکوپل می‌باشد. این نسبت متناسب با حالتی است که خوردگی گالوانیک می‌تواند رخ دهد. گزارشات نشان می‌دهد هنگامیکه i_{couple}/i_{corr} مقداری کمتر از 5 داشته باشد، خوردگی گالوانیک به طور جدی رخ نخواهد داد [15، 30 و 33]. در این پژوهش این نسبت معادل با 4/5 می‌باشد که این موضوع می‌تواند نشان‌دهنده وقوع نسبی خوردگی گالوانیک و حساسیت دو فلز در جفت گالوانیک باشد.

به منظور بررسی رفتار خوردگی گالوانیک این زوج از روش نویز الکتروشیمیایی نیز استفاده شد. در این روش چگالی جریان گالوانیک (i_G) و پتانسیل گالوانیک (E_G) به طور پیوسته به صورت تابعی از زمان غوطه‌وری اندازه‌گیری می‌شود. یکی از مزیت‌های استفاده از این روش، امکان تعیین آند در زوج گالوانیک از طریق علامت جریان در هر دوره از زمان غوطه‌وری است. علاوه بر آن، مقاومت ماده در برابر خوردگی حفره‌ای با توجه به تغییرات جریان و پتانسیل گالوانیک قابل تشخیص است [15و 34]. تغییرات چگالی جریان گالوانیک و پتانسیل گالوانیک برای زوج گالوانیکی آلیاژ اینکونل 617 / فلز جوش در محلول 1 M NaCl و دمای محیط پس از 4 ساعت غوطه‌وری در شکل (6) ارائه شده است. در مدت انجام آزمون، چگالی جریان گالوانیک دارای علامت منفی بوده است؛ این نشان میدهد که فلزجوش در کل زمان انجام آزمون آند و آلیاژ اینکونل 617 کاتد می‌باشد. در این حالت الکترون‌ها از فلزجوش (آند) به سمت آلیاژ اینکونل 617 (کاتد) ریزش داشته‌اند و می‌توان گفت فلزجوش در حال خورده شدن است. براساس شکل (6)، حضور پتانسیل با دامنه کم و سیگنال پایین جریان می‌تواند نشانه‌ای از خوردگی یکنواخت این فلز در زوج ایجاد شده باشد. یافته‌های حاصل با نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون (شکل(5)) همخوانی دارد. در برخی تحقیقات نوسانات اولیه در منحنی‌های پتانسیل و دانسیته جریان گالوانیک را غالباً به دلیل تماس اولیه نمونه با محلول بیان کردند که نتایج حاصل از آنها قابل استناد نمی‌باشد [31]. روند تغییرات سیگنال‌های پتانسیل و جریان می‌تواند نشان‌دهنده افزایش میزان مقاومت به خوردگی در طول 4 ساعت زمان غوطه‌وری ناشی از تشکیل تدریجی یک لایه محافظ بر سطح فلزجوش باشد. تعدادی از محققین نوسانات و نحوه تغییرات جریان گالوانیک را به عنوان منبعی جهت تشخیص جوانه‌زنی حفرات پایدار یا شبه‌پایدار معرفی کردند [30و 35]. یکی از پارامترهای را که می‌توان از آنالیز آماری داده‌های حاصل از آزمون نویز الکتروشیمیایی بدست آورد، شاخص تمرکز موضعی (LI) است. این شاخص آماری از نظر کیفی، معرف نوسانات مشاهده شده در منحنی چگالی جریان نسبت به مقدار میانگین است که از رابطهٔ زیر تخمین زده می‌شود [30]:

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

$$LI = \frac{s_i}{i_{rms}} \quad (3)$$

در این رابطه، iσ انحراف معیار (توصیف‌گر میزان پراکندگی داده‌ها نسبت به مقدار متوسط) و irms مجذور میانگین مربعات چگالی جریان است که به ترتیب با استفاده از روابط زیر محاسبه می‌گردند [36]:

$$s_i = \sqrt{\frac{1}{n}\sum_{j=1}^{n}(i_j - \bar{i})^2} \quad (4)$$

$$i_{rms} = \sqrt{\frac{1}{n}\sum_{j=1}^{n} i_j^2} \quad (5)$$

که $\bar{i}$ مقدار میانگین جریان است. شاخص تمرکز موضعی در محدوهٔ بین 0 تا 1 قرار می‌گیرد. بر مبنای مقدار این شاخص، نوع خوردگی را میتوان به صورت زیر توصیف نمود[37و 38]:

خوردگی یکنواخت = ۰/۰۰۱ < LI < ۰/۰۱

خوردگی ترکیبی = ۰/۰۱ < LI < ۰/۱

خوردگی موضعی = ۰/۱ < LI < ۱

مطابق با دسته‌بندی بالا، مادامیکه این شاخص مقادیر بیشتر از 0/1 را دارد، فرآیند خوردگی با خوردگی موضعی کنترل می‌گردد و در مقادیر کمتر از 0/01، نشان‌دهنده فرایند خوردگی یکنواخت است. این شاخص آماری از روی داده‌های حاصل از اندازه‌گیری‌های نویز الکتروشیمیایی بر روی زوج گالوانیک آلیاژ اینکونل 617 / فلزجوش در محلول 1 M NaCl برای 4 ساعت غوطه‌وری اندازه‌گیری شد که در شکل (7) نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود، مقادیر LI در محدوده 0/1-0/01 قرار گرفته است که نشان دهنده این است که خوردگی یکنواخت و موضعی به طور همزمان رخ می‌دهد. بیشترین میزان LI مربوط به ساعت اول غوطه‌وری نمونه در محلول می‌باشد که احتمالا به تغییرات ناگهانی سیگنال‌های الکتروشیمیایی در طول این ساعت نسبت داده می‌شود.

4- نتیجه گیری

در این مقاله، رفتار خوردگی اتصال غیرمشابه آلیاژ اینکونل 617 به فولاد کم‌آلیاژ A387-Gr.11 که توسط سیم جوش ER309L و بوسیلهٔ روش GTAW تهیه گردید، بررسی شد. براساس نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون و EIS، میزان مقاومت به خوردگی آلیاژ 617 و فلزجوش در هر سه محیط اسیدی (H_2SO_4)، خنثی (NaCl) و ترکیبی (H_2SO_4+NaCl) نسبت به فولاد کم‌آلیاژ به دلیل وجود مقادیر بالایی از کروم و تشکیل لایهٔ محافظ بر سطح بالاتر بوده است. نتایج آزمون پلاریزاسیون، حساسیت به خوردگی گالوانیک را بین زوج گالوانیک آلیاژ اینکونل 617/ فلزجوش در محلول 1 M NaCl تایید نمود. نتایج حاصل از تئوری پتانسیل ترکیبی و نویز الکتروشیمیایی نشان داد که در زوج گالوانیکی آلیاژ 617 / فلزجوش، فلزجوش به عنوان آند زوج عمل می‌کند و سرعت خوردگی آن پس از اتصال از 0/22 $\mu A/cm^2$ به 1 $\mu A/cm^2$ افزایش یافته است.

تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله از دانشگاه شهید چمران اهواز که زمینه حمایت از این پژوهش را طی قرارداد پژوهشی SCU.EM98.222 فراهم آوردند سپاسگزارند.

منابع

[1] V. Satyanarayana, G.M. Reddy, T. Mohandas, Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels, Journal of Materials Processing Technology, 160 (2005) 128-137.

[2]M. Verbrugge, Galvanic corrosion over a semi-infinite, planar surface, Corrosion science, 48 (2006) 3489-3512.

[3]P.J. Høl, A. Mølster, N.R. Gjerdet, Should the galvanic combination of titanium and stainless steel surgical implants be avoided?, Injury, 39 (2008) 161-169.

[4]Z. Yin, M. Yan, Z. Bai, W. Zhao, W. Zhou, Galvanic corrosion associated with SM 80SS steel and Ni-based alloy G3 couples in NaCl solution, Electrochimica Acta, 53 (2008) 6285-6292.

[5] A. AlHazaa, M. El-Sayed, H.S. Abdo, Galvanic corrosion in 3.5 wt.% NaCl solutions of magnesium alloy AZ31 coupled with Ni after different bonding periods of time, Int. J. Electrochem. Sci, 10 (2015) 5420-5433.

[6] J.X. Jia, G. Song, A. Atrens, Influence of geometry on galvanic corrosion of AZ91D coupled to steel, Corrosion Science, 48 (2006) 2133-2153.

[7] W.-T. Tsai, J.-R. Chen, Galvanic corrosion between the constituent phases in duplex stainless steel, Corrosion Science, 49 (2007) 3659-3668.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

corrosion of superalloys, Superalloys, 85 (1984) 651-687.
[24] Z. Ahmad, Principles of corrosion engineering and corrosion control, Elsevier, 2006.
[25] M. Saadawy, Kinetics of pitting dissolution of austenitic stainless steel 304 in sodium chloride solution, ISRN Corrosion, 2012 (2012).
[26]X. Liu, Y. Shao, Y. Zhang, G. Meng, T. Zhang, F. Wang, Using high-temperature mechanochemistry treatment to modify iron oxide and improve the corrosion performance of epoxy coating–I. High-temperature ball milling treatment, Corrosion Science, 90 (2015) 451-462.
[27] W.R. Osório, L.C. Peixoto, L.R. Garcia, A. Garcia, Corrosion behavior of hypoeutectic Al-Cu alloys in H2SO4 and NaCl solutions, Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 22 (2009) 241-246.
[28] C.A. Huang, C.K. Lin, Y.H. Yeh, Corrosion behavior of Cr/Cu-coated Mg alloy (AZ91D) in 0.1 M H2SO4 with different concentrations of NaCl, Corrosion science, 52 (2010) 1326-1332.
[29]J. Ho, G. Yu, Pitting corrosion of inconel 600 in chloride and thiosulfate anion solutions at low temperature, Corrosion, 48 (1992) 147-158.
[30]E. Blasco-Tamarit, A. Igual-Muñoz, J.G. Antón, Effect of temperature on the galvanic corrosion of a high alloyed austenitic stainless steel in its welded and non-welded condition in LiBr solutions, Corrosion Science, 49 (2007) 4472-4490.
[31]R. Sánchez-Tovar, M.-T. Montañés, J. Garcia-Anton, The effect of temperature on the galvanic corrosion of the copper/AISI 304 pair in LiBr solutions under hydrodynamic conditions, Corrosion science, 52 (2010) 722-733.
[32]A. AlHazaa, E.-S.M. Sherif, H.S. Abdo, Galvanic corrosion in 3.5 wt.% NaCl solutions of magnesium alloy AZ31 coupled with Ni after different bonding periods of time, Int. J. Electrochem. Sci, 10 (2015) 5420-5433.
[33] H. Arslan, H. Çelikkan, N. Örnek, O. Ozan, A.E. Ersoy, M.L. Aksu, Galvanic corrosion of titanium-based dental implant materials, Journal of Applied Electrochemistry, 38 (2008) 853-859.
[34] R. Sánchez Tovar, M.T. Montañés Sanjuan, J. Garcia-Anton, A. Guenbour, Galvanic corrosion of the base AISI 316l/micro-plasma arc welded AISI 316l in polluted phosphoric acid media at different temperatures, International Journal of Electrochemical Science, 6 (2011) 3656-3670.
[35] Z. Shahriyari, K. Gheisari, Galvanic corrosion susceptibility between X53CrMnNiN219 and X45CrSi93 stainless steels in chloride solution using electrochemical measurements, Anti-Corrosion Methods and Materials, (2018).
[36] F. Mansfeld, Z. Sun, Localization index obtained from electrochemical noise analysis, Corrosion, 55 (1999) 915-918.
[37]F. Mansfeld, H. Xiao, Electrochemical noise
[8] W. Ren, R. Swindeman, A review on current status of alloys 617 and 230 for Gen IV nuclear reactor internals and heat exchangers, Journal of pressure vessel technology, 131 (2009).
[9]L. Tan, X. Ren, K. Sridharan, T. Allen, Corrosion behavior of Ni-base alloys for advanced high temperature water-cooled nuclear plants, Corrosion Science, 50 (2008) 3056-3062.
[10]R. Klueh, Chromium-molybdenum steels for fusion reactor first walls—a review, Nuclear Engineering and Design, 72 (1982) 329-344.
[11]R. Klueh, M. Tanaka, Steels for fusion reactor applications, JOM, 37 (1985) 16-23.
[12]K. Ranjbar, R. Dehmolaei, M. Amra, I. Keivanrad, Microstructure and properties of a dissimilar weld between alloy 617 and A387 steel using different filler metals, Welding in the World, 62 (2018) 1121-1136.
[13]M. El-Dahshan, A.S. El Din, H. Haggag, Galvanic corrosion in the systems titanium/316 L stainless steel/Al brass in Arabian Gulf water, Desalination, 142 (2002) 161-169.
[14]E. Blasco-Tamarit, A. Igual-Muñoz, J. García-Antón, Galvanic corrosion of high alloyed austenitic stainless steel welds in LiBr systems, Corrosion science, 49 (2007) 4452-4471.
[15]Y. Gao, Y. Ding, J. Chen, J. Xu, Y. Ma, X. Wang, Effect of twin boundaries on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy, Materials Science and Engineering: A, 767 (2019) 138361 (1-10)
[16]S. Umoren, Y. Li, F. Wang, Synergistic effect of iodide ion and polyacrylic acid on corrosion inhibition of iron in H2SO4 investigated by electrochemical techniques, Corrosion Science, 52 (2010) 2422-2429.
[17]S. Abd El Rehim, M.A. Ibrahim, K. Khalid, The inhibition of 4-(2′-amino-5′-methylphenylazo) antipyrine on corrosion of mild steel in HCl solution, Materials Chemistry and Physics, 70 (2001) 268-273.
[18] A. Aytaç, Cu (II), Co (II) and Ni (II) complexes of–Br and–OCH 2 CH 3 substituted Schiff bases as corrosion inhibitors for aluminium in acidic media, Journal of materials science, 45 (2010) 6812-6818.
[19]I. Langmuir, The constitution and fundamental properties of solids and liquids. Part I. Solids, Journal of the American chemical society, 38 (1916) 2221-2295.
[20]M. Veloz, I. Gonzalez, Electrochemical study of carbon steel corrosion in buffered acetic acid solutions with chlorides and H2S, Electrochimica acta, 48 (2002) 135-144.
[21]P.C. Okafor, Y. Zheng, Synergistic inhibition behaviour of methylbenzyl quaternary imidazoline derivative and iodide ions on mild steel in H2SO4 solutions, Corrosion Science, 51 (2009) 850-859.
[22]K. Mo, G. Lovicu, H.-M. Tung, X. Chen, J.F. Stubbins, High temperature aging and corrosion study on alloy 617 and alloy 230, Journal of engineering for gas turbines and power, 133 (2011).
[23] F. Pettit, G. Meier, M. Gell, C. Kartovich, R. Bricknel, W. Kent, J. Radovich, Oxidation and hot

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

analysis of iron exposed to NaCl solutions of different corrosivity, Journal of the Electrochemical Society, 140 (1993) 2205.

[38]J.J. Perdomo, P.M. Singh, Electrochemical noise (ECN) measurements as a corrosion monitoring tool: a review, Corrosion reviews, 20 (2002) 359-378.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]