

# بررسی اثر جوشکاری اصطکاکی - اغتشاشی روی مقاومت به خوردگی فولاد زنگ‌زن دوفازی کم‌آلیاژ

حسین سرلک و مسعود عطاپور

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

مجتبی اسماعیل‌زاده

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه شیراز

( دریافت مقاله : ۹۳/۰۷/۱۵ - پذیرش مقاله : ۹۴/۰۳/۰۳ )

## چکیده

در این پژوهش، اثر جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی بر مقاومت به خوردگی فولاد زنگ‌زن دوفازی کم‌آلیاژ بررسی شده است. برای این منظور، آلیاژ مذکور در سرعت چرخشی ۸۰۰ rpm و سرعت پیشروی ۱۵۰ mm/min جوشکاری شد. ریزساختار نمونه‌های فلز پایه و جوش با استفاده از پراش پرتو ایکس (XRD) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد مطالعه قرار گرفت. رفتار خوردگی این نمونه‌ها با استفاده از آزمون‌های اندازه‌گیری پتانسیل مدار باز (OCP)، پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) و آمپرتر با مقاومت داخلی صفر (ZRA) در محلول ۰/۱ مولار اسید سولفوریک مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی موجب کاهش اندازه دانه فازهای فریت و آستنیت و بهبود مقاومت به خوردگی ناحیه اغتشاش شده است. افزایش مقاومت به خوردگی به تبلور مجدد و بازیابی دانه‌های فریت و آستنیت در حین فرآیند جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی مرتبط دانسته شد که موجب بهبود پایداری لایه روئین شده است.

واژه‌های کلیدی: جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی، فولاد زنگ‌زن دوفازی کم‌آلیاژ، مقاومت به خوردگی، ریزساختار.

## Effect of Friction Stir Welding (FSW) on Corrosion Resistance of Lean Duplex Stainless Steel

H. Sarlak and M. Atapour

Materials Engineering Department, Malek-Ashtar University of Technology

M. Esmailzadeh

Materials Engineering Department, Malek-Ashtar University of Technology

(Received 7 October 2014, accepted 24 May 2015)

### Abstract

In the present study, the effect of friction stir welding (FSW) on the corrosion behavior of lean duplex stainless steel was investigated. The alloy was welded using a rotation speed of 800 rpm and welding speed of 150 mm/min. The microstructures of the base and weld metals were evaluated using X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM). Corrosion behavior of the specimens was investigated using open circuit potential (OCP), potentiodynamic polarization, electrochemical impedance spectroscopy (EIS) and zero-resistance ammeter (ZRA) tests in 0.1 M sulfuric acid. Results revealed that FSW decreased the grain size of the  $\alpha$  and  $\gamma$  phases and improved the corrosion resistance of the stir zone (SZ). This was attributed to the grain refinement and recrystallization during the FSW that resulted in improving the stability of the passive film.

**Keywords:** Friction stir welding, Lean duplex stainless steel, Corrosion resistance, Microstructure.

**E-mail of corresponding author:** sarlak67@gmail.com

## مقدمه

ریزساختار فولادهای زنگ‌نزن دوفازی شامل فازهای فریت و آستنیت با مقادیر تقریباً برابر است. این فولادها خواص مطلوب هر دو نوع فولاد زنگ‌نزن آستنیتی و فریتی مانند استحکام کششی بالا، چقرمگی در دماهای پایین و مقاومت به خوردگی عالی بخصوص در برابر خوردگی تنش (SCC)<sup>۱</sup> در محیط‌های حاوی کلرید را دارند [۱]. فولادهای زنگ‌نزن دوفازی بر اساس مقدار معادل مقاومت به حفره‌دار شدن (PREN)<sup>۲</sup> به طور کلی به سه دسته کم‌آلیاژ، آلیاژ متوسط و پرآلیاژ (فولاد زنگ‌نزن سوپر دوفازی) دسته‌بندی می‌شوند. فولادهای زنگ‌نزن دوفازی کم‌آلیاژ به دو دلیل عمده مورد استفاده وسیع قرار می‌گیرند: اول، استحکام بالاتر در مقایسه با فولادهای زنگ‌نزن فریتی و آستنیتی که سبب کاهش وزن سازه می‌شود، و دوم، ترکیب شیمیایی اصلاح شده این مواد (نیکل کم و مولیبدن زیاد) که سبب ارزان‌تر بودن آنها شده است. با وجود کاربردهای وسیع فولادهای زنگ‌نزن دوفازی کم‌آلیاژ، جوشکاری این مواد باعث بروز برخی مشکلات نظیر تغییر ریزساختار و تعادل فازی، کاهش خواص مکانیکی، تشکیل ترک‌های ناشی از انجماد، تسریع تردی هیدروژنی و همچنین تشکیل فازهای ترد بین‌فلزی می‌شود. مقادیر فریت بیشتر و دانه‌های درشت‌تر از دیگر رویدادهای ناخوشایند هستند که هم مقاومت به خوردگی و هم خواص مکانیکی اتصال جوش داده شده را کاهش می‌دهند [۲]. جوشکاری ذوبی سبب افزایش نسبت فریت به آستنیت در ناحیه ذوب (FZ)<sup>۳</sup> و ناحیه متأثر از حرارت (HAZ)<sup>۴</sup> می‌شود [۳]. از سوی دیگر، رشد دانه‌های ناحیه جوش و اکسیداسیون سطحی از مشکلات بسیار جدی جوشکاری ذوبی فولادهای زنگ‌نزن دوفازی کم‌آلیاژ است. برای اجتناب از این مشکلات، روش اتصال حالت

جامد توسعه یافته است [۲]. روش جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی (FSW)<sup>۵</sup> یک فرآیند اتصال حالت جامد است که توسط انجمن جوشکاری (TWI)<sup>۶</sup> انگلستان در سال ۱۹۹۱ ابداع و توسعه یافت [۴]. جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی باعث تغییر شکل پلاستیک شدید و افزایش دمای ناحیه اغتشاش (SZ)<sup>۷</sup> و اطراف آن می‌شود. این باعث تغییر قابل توجه ریزساختار شامل اندازه دانه، نوع مرزدانه، انحلال یا درشت شدن رسوبات و فروپاشی یا توزیع مجدد بافت می‌شود [۵]. در ابتدا، جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی محدود به مواد با دمای ذوب پایین از قبیل آلیاژهای آلومینیوم و منیزیم بود [۴]، اما در ادامه مطالعاتی درباره جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی فولادها نظیر فولاد کم-کربن و فولاد آلیاژی با ۱۲٪ کروم، فولاد کربن‌متوسط AISI 1010 [۵]، فولاد پرکربن SK4 [۶]، فولاد فوق-پرکربن [۷]، فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 304L و 316L، فولاد زنگ‌نزن سوپرآستنیتی A1 6XN (ASTM HSLA-65، A945، DH-36 و C-Mn [۵]، فولاد زنگ‌نزن فریتی 409، AISI 409M [۹] و 430 [۱۰]، فولاد زنگ‌نزن دوفازی 329 [۱۱]، SAF 2507 [۴]، SAF 2205 [۱۱] و LDSS [۲] صورت پذیرفت و تاکنون ادامه دارد. تحقیقات اخیر در ارتباط با فولادهای زنگ‌نزن دوفازی نشان می‌دهد که جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی می‌تواند جوش‌هایی بدون عیب در آنها ایجاد کند. این مقالات گزارش کردند که همانند مشاهدات صورت گرفته در آلومینیوم، جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی منجر به بازیابی دانه‌ها در ناحیه اغتشاش این فولادها شده است [۴].

نواحی مختلف جوش، مشخصات ریزساختاری متفاوتی از قبیل اندازه دانه و دانسیته نابجایی، تنش پسماند و بافت، و توزیع و اندازه رسوب از خود نشان می‌دهند. از این رو، انتظار می‌رود که نواحی مختلف ریزساختار، مقاومت به خوردگی متفاوتی داشته باشند [۵]. شماری از محققین

<sup>1</sup> Stress Corrosion Cracking

<sup>2</sup> Pitting Resistance Equivalent Number

<sup>3</sup> Fusion Zone

<sup>4</sup> Heat Affected Zone

<sup>5</sup> Friction Stir Welding

<sup>6</sup> The Welding Institute

<sup>7</sup> Stir Zone

توزیع عناصر و آنالیز آن‌ها از نوع Seron EPIPHOT300 استفاده شده است.

آزمون‌های الکتروشیمیایی بر اساس سیستم سه الکترودی و در دمای  $25 \pm 1^\circ\text{C}$  و در محلول ۰/۱ مولار اسید سولفوریک انجام شد. برای همه آزمون‌های الکتروشیمیایی (به غیر از آزمون آمپرتر با مقاومت داخلی صفر) الکترومد مرجع از نوع Ag/AgCl اشباع از KCl و الکترومد کمکی سیم پلاتین انتخاب شد. قبل از انجام آزمون‌ها، نمونه‌ها پس از لحیم شدن به یک سیم مسی روکش‌دار در رزین اپوکسی مانع سرد شدند. سپس با کاغذهای مرطوب سنباده ۸۰، ۲۴۰، ۳۲۰، ۶۰۰ و ۱۲۰۰ گریت سنباده‌زنی شدند و پس از شستشو با آب مقطر، چربی‌زدایی با الکل و خشک کردن با خشک‌کن مورد ارزیابی قرار گرفتند. از دستگاه Advanced Electrochemical System مدل Parstat 2273 برای انجام آزمون‌های الکتروشیمیایی استفاده شد. برای ارزیابی رفتار خوردگی از آزمون‌های اندازه‌گیری پتانسیل مدار باز (OCP)<sup>۳</sup>، پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS)<sup>۴</sup> و آمپرتر با مقاومت داخلی صفر (ZRA)<sup>۵</sup> استفاده شد. محدوده پتانسیل انتخابی در آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک از ۲۵۰- تا ۱۳۰۰ میلی‌ولت نسبت به پتانسیل مدار باز و با نرخ روبشی ۱ mv/s انتخاب شد.

آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محدوده فرکانس ۱۰۰ کیلوهرتز تا ۱۰ میلی‌هرتز و در دامنه ولتاژ ۱۰ میلی‌ولت در پتانسیل صفر نسبت به پتانسیل مدار باز انجام گرفت و نتایج به صورت منحنی‌های نایکوئیست و باد ثبت شد.

به منظور بررسی خوردگی گالوانیکی بین فلز پایه و نمونه جوش از آزمون آمپرتر با مقاومت داخلی صفر استفاده شد.

مطالعاتی درباره خوردگی فولادهای جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی شده 304L [۱۲، ۱۳]، 409L [۱۰]، AISI 409 M [۱۴] و خوردگی فولادهای فرآیند اصطکاکی-اغتشاشی شده 316L [۱۵]، فولاد هیدروتوربین [۱۶] و UNS S32205 [۱۷] داشته‌اند، اما تحقیقات محدودی در زمینه بررسی رفتار خوردگی فولادهای زنگ‌نزن دوفازی جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی شده صورت گرفته است. مگنانی و همکارانش [۱۸] از افزایش مقاومت به خوردگی فولاد ۲۲۰۵ و کاهش خواص خوردگی فولاد ۲۱۰۱ پس از انجام جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی گزارش داده‌اند. بر این اساس در پژوهش حاضر، جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی فولاد زنگ‌نزن دوفازی کم‌آلیاژ در سرعت‌های چرخشی و پیشروی ثابت انجام می‌شود و رفتار خوردگی ناحیه اغتشاش این فولاد بررسی می‌گردد.

### روش تحقیق

در این تحقیق از ورق فولادی از جنس فولاد زنگ‌نزن دوفازی کم‌آلیاژ به ضخامت ۱/۵ میلی‌متر استفاده شد و ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول ۱ ارائه شده است. از روش جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی برای اتصال نمونه‌ها به صورت لب به لب و با ابزاری از جنس آلیاژ تنگستنی رینیوم‌دار با قطر شانه ۱۶ میلی‌متر استفاده شد. جوشکاری در سرعت چرخشی ثابت ۸۰۰ rpm و سرعت پیشروی ۱۵۰ mm/min انجام شد و نمونه ۲ حاصل شد.

جهت شناسایی فازهای موجود در نمونه‌ها از روش پراش پرتو ایکس (XRA)<sup>۱</sup> استفاده شد و مدل دستگاه مورد استفاده در این روش از نوع Philips بوده است. برای تصویرگیری از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)<sup>۲</sup> از نوع Philips XL300 و برای تهیه الگوهای مربوط به

<sup>3</sup> Open Circuit Potential

<sup>4</sup> Electrochemical Impedance Spectroscopy

<sup>5</sup> Zero-Resistance Ammeter

<sup>1</sup> X-ray Diffraction

<sup>2</sup> Scanning Electron Microscopy

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ (درصد وزنی).

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	W	Ti	Al	Cu
باقیمانده	۱	۰/۰۶	۰/۱	۰/۰۳	۰/۰۲	۲۱/۵	۰/۲	۵	۰/۱	۰/۵۱	۰/۰۶	۰/۰۹

نسبتاً بالا در ناحیه اغتشاش متحمل می‌شوند و به همین دلیل زمینه برای وقوع پدیده تبلور مجدد فراهم می‌شود که به همین دلیل بسیاری از محققین این ناحیه را ناحیه تبلور مجدد نیز نامیده‌اند [۵]. از مشخصه‌های اصلی این ناحیه ریز شدن دانه‌بندی فلز و هم‌محور بودن دانه‌ها است [۱۹]. می‌توان دید که اندازه دانه‌های ناحیه اغتشاش کاهش و میزان تغییر شکل اعمالی به نمونه نیز افزایش یافته است [۵ و ۱۱]. جدول ۲ اندازه دانه نمونه‌ها را نشان می‌دهد.

جدول ۲. اندازه دانه فازهای آستنیت و فریت در نمونه‌های ۱ و ۲.

نمونه	آستنیت ( $\mu\text{m}$ )	فریت ( $\mu\text{m}$ )
نمونه ۱	۸	۱۰
نمونه ۲	۰/۶-۰/۹	۱-۱/۵

الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌های ۱ و ۲ در شکل ۲ نشان داده شده است و نمودارها حاکی از وجود دو فاز فریت و آستنیت برای هر دو نمونه بود. با توجه به بالا رفتن دما در حین جوشکاری، احتمال تشکیل فازهای مضر چون سیگما در نمونه ۲ وجود داشت، اما نتایج الگوهای پراش پرتو ایکس حاکی از عدم تشکیل فازهایی مثل سیگما بوده یا اینکه مقدار آن‌ها کمتر از ۰/۵٪ است.

### رفتار خوردگی

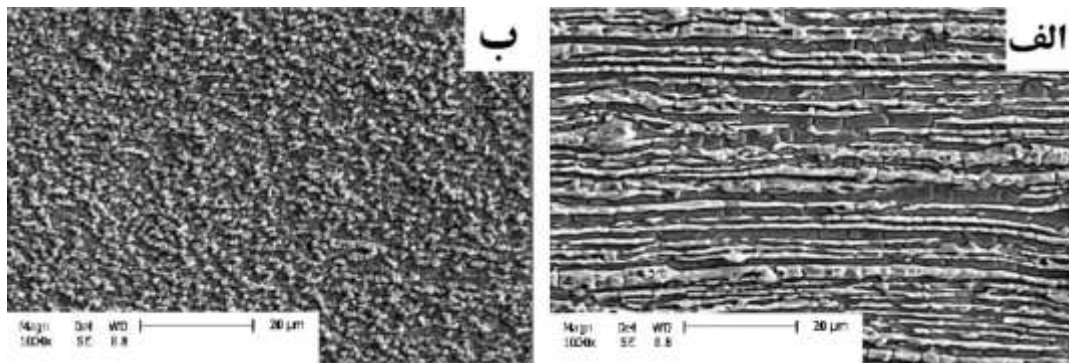
منحنی‌های پتانسیل مدار باز نمونه‌های ۱ و ۲ در شکل ۳ نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که نمونه‌ها از همان ابتدا در پتانسیل مدار باز هستند و این امر نشان‌دهنده مقاومت به خوردگی بالای نمونه‌ها به علت حضور و

از سل سه الکترودی که الکتروود کمکی از سیستم حذف می‌شود و به جای آن از سیم زمین در اتصال استفاده می‌شود برای انجام این آزمون بهره گرفته شد. الکتروود کاری به نمونه‌های جوش و سیم زمین به فلز پایه اتصال یافتند و الکتروود مرجع بین این دو الکتروود و به فاصله مساوی از آن‌ها قرار گرفت. همچنین به منظور حذف اثر نسبت سطح کاتد به آند در این آزمون، سطوح فلز پایه و نمونه جوش برابر در نظر گرفته شد. در این آزمون مقادیر پتانسیل گالوانیکی ( $E_G$ ) و چگالی جریان گالوانیکی ( $i_G$ ) بین فلز پایه و نمونه جوش به وسیله آمپرتر با مقاومت داخلی صفر اندازه‌گیری شد و نمودارهایی از پتانسیل و چگالی جریان گالوانیکی بر حسب زمان حاصل شد. از علامت جریان برای تعیین کاتد یا آند بودن الکتروود کاری (فلز جوش) استفاده می‌شود. اگر اتصال سل سه الکتروودی مطابق آنچه که ذکر شد باشد، در صورتی که علامت جریان مثبت باشد یعنی که الکترون‌ها از فلز جوش (الکتروود کاری) به پتانسیواستات منتقل می‌شوند و نمونه جوش دچار خوردگی می‌شود و در صورتی که علامت جریان منفی باشد الکترون‌ها در جهت عکس حرکت کرده و فلز پایه خورده شده است.

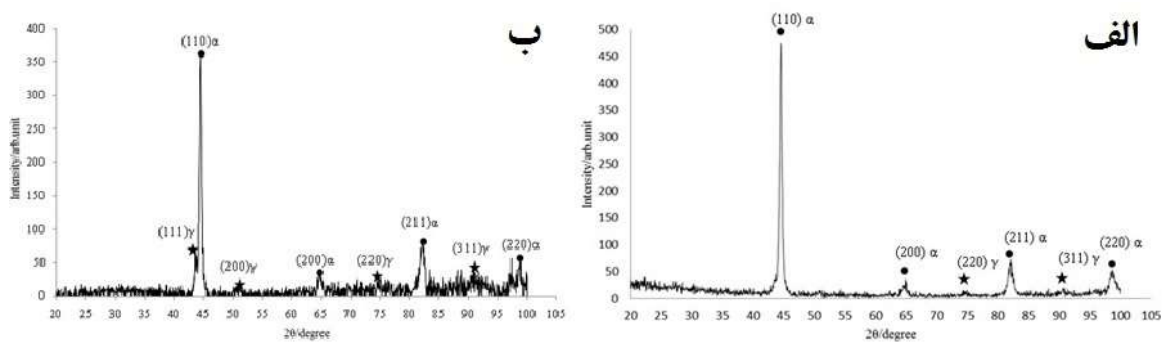
### نتایج و بحث

#### ریزساختار

تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار فلز پایه (نمونه ۱) و ناحیه مرکزی اغتشاش نمونه جوش (نمونه ۲) در شکل ۱ نشان داده شده است. در این تصاویر فاز روشن، فاز آستنیت و فاز تیره‌رنگ، فاز فریت است. با توجه به تصویر ب از شکل ۱، مشاهده می‌شود که مواد تغییر شکل بسیار شدیدی را همراه با حرارت

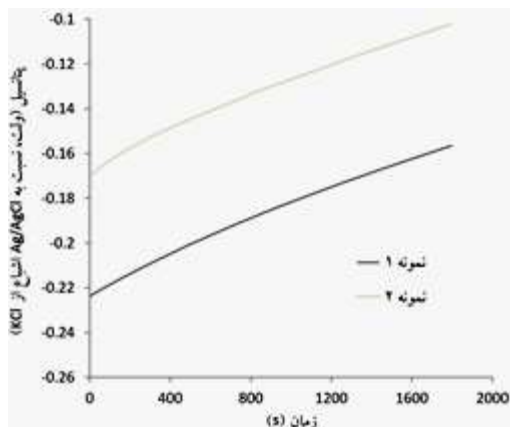


شکل ۱. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی؛ الف) نمونه ۱ و ب) نمونه ۲.



شکل ۲. الگوی پراش پرتو ایکس؛ الف) نمونه ۱ و ب) نمونه ۲.

افزایش پتانسیل خوردگی نمونه ۲ نسبت به نمونه ۱ را رقم زده است.



شکل ۳. تغییرات پتانسیل مدار باز بر حسب زمان نمونه‌های ۱ و ۲.

شکل ۴ منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه‌های ۱ و ۲ را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود منحنی‌ها رفتاری شبیه به هم داشته و شامل یک ناحیه

تشکیل سریع لایه رویین در تماس با هوا قبل از غوطه‌وری در محلول است [۲۰].

مقادیر پتانسیل مدار باز اولیه و پتانسیل مدار باز نهایی نمونه ۲ نسبت به نمونه ۱ بیشتر است که نشان‌دهنده مقاومت به خوردگی بیشتر نمونه ۲ نسبت به نمونه ۱ است. هر چه پتانسیل مدار باز اولیه مثبت‌تر باشد، لایه رویین تشکیل شده در هوا مقاوم‌تر است [۲۱]. همه منحنی‌ها رفتاری مشابه داشته و به طرف پتانسیل‌های با مقادیر منفی کمتر میل می‌کنند که نشان از تشکیل خود به خودی و پیوسته لایه رویین روی سطح نمونه‌های مختلف دارد به نحوی که از خوردگی بیشتر آن‌ها جلوگیری می‌کند. چنین رفتاری توسط شریف [۲۰] در مورد نوعی از فولاد زنگ‌نزن دوفازی در محلول اسید سولفوریک ۱۰ درصد گزارش شده است. مشاهده می‌شود که کاهش اندازه دانه در نمونه ۲ منجر به تشکیل لایه رویین پایدارتر و افزایش مقاومت به خوردگی آن شده [۲۲ و ۲۳] و

نمونه ۲ نسبت به نمونه ۱ نجیب‌تر است که می‌تواند نشان‌دهنده رفتار خوردگی بهتر نمونه جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی شده نسبت به فلز پایه باشد. البته در کل، تفاوت پتانسیل قابل ملاحظه نیست.

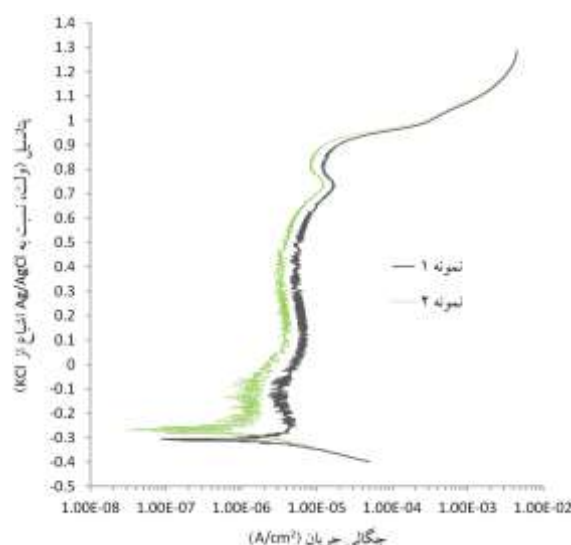
جدول ۳. مقادیر پتانسیل و چگالی جریان خوردگی به دست آمده از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک.

نمونه	پتانسیل خوردگی (V)	چگالی جریان خوردگی ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )
نمونه ۱	$-0.305 \pm 0.007$	$10.77 \pm 0.275$
نمونه ۲	$-0.270 \pm 0.006$	$5.06 \pm 0.084$

معمولاً افزایش مقاومت به خوردگی آلیاژهای آهنی بازیابی شده به علت بهبود پایداری لایه رویین آنها است که به دلیل افزایش نرخ نفوذ در ساختارهای ریزدانه رخ می‌دهد [۲۲]. چون بازیابی دانه واکنش‌پذیری سطح را افزایش می‌دهد و سبب تسهیل و تسریع رویین شدن می‌شود [۲۷]، به همین دلیل ساختارهای ریزدانه برای مقاومت به خوردگی در محیط‌های رویین‌کننده مفید هستند و از این رو ما شاهد بهبود رفتار خوردگی به علت پایداری بیشتر لایه رویین در نمونه ۲ نسبت به نمونه ۱ هستیم. از سوی دیگر، بازیابی منجر به افزایش شدید مرزدانه‌ها می‌شود [۲۸] و چگالی زیاد مرزدانه‌ها با افزایش اکتیویته الکترون و نفوذ عناصر رویین‌کننده نظیر کروم و مولیبدن که در ترکیب آلیاژ در مقادیر بالا موجود هستند، سبب افزایش واکنش‌پذیری سطح شده و مقاومت به خوردگی را افزایش می‌دهد [۲۲ و ۲۳]. افزایش واکنش‌پذیری به همراه مکان‌های بیشتر برای جوانه‌زنی فیلم اکسیدی روی سطح مواد بازیابی شده به افزایش سرعت تشکیل لایه محافظ می‌انجامد [۲۲].

در شکل ۵ منحنی‌های نایکوئیست و باد به دست آمده از آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در پتانسیل مدار باز برای نمونه‌های ۱ و ۲ آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود هم منحنی‌های نایکوئیست

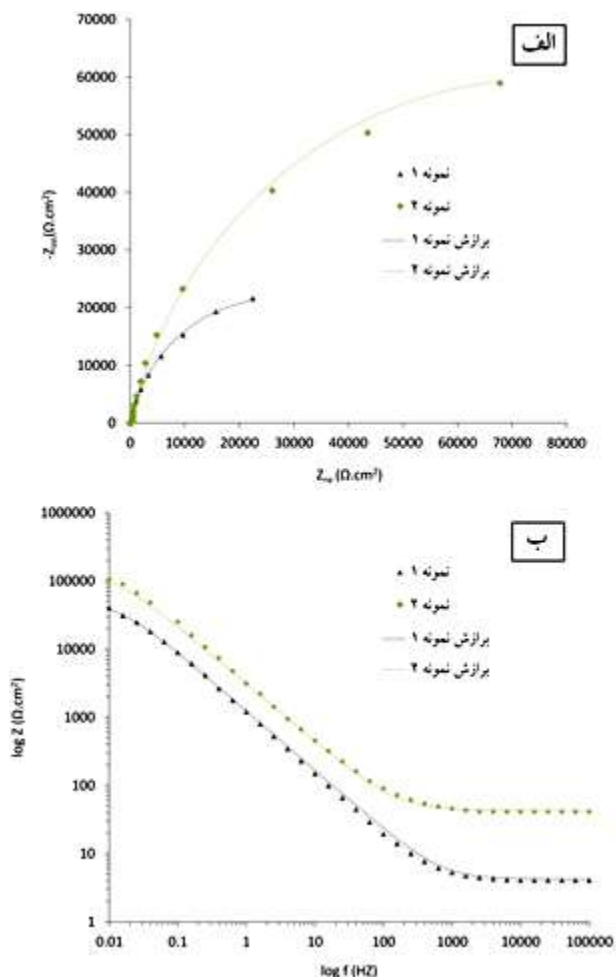
وسیع رویین برای هر دو نمونه است. این ناحیه وسیع رویین از حدود  $+50$  میلی‌ولت نسبت به پتانسیل خوردگی شروع می‌شود و تا حدود پتانسیل  $+850$  میلی‌ولت ادامه پیدا می‌کند تا اینکه شکست رخ می‌دهد. افزایش ناگهانی جریان در ناحیه رویین گذرا می‌تواند به دلیل خوردگی یا اکسیداسیون  $\text{Cr}^{3+}$  به  $\text{Cr}^{6+}$  در لایه رویین یا آزادسازی گاز اکسیژن و یا مجموعه‌ای از این عوامل باشد. در اینجا، افزایش جریان اولیه شاید به علت واکنش اکسیداسیون Cr و افزایش جریان شدید پس از آن ناشی از آزادسازی گاز اکسیژن است [۲۴]. این ناحیه وسیع، نشان‌دهنده مقاومت به خوردگی بالای نمونه‌ها نسبت به حملات مخرب اسید سولفوریک به سطح است. چنین رفتاری در مورد سایر فولادهای زنگ‌نزن دوفازی در محیط اسید سولفوریک نیز گزارش شده است [۲۵ و ۲۶].



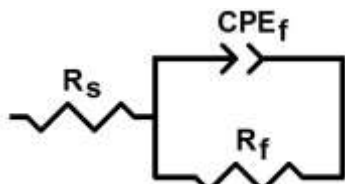
شکل ۴. نمودارهای پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه‌های ۱ و ۲.

مقادیر پتانسیل خوردگی و چگالی جریان خوردگی از منحنی‌ها استخراج شده و در جدول ۳ آورده شده است. چگالی جریان خوردگی از مقدار  $10.77 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  برای نمونه ۱ به مقدار  $5.06 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  برای نمونه ۲ کاهش یافته است و بدین ترتیب چگالی جریان خوردگی نمونه ۲ از نمونه ۱ کمتر است. همچنین، پتانسیل خوردگی

افزایش و کاهش داشته‌اند که به دنبال آن پایداری لایه رویین نمونه ۲ افزایش پیدا کرده است [۳۰].



شکل ۵. منحنی‌های الف) نایکوئیست و برازش آن‌ها و ب) باد و برازش آن‌ها برای نمونه‌های ۱ و ۲.



شکل ۶. مدار معادل الکتریکی مورد استفاده برای نتایج به دست آمده از آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی.

نتایج به دست آمده از آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی نشان داد که مقاومت و پایداری لایه رویین با جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی افزایش یافته است.

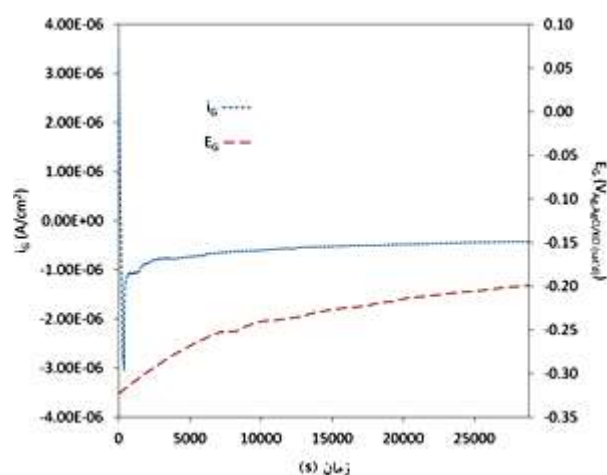
و هم باد هر دو نمونه رفتاری مشابه دارند که نشان‌دهنده وجود رخدادهای الکتروشیمیایی مشابه در سیستم مورد نظر توسط امپدانس است. این رفتار برای سایر فولادهای زنگ‌نزن دوفازی نیز توسط دیگران گزارش شده است [۲۰]. منحنی نایکوئیست تمامی نمونه‌ها دارای یک حلقه است که نشان از وجود یک رفتار خازنی (ثابت زمانی<sup>۱</sup>) دارد. مقاومت این حلقه بسیار بالا بوده و در واقع یک نیم‌دایره ناتمام است. این حلقه مربوط به لایه رویین تشکیل شده روی نمونه در اسید سولفوریک است. نکته قابل توجه در منحنی‌های باد نمایش داده شده در شکل ۵، مقادیر بالای امپدانس در فرکانس‌های کم است که به دلیل وجود لایه رویین محافظ تشکیل شده روی سطح نمونه‌ها است [۲۹]. وجود شیب منفی در منحنی باد به معنای وجود ثابت زمانی و رفتار خازنی ماده می‌باشد و مشاهده می‌شود که با کاهش اندازه دانه مقادیر امپدانس افزایش یافته است.

برای تحلیل نتایج به دست آمده از آزمون، طیف‌های امپدانس به دست آمده با استفاده از یک مدار معادل الکتریکی مدل‌سازی شدند که در شکل ۶ نشان داده شده است. این مدار معادل شامل یک حلقه است و نتایج به دست آمده از آزمون و منحنی برازش داده شده برای هر دو نمونه در شکل ۵ مقایسه شده است که تطابق مطلوبی را نشان می‌دهد. در مدار معادل شکل ۶، مقاومت انتقال بار ( $R_f$ ) و المان فاز ثابت ( $CPE_f$ ) مربوط به لایه رویین به طور موازی با هم بسته شده‌اند و با مقاومت جبران ناپذیر محلول ( $R_s$ ) سری شده‌اند.

جدول ۴ مقادیر المان‌های به دست آمده از مدار معادل را نشان می‌دهد. مقدار ظرفیت لایه رویین معمولاً از مرتبه میکروفاراد بر سانتی‌متر مربع است و این مطلب در جدول ۴ نیز مشاهده می‌شود. همان‌طور که مشاهده می‌شود با کاهش اندازه دانه، مقاومت و ظرفیت لایه رویین به ترتیب

<sup>1</sup> Time Constant

است که در کوپل ارایه شده این مطلب به وضوح نمایان است [۳۱, ۳۲]. با توجه به مقادیر کم چگالی جریان گالوانیکی که در محدوده نانوامپر بر سانتی متر مربع است و تغییرات کم و تقریباً ثابت پتانسیل گالوانیکی، خوردگی گالوانیکی در کوپل تشکیل شده کم و قابل اغماض هست.



شکل ۷. منحنی‌های پتانسیل و جریان گالوانیکی.

### نتیجه‌گیری

اثر جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی بر رفتار خوردگی فولاد زنگ‌نزن دوفازی کم‌آلیاژ با استفاده از آزمون‌های پتانسیل مدار باز، پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی و آمپر متر با مقاومت داخلی صفر در محلول ۰/۱ مولار اسیدسولفوریک بررسی شد. نتایج به دست آمده در ادامه به صورت خلاصه آورده شده است:

۱) اندازه دانه فولاد زنگ‌نزن دوفازی کم‌آلیاژ پس از جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی ریزتر شده و فاز مضر تشکیل نگردیده است.

۲) جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی اندازه دانه فازهای آستنیت و فریت را کاهش داده و سبب افزایش مقاومت به خوردگی ناحیه اغتشاش نمونه جوشکاری شده نسبت به فلز پایه شده است.

بهبود پایداری لایه رویین با استفاده از جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی توسط مگناتی و همکارانش برای فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۲۰۵ گزارش شده است [۱۸].

جدول ۴. مقادیر المان‌های به دست آمده از مدار معادل.

نمونه	CPE <sub>T</sub> -T ( $\mu\text{F}\cdot\text{cm}^{-2}$ )	n	R <sub>f</sub> ( $\Omega\cdot\text{cm}^2$ )	R <sub>s</sub> ( $\Omega\cdot\text{cm}^2$ )
نمونه ۱	$16 \times 10^{-5}$	۰/۸۷	۵۲۹۱۶	۴/۲
نمونه ۲	$6 \times 10^{-5}$	۰/۸۵	۱۵۰۰۰۰	۴۲/۷۶

منحنی‌های پتانسیل و چگالی جریان گالوانیکی به دست آمده از آزمون آمپر متر با مقاومت داخلی صفر در شکل ۷ نشان داده شده است. با توجه به اینکه در آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک مقدار پتانسیل خوردگی برای نمونه ۱ از نمونه ۲ کمتر بود، بنابراین انتظار می‌رود که نمونه ۱ در کوپل گالوانیکی مذکور نقش آند را ایفا کند. از شکل ۷ مشاهده می‌شود که مقادیر چگالی جریان گالوانیکی در محدوده نانوامپر بر سانتی متر مربع است که در تحقیقات قبلی هم گزارش شده است [۳۱]. چگالی جریان گالوانیکی منفی است و به همین دلیل نمونه ۱ نقش آند را داشته و خورده شده است و نمونه ۲ در نقش کاتد بوده و حفاظت می‌شود. چگالی جریان گالوانیکی در دقایق اولیه دچار یک تغییر ناگهانی از مقادیر مثبت به مقادیر منفی می‌شود که ناشی از تماس اولیه ماده با محلول است [۳۲]. داده‌های به دست آمده در دقایق اولیه قابل استناد نیستند چون هنوز سیستم به حالت تعادل نرسیده است، اما با گذشت زمان مشاهده می‌شود که چگالی جریان گالوانیکی رفته‌رفته کاهش می‌یابد تا به حالت تعادل می‌رسد که این افت چگالی جریان ناشی از رشد لایه رویین روی سطح نمونه ۱ است [۳۳]. پتانسیل گالوانیکی روندی به تدریج صعودی دارد و این افزایش پتانسیل به تشکیل و افزایش ضخامت لایه رویین مرتبط دانسته می‌شود [۳۴]. از مشخصه‌های خوردگی یکنواخت و سیستم‌های رویین، دامنه کم تغییرات پتانسیل و جریان



7. Y. S. Sato, H. Yamanoi, H. Kokawa, and T. Furuhashi, *Microstructural evolution of ultrahigh carbon steel during friction stir welding*, Scripta Materialia, 57(2007)557-560.
  8. H. H. Cho, H. N. Han, S. T. Hong, J. H. Park, Y. J. Kwon, S. H. Kim, and R. J. Steel, *Microstructural analysis of friction stir welded ferritic stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, 528(2011)2889-2894.
  9. A. K. Lakshminarayanan and V. Balasubramanian, *Understanding the Parameters Controlling Friction Stir Welding of AISI 409M Ferritic Stainless Steel*, Met. Mater. Int., 17(2011)969-981.
  10. B. W. Ahn, D. H. Choi, D. J. Kim, and S.B. Jung, *Microstructures and properties of friction stir welded 409L stainless steel using a Si3N4 tool*, Materials Science and Engineering: A, 532(2012)476-479.
  11. T. Saeid, A. Abdollah-zadeh, H. Assadi, and F. Malek Ghaini, *Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, 496(2008)262-268.
  12. S. H. C. Park, Y. S. Sato, H. Kokawa, K. Okamoto, S. Hirano, and M. Inagaki, *Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding*, Scripta Materialia, 49(2003)1175-1180.
  13. S. H. C. Park, Y. S. Sato, H. Kokawa, K. Okamoto, S. Hirano, and M. Inagaki, *Corrosion resistance of friction stir welded 304 stainless steel*, Scripta Materialia, 51(2004)101-105.
  14. A.K. Lakshminarayanan and V. Balasubramanian, *Sensitization resistance of friction stir welded AISI 409 M grade ferritic stainless steel joints*, Int J Adv Manuf Technol, 59(2012)961-967.
  15. Y. C. Chen, H. Fujii, T. Tsumura, Y. Kitagawa, K. Nakata, K. Ikeuchi, K. Matsubayashi, Y. Michishita, Y. Fujiya, and J. Katoh, *Banded structure and its distribution in friction stir processing of 316L austenitic stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, 558(2012)572-578.
- ۳) آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی نشان داد که ناحیه اغتشاش نمونه جوشکاری شده نسبت به فلز پایه مقاومت به خوردگی بسیار بهتری از خود نشان داده است.
- ۴) آزمون آمپر متر با مقاومت داخلی صفر نشان داد که خوردگی گالوانیکی بین فلز پایه و نمونه جوشکاری شده ایجاد می‌شود، اما مقدار آن کم بوده به نحوی که می‌توان از آن صرف نظر کرد.
- مراجع
1. M. I. M. Bassiouni, *Evaluation of the Microstructure and Localized Corrosion Behaviour of AISI 2507 Super Duplex Stainless Steel Welds*, RMIT University, 2012).
  2. M. Esmailzadeh, M. Shamanian, A. Kermanpur, and T. Saeid, *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded lean duplex stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, 561(2013)486-491.
  3. K. Migiakis and G. D. Papadimitriou, *Effect of nitrogen and nickel on the microstructure and mechanical properties of plasma welded UNS S32760 super-duplex stainless steels*, Journal of Materials Science, 44(2009)6372-6383.
  4. Y. S. Sato, T. W. Nelson, C. J. Sterling, R. J. Steel, and C. O. Pettersson, *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, 397(2005)376-384.
  5. R.S. Mishra and Z.Y. Ma, *Friction stir welding and processing*, Materials Science and Engineering: R: Reports, 50(2005)1-78.
  6. S. A. Khodir, Y. Morisada, R. Ueji, and H. Fujii, *Microstructures and mechanical properties evolution during friction stir welding of SK4 high carbon steel alloy*, Materials Science and Engineering: A, 558(2012)572-578.

- Sherif, *Influence of nickel additions on the corrosion behaviour of low nitrogen 22% Cr series duplex stainless steels*, Corrosion Science, 50(2008)2572-2579.
26. I. H. Lo, Y. Fu, C. J. Lin, and W. T. Tsai, *Effect of electrolyte composition on the active-to-passive transition behavior of 2205 duplex stainless steel in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/HCl solutions*, Corrosion Science, 48(2006)696-708.
  27. C. Koch, *Structural nanocrystalline materials: an overview*, Journal of Materials Science, 42(2007)1403-1414.
  28. G. Palumbo, S. J. Thorpe, and K. T. Aust, *On the contribution of triple junctions to the structure and properties of nanocrystalline materials*, Scripta Metallurgica et Materialia, 24(1990)1347-1350.
  29. L. Hamadou, A. Kadri, N. Benbrahim, and J.-P. Petit, *Characterization of Thin Anodically Grown Oxide Films on AISI 304L Stainless Steel*, Journal of The Electrochemical Society, 154(2007)G291-G297.
  30. Z. J. Zheng, Y. Gao, Y. Gui, and M. Zhu, *Corrosion behaviour of nanocrystalline 304 stainless steel prepared by equal channel angular pressing*, Corrosion Science, 54(2012)60-67.
  31. C. T. Kwok, S. L. Fong, F. T. Cheng, and H.C. Man, *Pitting and galvanic corrosion behavior of laser-welded stainless steels*, Journal of Materials Processing Technology, 176(2006)168-178.
  32. R. Sánchez-Tovar, M. T. Montañés, J. García-Antón, and A. Guenbour, *Galvanic Corrosion of the Base AISI 316l/Micro-Plasma Arc Welded AISI 316l in Polluted Phosphoric Acid Media at Different Temperatures*, Int. J. Electrochem. Sci., 6(2011)5550-5564.
  33. G. T. Burstein, C. Liu, and R. M. Souto, *The effect of temperature on the nucleation of corrosion pits on titanium in Ringer's physiological solution*, Biomaterials, 26(2005)245-256.
  16. H. S. Grewal, A. Agrawal, H. Singh, and H.S. Arora, *Cavitation Erosion Studies on Friction Stir Processed Hydroturbine Steel*, Trans Indian Inst Met, 65(2012)731-734.
  17. J. D. Escobar, E.V. squez, T.F.A. Santos, A.J. Ramirez, and D.L. pez, *Improvement of cavitation erosion resistance of a duplex stainless steel through friction stir processing (FSP)*, Wear, 297(2013)998-1005.
  18. M. Magnani, M. Terada, A. O. Lino, V.P. Tallo, E.B.d. Fonseca, T.F.A. Santos, and A.J. Ramirez, *Microstructural and Electrochemical Characterization of Friction Stir Welded Duplex Stainless Steels*, Int. J. Electrochem. Sci., 9(2014)2966-2977.
  19. H. Uzun, C. Dalle Donne, A. Argagnotto, T. Ghidini, and C. Gambaro, *Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 To X5CrNi18-10 stainless steel*, Materials & Design, 26(2005)41-46.
  20. El-Sayed and M. Sherif, *Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Alloy Cathodically Modified with Minor Ruthenium Additions in Concentrated Sulfuric Acid Solutions*, Int. J. Electrochem. Sci., 6(2011)2284 - 2298.
  21. Y. Waseda and S. Suzuki, *Charactrization of corrosion products on steel surfaces*, Springer, 2006
  22. K.D. Ralston and N. Birbilis, *Effect of Grain Size on Corrosion: A Review*, Corrosion, 66(2010)075005-075005-13.
  23. K. D. Ralston, N. Birbilis, and C.H.J. Davies, *Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals*, Scripta Materialia, 63(2010)1201-1204.
  24. M. Femenia, J. Pan, C. Leygraf, and P. Luukkonen, *In situ study of selective dissolution of duplex stainless steel 2205 by electrochemical scanning tunnelling microscopy*, Corrosion Science, 43(2001)1939-1951.
  25. J. H. Potgieter, P. A. Olubambi, L. Cornish, C.N. Machio, and E.-S.M. steel, Journal of Nuclear Materials, 420(2012)497-500.

34. E. Blasco-Tamarit, A. Igual-Muñoz, J.G. Antón, and D.M. García-García, *Galvanic corrosion of titanium coupled to welded titanium in LiBr solutions at different temperatures*, Corrosion Science, 51(2009)1095-1102.