

بررسی ارتباط ریزساختار و مقاومت به خوردگی جوش غیرهمجنس فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ و فولاد ساده کربنی St37 به روش جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی

جواد شفیعیان^۱، احسان صائب نوری^{۲*}، مصطفی جعفرزادگان^۳

^۱ دانشجوی کارشناسی ارشد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف‌آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف‌آباد.

^۲ استادیار، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف‌آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف‌آباد.

^۳ استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین.

* نویسنده مسئول: saebnoori@pmt.iaun.ac.ir; Ehsan.saeбноori@gmail.com

تاریخ دریافت: ۱۳۹۳/۱۲/۱۸ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۵/۰۲/۱۶

چکیده

در این پژوهش، ورق‌هایی از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ و فولاد ساده کربنی St37 به روش جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی متصل شدند. سرعت پیشروی ابزار ۱۰۰ و ۵۰ mm/min و سرعت چرخش ابزار ۴۰۰، ۶۰۰ و ۸۰۰ rpm انتخاب شده و تاثیر تغییر این پارامترهای بر روی ریزساختار و مقاومت به خوردگی بررسی شد.

از قسمت‌های مختلف اتصال نمونه برداری شد و پس از حکاکی عکس برداری متالوگرافی از نواحی مختلف جوش صورت پذیرفت. به منظور ارزیابی مقاومت به خوردگی، نمونه‌ها در محلول کلرید فریک و اسید استیک ۲ مولار غوطه‌ور و با استریوگرام و عکس‌های میکروسکوپی مورد مطالعه قرار گرفتند. آزمون‌های پلاریزاسیون تافل و طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم برای تایید نتایج کاهش وزن انجام شد. نتایج نشان داد که بیشترین میزان خوردگی مربوط به فلز پایه فولاد St37 می‌باشد از طرفی مقاومت به خوردگی فولاد زنگ نزن ۳۰۴ در همه نواحی به سبب اتصال گالوانیک به فولاد کربنی حفاظت شده است. از بین مناطق جوش، بهترین مقاومت به خوردگی برای نمونه با سرعت ابزار ۸۰۰ rpm به سبب کمترین رشد دانه در اثر حرارت تعیین شد.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، رفتار خوردگی، تست غوطه‌وری، پلاریزاسیون تافل، طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی، فولاد ساده کربنی St37، فولاد زنگ نزن ۳۰۴؛

Study of microstructure effects and corrosion resistance of dissimilar joints of stainless steel 304 to carbon steel St37 by friction stir welding

J. Shafieyan¹, E.Saebnoori^{2*}, M. Jafarzadegan³

¹ M.Sc. Student, Advanced Material Research Center, Faculty of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad.

² Assistant professor, Advanced Material Research Center, Faculty of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad.

³ Assistant professor, Department of Material Engineering, Faculty of Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin.

* Corresponding Author: saebnoori@pmt.iaun.ac.ir; Ehsan.saubnoori@gmail.com

Submission: 2015, 03, 09 Acceptance: 2016, 05, 05

Abstract

In this study, plates of 304 stainless steel and st37 steel were welded together by friction stir welding which has been set at a welding speed of 50 and 100 mm/min and tool rotational speed of 400, 600 and 800 rpm in order to study the effect of parameter variations on micro structure and corrosion resistance.

Samples were cut from the cross section of the joint and metallographic imaging was performed after etching. For the corrosion resistance evaluation, samples were immersed in Ferric Chloride and acetic acid 2M and then were studied by macroscopic imaging and stereograms also Tafel polarization and electrochemical impedance spectroscopy (EIS) tests have been performed in 3.5% NaCl solution in order to verify weight loss results. The results showed that the corrosion rate of the St37 base metal is more than other parts of the joint. On the other hand, all parts of stainless steel 304 was galvanically protected. The best corrosion resistance among all the weld areas were determined for the weld at the tools rotational speed of 800 rpm due to minimum grain growth by heating.

Keywords: Friction stir welding, Corrosion behavior, Immersion testing, Tafel Polarization, Electrochemical Impedance Spectroscopy, Carbon steel st37, Stainless steel 304;

۱- مقدمه

جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی (FSW) (Friction Stir Welding) برای اولین بار در سال ۱۹۹۱ در موسسه جوش انگلستان (TWI) (The Welding Institute) به عنوان یک تکنیک حالت جامد دوستدار محیط زیست ابداع شد. از آنجا که این یک فرآیند حالت جامد است که هیچ ذوبی در حین فرآیند ایجاد نمی شود، عیوبی که در حالت های جوشکاری ذوبی به دلیل ذوب موضعی فلز بوجود می آید، در این روش حذف می شود. تغییرات میکروساختاری باعث ایجاد نواحی مختلف جوش می شود که این نواحی شامل فلز پایه (BM) (Base Metals)، ناحیه تحت عملیات ترمومکانیکی (TMAZ) (Thermo-Mechanically Affected Zone)، ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) (Heat Affected Zone)، ناحیه اغتشاش (SZ) (Stir Zone) و متأثر از جوش می باشد (شکل ۱). در ناحیه فلز پایه حرارت به اندازه ای نیست که سبب تغییر در ساختار ناحیه جوش شود و ناحیه متأثر از جوش که نسبت به دیگر نواحی بیشترین فاصله را از خط مرکزی جوش دارد در حین فرآیند تغییر شکل پلاستیکی نمی دهد، اما میکروساختار تغییر کرده و بر خواص مکانیکی تاثیر می گذارد. در ناحیه متأثر از حرارت و کار مکانیکی نیز روی فلز تغییراتی انجام می شود. ناحیه اغتشاش که در واقع محل تماس قطعه کار و پین است، ناحیه ای با تبلور مجدد کامل می باشد و ماده در دمای بالا تحت تغییر شکل نسبتاً شدید قرار می گیرد [۱-۳]. از طرفی دیگر جوشکاری فلزات ناهمسان یا غیرهمجنس (DMW) (Dissimilar Metal Welding) به طور مکرر برای اتصال فولادها به کار برده می شود. این روش اغلب در جایی استفاده می شود که به تغییر در خواص مکانیکی و یا نحوه عملکرد نیاز است. برای مثال یکی از پرکاربردترین جوش های ناهمسان، جوشکاری فولادهای کربنی و فولاد زنگ نزن آستنیتی است که به صورت گسترده در سامانه های تبدیل انرژی استفاده می شود. جوشکاری فلزات غیرمشابه همچنین در ساخت مخازن و مبدل های حرارتی برای صنایع مختلف به کار می رود. قطعاتی که در دمای بالا کار می کنند از فولاد زنگ نزن و برای آن هایی که در دمای پایین کار می کنند از فولاد کربنی و فریتی استفاده می شود. [۴-۵]

پارامترهای جوشکاری مانند سرعت حرکت ابزار و سرعت چرخش ابزار بر ریز ساختار مناطق مختلف جوش و در نتیجه مقاومت به خوردگی تاثیر مهمی دارند. همچنین این تاثیر برای اتصالات

غیرهمسان به دلیل تداخل عناصر آلیاژی در مناطق مختلف و تاثیر سیکل گرم و سرد شدن حائز اهمیت بیشتری است. در این تحقیق اتصال فولاد زنگ نزن ۳۰۴ به فولاد ساده کربنی st37 مورد بررسی قرار گرفته و ریز ساختار و مقاومت به خوردگی نواحی مختلف جوش در اتصالات ایجاد شده به روش جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی مورد مطالعه قرار می گیرد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- انجام جوشکاری

برای این بررسی، ورق هایی با ضخامت ۳ میلی متر از فولاد زنگ نزن ۳۰۴ و فولاد ساده کربنی st37 به کمک دستگاه فرز عمودی و به روش جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی به صورت لب به لب متصل شدند. درصد عناصر این فولادها در جدول ۱ ارائه شده است. در حین فرآیند، گاز خنثی آرگون برای جلوگیری از اکسیداسیون بر سطح ابزار جوش دمیده شد. فولاد st37 در سمت پیشرونده و فولاد زنگ نزن ۳۰۴ در سمت پسرونده قرار گرفت. جوش به صورت دوطرفه یا پشت و رو انجام شد. ابزار جوش از جنس کاربید تنگستن به قطر پایین ۵/۵، قطر بالای ۶/۴ و ارتفاع ۲/۷ میلی متر مورد استفاده قرار گرفت.

سرعت جوشکاری ۱۰۰ mm/min و ۵۰ و زاویه انحراف ۳° (زاویه ابزار نسبت به محور افقی) و سرعت چرخش ابزار ۸۰۰ rpm و ۶۰۰، انتخاب شد و نمونه هایی طبق جدول ۲ تهیه شدند.

FSW در هر سرعت جوشکاری و سرعت چرخش ابزار بر روی ماده خاصی امکان پذیر نیست. در صورت فراهم نبودن شرایط در پشت ابزار حفره تشکیل خواهد شد و جوش معیوب می شود. بنابراین تشکیل جوش بدون عیب باید در محدوده خاصی از سرعت جوشکاری و چرخش ابزار صورت بگیرد. نمونه جوش با سرعت چرخش ۴۰۰ rpm و سرعت پیشروی ۱۰۰ mm/min دارای ساختاری معیوب شد.

۲-۲- ارزیابی ساختار و سنجش رفتار خوردگی

نمونه هایی به عرض ۵ mm از قطعه جوشی که همه ی مناطق اعم از فلز پایه st37 و ۳۰۴، منطقه تحت تاثیر حرارت، منطقه تحت تاثیر عملیات ترمودینامیکی و منطقه همزده شده را در برداشت تهیه شدند. به کمک کاغذ سمباده تا شماره ۱۰۰۰ آماده سازی نمونه انجام گرفت. آنجایی که دو فلز مختلف در این تحقیق به کار گرفته شد،

جدول ۱- ترکیب شیمیایی ورق های فولادی مورد استفاده بر حسب درصد وزنی.

Material	Ni	Cr	S	P	Mn	Si	C	Mo	Fe
st37 steel	0.03	0.07	0.005	0.007	0.56	0.03	0.11	0.01	Base
304 steel	8.44	18.50	0.01	0.03	1.33	0.55	0.034	0.17	Base

جدول ۲- شرایط جوشکاری FSW و نحوه نامگذاری نمونه‌ها.

سرعت چرخش ابزار rpm	سرعت پیشروی mm/min	مشخصه نمونه جوش
۴۰۰	۵۰	۴۰۰-۵۰
۶۰۰	۵۰	۶۰۰-۵۰
۶۰۰	۱۰۰	۶۰۰-۱۰۰
۸۰۰	۵۰	۸۰۰-۵۰
۸۰۰	۱۰۰	۸۰۰-۱۰۰

رویش 1 mV/sec و دامنه پتانسیل $250 - 1600$ میلی ولت نسبت به پتانسیل مدار باز (ocp) انجام شد. برای تحلیل و استخراج نتایج حاصل از آزمون پلاریزاسیون از نرم افزار CorrView استفاده شد. آزمون امپدانس الکتروشیمیایی در دامنه فرکانس 1 mHz تا 100 kHz در 30 نقطه انجام شد و همچنین از نرم افزار Zview برای تعیین مدار معادل مناسب، مقادیر ظرفیت خازن و مقاومت مدار مدنظر استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی درشت ساختار جوش و فلز پایه

شکل ۱ تصاویر میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی پایین از مقطع جوش را نشان می‌دهد. این تصاویر با میکروسکوپ مدل Olympus G710 مشاهده و ثبت شد. فولاد st37 در سمت پیشرونده (چپ) و فولاد ۳۰۴ در سمت پسرونده (راست) تصویر قرار دارد. همانگونه که مشاهده می‌شود سیلان مواد باعث مخلوط شدن دو فولاد و به وجود آمدن شکل شبه گردابی در ناحیه همزده جوش‌ها گردیده است. در لایه‌های متناوبی از دو فولاد در کنار هم قرار دارند. در بین این لایه‌های متناوب اتم‌های آهن و عناصر آلیاژی فولاد در یکدیگر نفوذ کرده و باعث ایجاد اتصال شده‌اند. علت مشخص بودن مرز بین دو فولاد پاسخ متفاوت هر کدام به محلول حکاکی است.

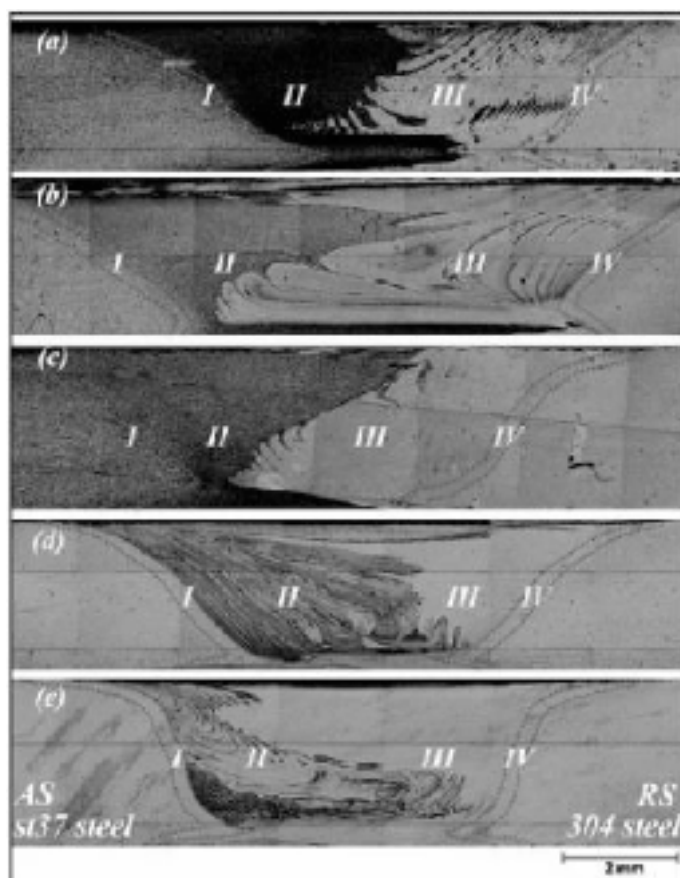
همانگونه که در شکل ۱ دیده می‌شود، اتصال‌ها را می‌توان علاوه بر دو فلز پایه به چهار بخش اصلی دسته بندی نمود. در دو طرف اتصال، فلز پایه st37 و ۳۰۴ قرار دارند. به سمت پیشرونده و در کنار فلز پایه st37، ناحیه تحت تاثیر حرارت (HAZ) در فولاد st37 قرار دارد (ناحیه I). این ناحیه همانگونه که انتظار می‌رود دارای پهنای اندکی است زیرا حرارت ورودی جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی نسبت به روش ذوبی کمتر می‌باشد. در کنار این بخش ناحیه همزده فولاد st37 قرار داشته (II) که در کنار ناحیه همزده فولاد ۳۰۴ (III) قرار گرفته است. دو ناحیه همزده st37 و ۳۰۴ در قسمت‌های

برای حکاکی هر یک نیاز به محلول جداگانه بود برای فولاد st37 محلول نایتال ۲٪ و برای فولاد ۳۰۴ حکاکی الکترولیتی بدون تاثیر بر فولاد کربنی، ولتاژ 5 V dc ، 2 A ، 20 ثانیه در محلول اسید کرومیک انجام شد. همچنین نمونه‌ها در محلول اسید استیک ۲ مولار به همراه کلرید فریک طبق استاندارد ASTM-G46 غوطه‌ور شدند. غوطه‌وری به مدت 24 و 48 ساعت به طول انجامید و پس از آن نمونه‌ها خارج شده، با آب و استون شستشو و خشک شدند. عکس‌های میکرو و ماکرو از نمونه‌ها با میکروسکوپ نوری مدل (Olympus XB60-Olympus G710) و استریوگرام تهیه و مورد مطالعه قرار گرفتند.

۳-۲- آزمون‌های الکتروشیمیایی

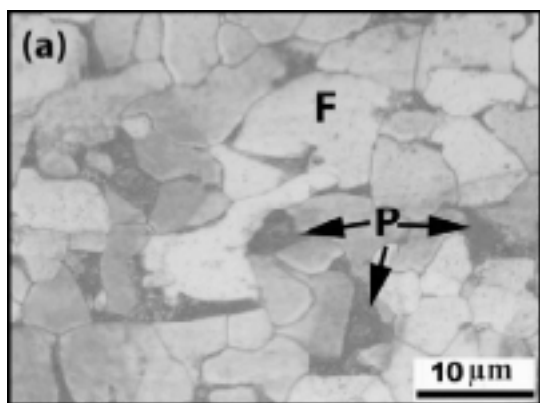
نمونه‌هایی با ابعاد مشخص از نواحی مختلف جوش که شامل فلز پایه فولاد زنگ نزن ۳۰۴، ناحیه اغتشاش فولاد زنگ نزن ۳۰۴، ناحیه مرزی، ناحیه اغتشاش فولاد ساده کربنی و فلز پایه فولاد ساده کربنی تهیه و به کمک سمباده زنی به ترتیب از سمباده شماره ۶۰ تا ۲۰۰۰ آماده سازی نمونه شد. این نمونه‌ها از نمونه جوش با بهترین خواص مکانیکی به کد مشخصه ۱۰۰-۸۰۰ تهیه شد.

آزمون الکتروشیمیایی برای بررسی تاثیر پارامترها بر رفتار خوردگی این روش جوشکاری انجام شد. این آزمون‌ها به وسیله فلت سل (Flatcell) به قطر 10 میلی متر از منطقه اغتشاش جوش هر کدام از نمونه‌های جوش که شامل ناحیه اغتشاش فولاد زنگ نزن ۳۰۴، ناحیه مرزی، ناحیه اغتشاش فولاد ساده کربنی بود انجام گرفت. برای آزمون‌های الکتروشیمیایی از دستگاه پتانسیواستات مدل (PARSTAT 2273) استفاده شد. روش کار به روش مرسوم سه الکترودی بوده که در آن الکترود شمارنده (Counter Electrode) گرافیت، الکترود مرجع Ag/AgCl (Refrence Electrode) و الکترود کاری (Working Electrode) نمونه‌های جوش و فلز پایه مورد آزمون است. مدت زمان غوطه‌وری الکترود کاری قبل از شروع آزمایش در الکترولیت $3/5$ ٪ کلرید سدیم به منظور رسیدن به حالت پایا 1 ساعت در نظر گرفته شد. آزمون پلاریزاسیون با نرخ



شکل ۱- تصویر بزرگنمایی پایین از مقاطع عرضی جوش‌ها: (a) ۴۰۰-۵۰، (b) ۶۰۰-۵۰، (c) ۱۰۰-۶۰، (d) ۵۰-۸۰، (e) ۱۰۰-۸۰ نواحی I و II به ترتیب HAZ و SZ را در فولاد st37 و نواحی III و IV به ترتیب نواحی SZ و TMAZ را در فولاد ۳۰۴ نشان می‌دهد.

پرلیت ریز است و محل قرارگیری این منطقه بین فلز پایه و HAZ با ریزدانه‌گی کامل قرار دارد. ناحیه دیگر در HAZ فولاد st37، ناحیه ریزدانه‌گی کامل می‌باشد این ناحیه مابین منطقه همزده و HAZ با ریزدانه‌گی جزئی قرار گرفته است. شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزدانه‌گی جزئی و کامل (سمت راست ریزدانه‌گی جزئی و سمت چپ ریزدانه‌گی کامل) در جوش‌های مختلف را نشان می‌دهد.



شکل ۲- ریزساختار فریتی پرلیتی فلز پایه فولاد st37.

میانی به صورت لایه‌های متناوبی از دو فولاد دیده می‌شوند. بخش IV ناحیه تحت تاثیر عملیات ترمودینامیکی در فولاد ۳۰۴ است که در کنار فلز پایه ۳۰۴ قرار گرفته است.

۳-۲- بررسی ریز ساختار

۳-۲-۱- بررسی ریزساختار فلز پایه فولاد st37

شکل ۲ تصویر ریزساختار فلز پایه فولاد st37 را نشان می‌دهد. فولاد st37 از دانه‌های هم محور فریت با قطر $15\ \mu\text{m}$ و ساختار پرلیتی در بین آن‌ها تشکیل شده است.

۳-۲-۲- ریزساختار ناحیه تحت تاثیر حرارت در فولاد st37

این ناحیه (HAZ) فقط تحت تاثیر حرارت (بدون تغییر شکل) بوده و خود از دو بخش تشکیل شده است. از آنجایی که حرارت ورودی در FSW کم می‌باشد این عامل باعث کوچک شدن HAZ و تغییرات متالورژیکی کمتری می‌شود. به همین دلیل است که HAZ همانطور که در شکل ۱ دیده می‌شود باریک است. دو نوع ریزساختار را می‌توان در HAZ فولاد st37 مشاهده نمود. ناحیه اول ریزدانه‌گی جزئی (Partial grain-refining region) دارد که دارای دانه‌های بزرگ فریت و پرلیت تجزیه شده به فریت و

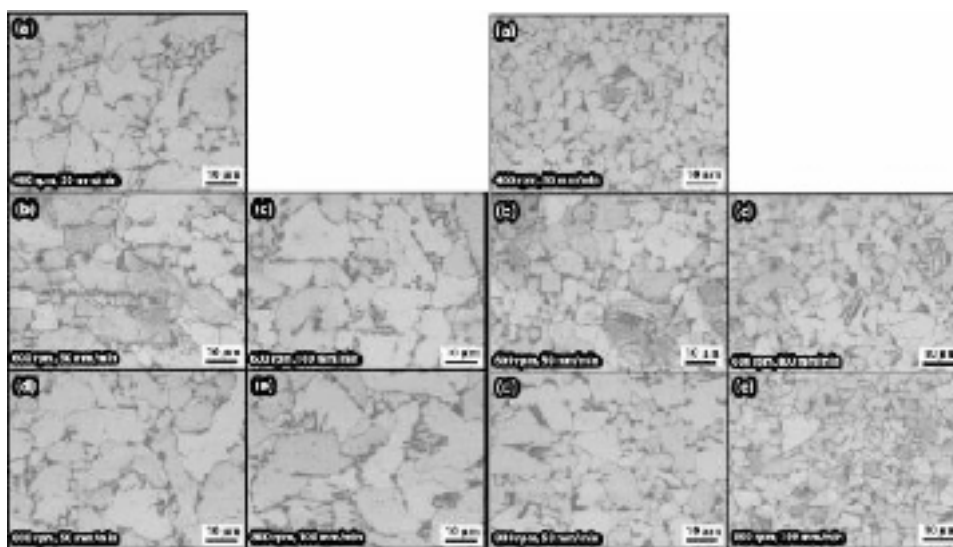
۳-۲-۳- ریزساختار ناحیه همزده فولاد st37

ناحیه همزده فولاد st37 در مرکز جوش FSW قرار دارد (ناحیه II در شکل ۱). این ناحیه دارای دو ریزساختار متفاوت می باشد. نوع اول حاوی فریت - پرلیت (عکس سمت راست شکل ۴) و نوع دوم حاوی فریت مرز دانه ای، فریت ویدمن اشتاتین، مارتنزیت و مجموعه هایی از فریت و ذرات بسیار ریز سمانتیت می باشد (عکس سمت چپ شکل ۴). اگرچه این دو نوع ریزساختار در برخی مناطق با هم مخلوط بوده و به دقت قابل تفکیک نیستند. شکل ۴ تصویر میکروسکوپی از نواحی حاوی ریزساختار فریتی-پرلیتی را نشان می دهد. این نواحی بیشتر در مرکز ناحیه همزده

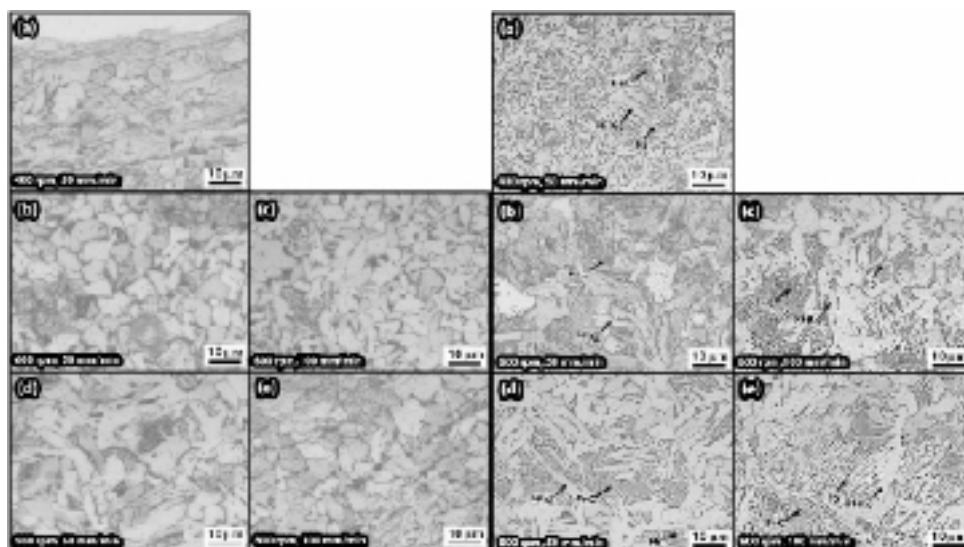
مشاهده می شود. از آنجا که ساختار فریت-پریت در نرخ سرد شدن کم تشکیل می شود این ساختار در مرکز ناحیه همزده که در آنجا نرخ سرد شدن کمتر است دیده می شود [۶].

۳-۲-۴- ریزساختار ناحیه مرزی دو فولاد در ناحیه همزده

در ناحیه همزده جوش ها، دو فولاد با یکدیگر مخلوط شده و فصل مشترکی بین آن ها تشکیل می شود. شکل ۵ ناحیه مرزی دو فولاد را نشان می دهد که می توان در تصاویر میکروسکوپ نوری مرز مشخصی بین دو فولاد مشاهده نمود. همانطور که دیده می شود فصل مشترک دو فولاد در حد چندین میکرومتر بوده و نفوذ عناصر آلیاژی در این محدوده صورت گرفته است.



شکل ۳ - تصاویر میکروسکوپ نوری از نواحی ریزدانه گی جزئی (سمت راست) و ریزدانه گی کامل (سمت چپ) HAZ فولاد st37 در جوش های مختلف.



شکل ۴ - تصاویر میکروسکوپ نوری از نواحی حاوی انواع فریت (به رنگ روشن) و پرلیت (به رنگ تیره) در ناحیه همزده فولاد st37 در جوش های مختلف. تصاویر سمت چپ از نواحی حاوی فریت مرز دانه ای (PF(G))، ویدمن اشتاتین (FS) و مجموعه های فریت+سمانتیت در ناحیه همزده فولاد st37.

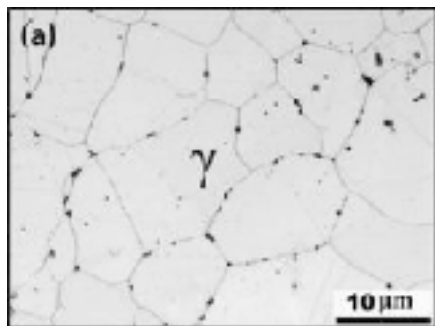
در این ناحیه بر خلاف ناحیه همزده، بازبلوری رخ نداده است. در این ناحیه مقدار تغییر شکل و همچنین دما کمتر از ناحیه همزده می باشد، بنابراین مقدار کرنش به مقدار کرنش بحرانی لازم برای وقوع بازبلوری پویا نمی رسد. محققان وقوع بازیابی پویا را در این ناحیه در FSW فولادهای زنگ نزن آستیتی گزارش کرده اند. [۷].

۳-۲-۷- ناحیه HAZ در فولاد ۳۰۴

در جوشکاری ذوبی فولادهای زنگ نزن آستیتی امکان رسوب کاربیدهای غنی از کروم در مرز دانه های ناحیه HAZ وجود دارد که این مساله مقاومت به خوردگی را کاهش می دهد. این پدیده را حساس شدن می نامند که در آن، اتم های کربن در دمای بالا به مرز دانه ها نفوذ کرده و با کروم ترکیب می شوند. رسوب کاربیدهای کروم به مقدار کربن و مدت زمان قرار گرفتن ماده در دمای بالا بستگی دارد [۷]. اما در FSW غیر همجنس فولاد st37 به فولاد ۳۰۴ نشانه ای از رسوب کاربیدهای کروم مشاهده نشد.

۳-۲-۸- ریزساختار فلز پایه فولاد ۳۰۴

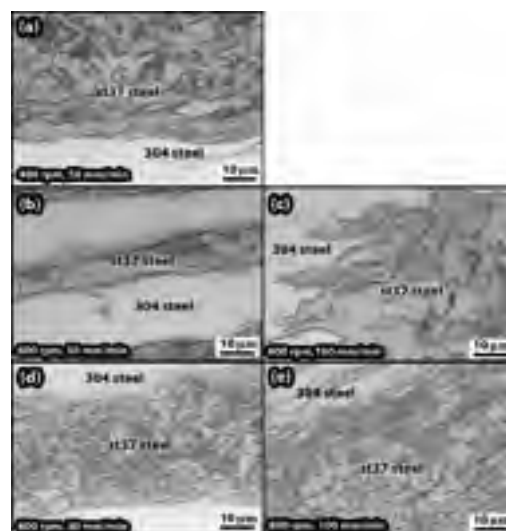
فولاد ۳۰۴ در سمت پسرونده جوش ها قرار دارد. شکل ۷ ریزساختار فولاد ۳۰۴ را نشان می دهد. فولاد ۳۰۴ از دانه های هم محور آستینیت با اندازه قطر دانه $18 \mu m$ تشکیل شده است. اثری از فریت در ریزساختار فولاد ۳۰۴ دیده نمی شود.



شکل ۷ - تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز پایه فولاد ۳۰۴.

۳-۴- بررسی خوردگی ساختارها توسط آزمون غوطه وری

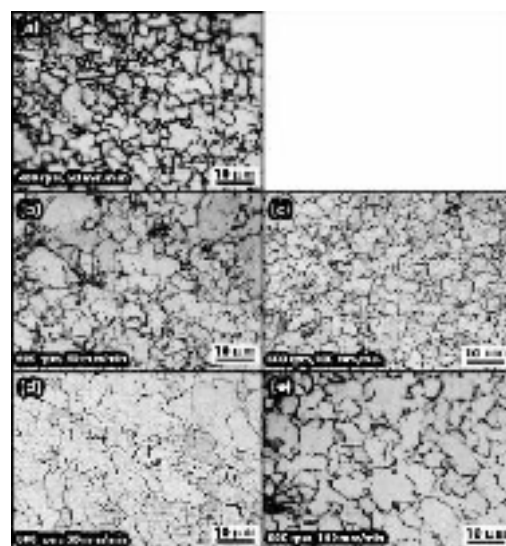
نتایج نمونه های جوش غیرمشابه جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی پس از تست غوطه وری حاکی از وجود خوردگی گالوانیک است. به این صورت که خوردگی فقط شامل قسمت های فولاد ساده کربنی st37 شده است و هیچ اثری از خوردگی در فولاد زنگ نزن ۳۰۴ را مشاهده نمی کنیم. در خوردگی گالوانیک که در اثر اختلاف پتانسیل بین دو فلز متصل به هم ایجاد می شود فلز نجیب تر حفاظت و سرعت خوردگی در فلز فعال تر افزایش می یابد. در اینجا فولاد زنگ نزن در حالت پسو بوده و نسبت به فولاد کربنی پتانسیل نجیب تری دارد. حتی در قسمت همزده جوش ۳۰۴ که حاوی لایه های نازک شده از این فولاد است اثر مشخصی از خوردگی وجود ندارد. در شکل ۸ مناطق خورده شده فولاد



شکل ۵ - تصاویر میکروسکوپ نوری از فصل مشترک دو فولاد.

۳-۲-۵- ریزساختار ناحیه همزده فولاد st37

ناحیه همزده در مرکز جوش های FSW در سمت فولاد ۳۰۴، ناحیه همزده قرار دارد (مطابق ناحیه III در شکل ۱). شکل ۶ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نواحی همزده جوش های مختلف را نشان می دهد. همانگونه که دیده می شود دانه های آستینیت در این نواحی دچار بازبلوری شده و در حالت مقایسه ای قطر آن ها از $18 \mu m$ به حدود $11-5 \mu m$ رسیده است.



شکل ۶ - تصویر میکروسکوپ نوری از نواحی همزده فولاد ۳۰۴ جوشهای مختلف

۳-۲-۶- ریزساختار ناحیه تحت تاثیر عملیات ترمومکانیکی در فولاد ۳۰۴

با رفتن از سمت مرکز جوش به فولاد پایه ۳۰۴، ناحیه باریکی به نام TMAZ قرار دارد (مطابق ناحیه IV در شکل ۱) ناحیه تحت تاثیر عملیات ترمومکانیکی از دانه های تغییر شکل داده شده آستینیت تشکیل شده است.

کم دانه‌ها توجیه نمود. حدود احتمالی این منطقه در شکل ۹ نشان داده شده است.



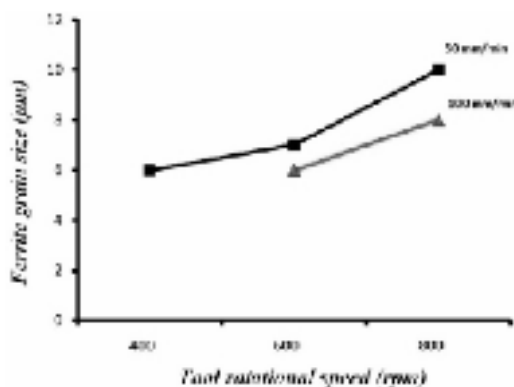
شکل ۹ - منطقه تحت تاثیر حرارت در نمونه ۵۰۰-۶۰۰.

۳-۴-۳ خوردگی ناحیه همزده فولاد

ناحیه همزده یا همان SZ رفتار خوردگی متفاوت‌تری نسبت به دیگر مناطق دارد. این منطقه از سه ناحیه همزده فولاد st37، ناحیه مرزی دو فولاد و ناحیه همزده فولاد ۳۰۴ تشکیل شده است.

ناحیه همزده فولاد st37

نمودار تغییر اندازه دانه فریت در ناحیه همزده فولاد st37 بر اساس متغیرهای جوشکاری در شکل ۱۰ آمده است. همانطور که دیده می‌شود با افزایش سرعت پیشروی جوشکاری یا کاهش سرعت چرخش ابزار (کاهش حرارت ورودی و دمای جوشکاری)، اندازه دانه فریت کمتر خواهد شد. می‌توان گفت با کاهش دمای FSW، اندازه دانه آستنیت کوچکتر خواهد شد و در نتیجه به دلیل وجود محل‌های بیشتر جوانه زنی آستنیت، فریت و پرلیت ناشی از آن ظریفتر خواهند بود. در نهایت اندازه دانه فریت از حدود ۱۵ μm در فلز پایه به ۶-۱۰ μm در ناحیه همزده جوش‌ها می‌رسد.



شکل ۱۰ - رابطه اندازه دانه فریت در ناحیه همزده فولاد st37 و شرایط جوشکاری FSW

st37 در سمت چپ و فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ حفاظت شده در سمت راست قابل مشاهده است.



شکل ۸ - نمونه پس از تست غوطه‌وری.

طبق سری گالوانیک [۸] فولاد زنگ نزن به خاطر وجود عناصری هم چون کرم و نیکل و قابلیت روین شدن دارای پتانسیل نجیب‌تری است. به دلیل بالاتر بودن این نوع فولاد در سری گالوانیک، در مقابل فولاد ساده کربنی، نقش کاتد را در اتصال غیرمشابه بازی می‌کند و عملاً توسط فولاد ساده کربنی به صورت کاتدی حفاظت می‌شود و فولاد کربنی نقش آند فدا شونده را برای فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ ایفا کرده و دچار خوردگی سریع‌تر می‌گردد.

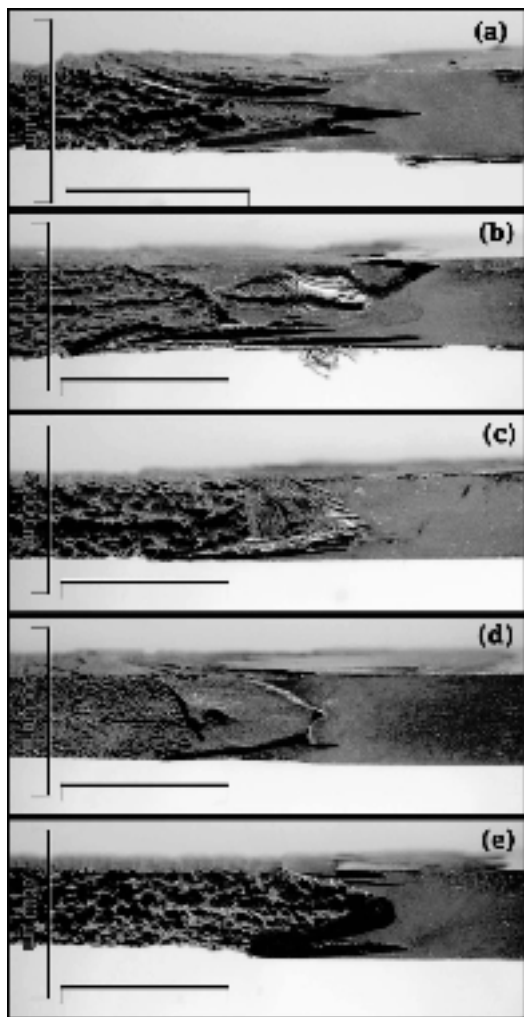
۳-۴-۱ خوردگی فلز پایه فولاد st37

در این منطقه خوردگی را می‌توان به وضوح مشاهده کرد و به ظاهر بیشترین خوردگی را نسبت به دیگر مناطق نشان می‌دهد که علت آن وسعت فلز پایه نسبت به دو منطقه دیگر از فولاد st37 (منطقه تحت تاثیر حرارت و منطقه همزده شده) است. نمونه ۵۰-۴۰۰ بیشترین خوردگی را در فلز پایه دارد و به ترتیب نمونه‌های ۱۰۰-۶۰۰ و ۵۰-۶۰۰ کمتر از نمونه قبلی و در آخر نمونه‌های ۵۰۰-۸۰۰ و ۱۰۰-۸۰۰ کمترین مقدار خوردگی در فلز پایه را دارند.

فلزات پایه فولاد زنگ نزن ۳۰۴ و فولاد st37 در همه‌ی نمونه جوش‌ها ثابت است و هر یک دارای درصد عناصر یکسان و ساختار مشابه هستند پس این مناطق در مقدار خوردگی همسان هستند اما مقدار خوردگی نمونه جوش‌ها با سرعت‌های متغیر در این مناطق متفاوت است. علت متغیر بودن مقدار خوردگی فلز پایه در جوش‌های مختلف اندازه تشکیل مناطق کاتدی با حضور لایه‌های مختلف است که در آن‌ها مقدار نفوذ و ضخامت هر یک، مساحت مناطق آندی و کاتدی متفاوت است. برای مثال در نمونه‌ای که نفوذ یا کشیدگی لایه‌های فولاد ۳۰۴ در فولاد st37 زیاد باشد قاعدتاً خوردگی فولاد st37 بیشتر است چون مساحت کاتد بیشتر و مقدار خوردگی فولاد st37 برای حفاظت بیشتر فولاد زنگ نزن بیشتر می‌شود.

۳-۴-۲ خوردگی ناحیه تحت تاثیر حرارت در فولاد st37

با توجه به ریزساختار، منطقه تحت تاثیر حرارت در فولاد st37 مستعد به خوردگی بیشتری نسبت به فلز پایه دارد. کوچک شدن اندازه دانه‌های در فولاد ساده کربنی تمایل به خورده شدن را بیشتر می‌کند [۹]. به طور کلی، در تصاویر میکروسکوپی با بزرگنمایی کم از نمونه‌ها بعد از تست خوردگی این مناطق قابل تشخیص نیستند و تغییری در خوردگی نسبت به فلز پایه نمی‌توان دید. علت را می‌توان با کم دامنه یا نازک بودن منطقه تحت تاثیر حرارت و تغییر اندازه



شکل ۱۱- سطح مقطع جوشها و اندازه نفوذ لایه ی فولاد زنگ نزن ۳۰۴ (a) نمونه جوش ۵۰-۴ (b) نمونه جوش ۵۰-۶۰ (c) نمونه جوش ۱۰۰-۶۰ (d) نمونه جوش ۵۰-۸۰ (e) نمونه جوش ۱۰۰-۸۰

در ناحیه همزده فولاد زنگ نزن ۳۰۴ به دلایل ذکر شده، افزایش اندازه دانه و کاهش مناطق مرزی را در نمونه های سرعت بالا می توان مشاهده کرد. مطابق توضیحات عنوان شده در هیچ یک از نمونه ها با وجود نازک شدن لایه های فولاد ۳۰۴، هیچ گونه خوردگی در فولاد زنگ نزن رخ نداده است.

۳-۵-آزمون الکتروشیمیایی پلاریزاسیون

شکل ۱۲ منحنی پلاریزاسیون از دو فلز پایه فولاد زنگ نزن ۳۰۴ و فولاد ساده کربنی st37 را نشان می دهد. با توجه به نمودارهای پلاریزاسیون برای فلزات پایه، پارامترهای حاصل از آن در جدول ۳ ذکر شده است. فولاد زنگ نزن در این محلول مقاومت به خوردگی بهتری را از فولاد کربنی نشان می دهد. فولادهای زنگ نزن از جمله فلزات با قابلیت تشکیل فیلم پسیو می باشند. در مقابل فولادهای ساده کربنی در اغلب محیط ها از این مزیت برخوردار نیستند. فولادهای زنگ نزن مقاومت به خوردگی بالای خود را مدیون لایه محافظ

همانگونه که دیده می شود، با افزایش سرعت چرخش ابزار (ω) یا کاهش سرعت جوشکاری (V)، اندازه دانه های بازبلوری شده افزایش می یابد. با توجه به معادله (۱)، با افزایش ω یا کاهش V، حرارت ورودی و در نتیجه دمای تغییر شکل افزایش می یابد. با افزایش دمای تغییر شکل، اندازه دانه های بازبلوری شده افزایش می یابد.

$$q = (2\pi/3V) \times \mu \times P \times m \times R_p \times \eta \quad (1)$$

در این معادله q مقدار حرارت ورودی، μ ضریب اصطکاکی، P فشار عمودی بر حسب کیلو نیوتن، ω سرعت چرخشی بر حسب دور بر ثانیه، R_p شعاع ابزار بر حسب متر، ω ضریب بازدهی و V سرعت جوشکاری بر حسب میلی متر بر ثانیه است. بنابراین می توان به طور تقریبی حرارت ورودی را برای نمونه ۵۰-۴۰۰ به عنوان مثال محاسبه نمود:

$$\text{معادله (۲)}$$

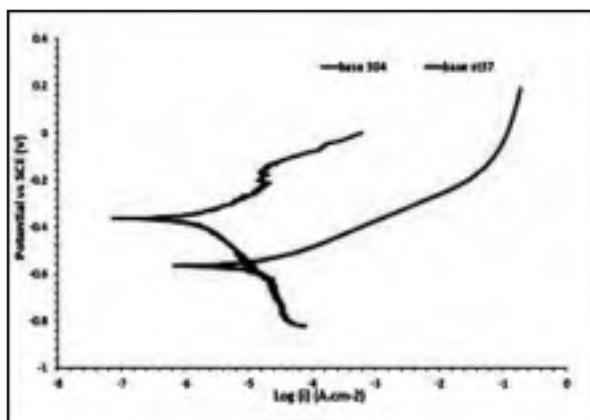
$$q = (2\pi/3 \times 0.0003) \times 0.3 \times 13 \times 6.67 \times 0.016 \times 0.8 = 0.57 \text{ kJ/mm}$$

با توجه به معادله ۱ بیشترین حرارت ورودی در نمونه ۱۰۰-۸۰ و کمترین آن در ۵۰-۴۰۰ است. خوردگی در منطقه SZ فولاد ساده کربنی به دو عامل اندازه دانه و وسعت مناطق مرزی وابسته است. طبق گفته های بالا با افزایش حرارت، که در اثر افزایش سرعت صورت می گیرد باعث درشت شدن دانه ها می شود و عاملی برای کاهش خوردگی می باشد [۱۱-۱۰] و این عامل دلیل موثقی برای رفتار خوردگی بهتر برای نمونه های ۵۰-۸۰ و ۱۰۰-۸۰ می باشد و عملاً شدت خوردگی بیشتر در نمونه های ۵۰-۴۰۰ تا ۵۰-۶۰۰ توجیه می شود.

ناحیه مرزی بین دو فولاد

در مناطق مرزی با توجه به معادله ۱، افزایش سرعت چرخش پین و سرعت پیشروندگی فرآیندی توام با دمای بالاتر را به همراه دارد که در نتیجه افزایش سیالیت و کاهش مناطق مرزی را نشان می دهد. از طرفی کاهش سیالیت به شکل گیری منطقه همزدگی با لایه های ضخیم تر کمک چشم گیری می کند. در شکل شماره ۱۱ حضور لایه های ۳۰۴ در st37 در اثر خوردگی در نمونه های سرعت پایین (a تا c) نمایان شده است. با افزایش فصل مشترک بین دو فولاد خوردگی فولاد st37 به سبب اتفاق افتادن خوردگی گالوانیک، شدت بیشتری می گیرد [۱۳-۱۲]. همچنین شکل ۱۱ مناطق مرزی از جوش پس از تست خوردگی را نشان می دهد که بیشترین خوردگی به ترتیب در نمونه های ۵۰-۴۰۰، ۵۰-۶۰۰ و ۱۰۰-۶۰۰ هستند و کمترین خوردگی را در نمونه های ۵۰-۸۰ و ۱۰۰-۸۰ می توان دید.

غنی از اکسید کروم هستند [۱۴].



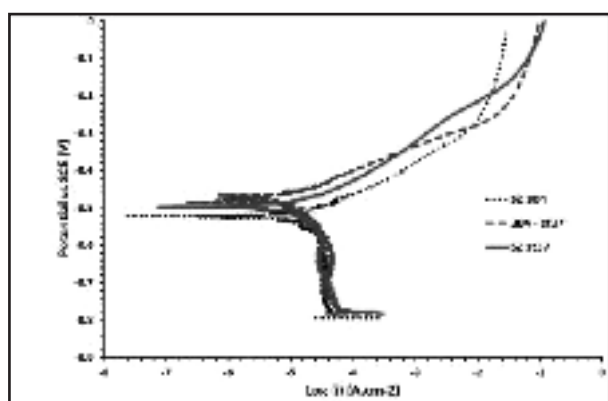
شکل ۱۲ - منحنی پلاریزاسیون دو فلز پایه فولاد زنگ نزن ۳۰۴ و فولاد ساده کربنی st37

برای فولادها واکنش کاتدی که روی سطح رخ می‌دهد، احیای اکسیژن می‌باشد و واکنش آندی، انحلال آندی است.



برای فولاد زنگ نزن درون حفره مکانیزم متفاوت می‌باشد. در واکنش آندی، انحلال فلز صورت گرفته و در پی آن یون فلز هیدرولیز می‌گردد. سپس هیدروکسید تولید شده با یون کلر به درون حفره مهاجرت کرده و کلرید آهن تولید می‌شود. در مرحله بعد کلرید آهن با آب واکنش داده و دوباره هیدروکسید تولید می‌شود. برای فولاد ساده کربنی st37 در محیط آبی واکنش کاتدی که روی سطح رخ می‌دهد همانند آنچه در فولاد زنگ نزن گفته شد احیای اکسیژن می‌باشد. همچنین تولید یون آهن واکنش

آندی است و خوردگی به صورت یکنواخت اتفاق می‌افتد. شکل ۱۳ منحنی پلاریزاسیون نواحی مختلف جوش در قسمت فولاد زنگ نزن و فولاد ساده کربنی می‌باشد. در برخی نمونه‌ها علی‌الخصوص برای فولاد زنگ نزن ۳۰۴ منحنی‌های خوردگی دارای نویز بود که علت را می‌توان به موضعی بودن خوردگی و نیز مقاومت بالای فیلم پسیو نسبت داد. مقادیر خوردگی بدست آمده از نواحی مختلف جوش غیرهمجنس FSW فولاد st37 و فولاد زنگ نزن ۳۰۴ طی آزمون پلاریزاسیون در جدول ۴ آورده شده است. مطابق با منحنی‌های پلاریزاسیون و نتایج استخراج شده در جدول ذکر شده، ناحیه فلز پایه فولاد st37 بیشترین سرعت و مقدار خوردگی را نسبت به فولاد دیگر مناطق جوش دو فولاد دارد.



شکل ۱۳ - منحنی پلاریزاسیون از مناطق مختلف جوش.

در منطقه اغتشاش (SZ)، بیشترین خوردگی در ناحیه همزده فولاد ساده کربنی st37 است. منطقه همزده فولاد ۳۰۴ رفتار خوردگی بهتری نسبت به منطقه مرزی و ناحیه همزده st37 نشان می‌دهد که این به ماهیت فولاد زنگ نزن و وجود کروم در این فولاد ارتباط دارد.

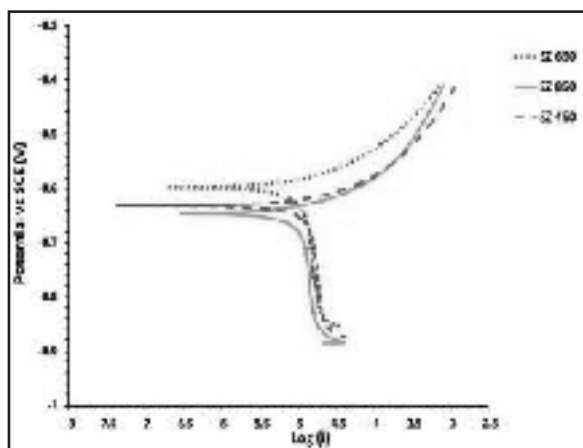
جدول ۳- پارامترهای پلاریزاسیون دو فلز پایه.

نمونه	E_{corr} (mV vs. SCE)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	β_a (mV/decade)	β_c (mV/decade)	Corrosion rate (mpy)
فولاد کربنی st37	-۲۶۵	۲۵۰۱	۱۱۶	-۴۰۶	۱۱۰۷
فولاد زنگ نزن ۳۰۴	-۲۶۹	۳۰۷	۱۵۶	۴۳۶	۱۰۵

جدول ۴- پارامترهای پلاریزاسیون استخراج شده از منحنی مناطق مختلف جوش.

sample	E_{corr} (mV vs. SCE)	β_a (mV/decade)	β_c (mV/decade)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	Corrosion rate (mpy)
Base st37	-۲۶۵	۱۱۶	-۴۰۶	۱۵۰۱	۱۱۰۷
SZ (st37)	-۲۶۵	۲۰۰۶	۲۵۲	۲۰	۲۰۰
SZ (st37-st 304)	-۲۶۸	۳۳۰۲	-۲۲۲۰	۱۱۰۸	۱۰۰
SZ (st 304)	-۲۶۵	۲۵۰۵	۱۵۰	۳	۳
Base st304	-۲۶۹	۱۵۶	۴۳۶	۳۰۷	۱۰۵

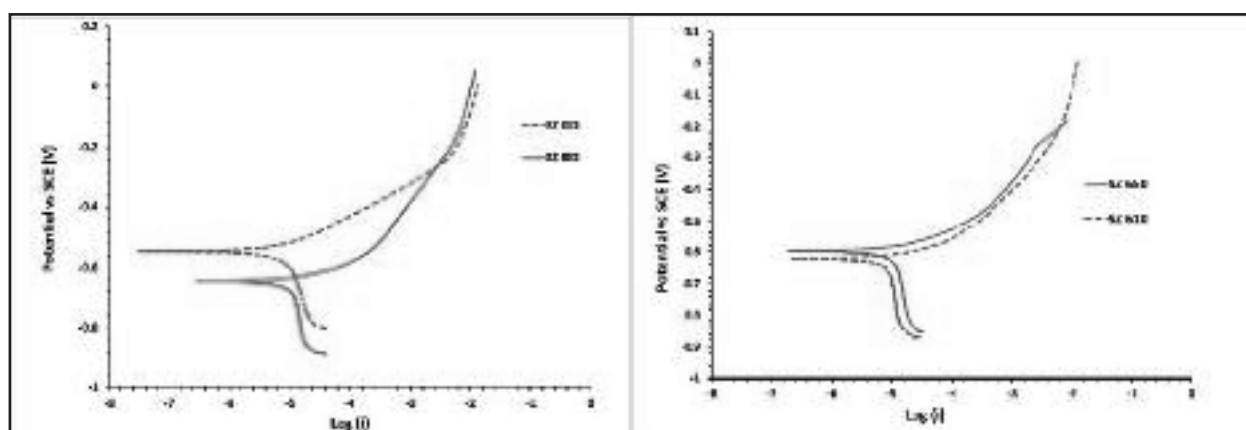
الکتروشیمیایی موجب افزایش مقاومت به خوردگی می شود که این نتایج را می توان در نمونه های ۵۰-۶۰۰ و ۱۰۰-۶۰۰ با سرعت چرخش ثابت ۶۰۰ rpm و سرعت پیشروی ۱۰۰ mm/min و ۵۰ و نمونه های ۵۰-۸۰۰ و ۱۰۰-۸۰۰ به همین صورت مشاهده کرد.



شکل ۱۴ - اثر افزایش سرعت چرخش در منطقه اغتشاش.

جدول ۵ - پارامترهای آزمون پلاریزاسیون افزایش سرعت چرخش در منطقه اغتشاش.

sample	E_{corr} (mV vs. SCE)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	b_c (mV/decade)	β_a (mV/decade)	Corrosion rate (mpy)
SZ-450	-۰.۳۱	۲۰.۶	۳.۵	۱۰.۱	۱.۳
SZ-650	-۰.۳۰۱	۲۳	۳.۷	۱۲.۰	۱.۰
SZ-850	-۰.۳۲۰	۲۰.۸	۴.۹۰	۱۹.۱	۰.۵



شکل ۱۵ - اثر افزایش سرعت پیشروی در نمونه با سرعت چرخش ۶۰۰ و ۸۰۰ rpm.

جدول ۶ - پارامترهای آزمون پلاریزاسیون اثر افزایش سرعت پیشروی در نمونه با سرعت چرخش ۶۰۰ و ۸۰۰ rpm.

sample	E_{corr} (mV vs. SCE)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	b_c (mV/decade)	β_a (mV/decade)	Corrosion rate (mpy)
SZ-610	-۰.۳۱	۱۳.۹	۴.۱	۲۹.۳	۰.۳۸
SZ-650	-۰.۳۰۱	۲۳	۳.۷	۱۲.۰	۱.۰
SZ-810	-۰.۳۱۵	۱۴	۱.۱۲	۹.۳۳	۰.۳۱
SZ-850	-۰.۳۰۰	۲۰.۸	۴.۹۰	۱۹.۱	۰.۵

۳-۵-۱ تاثیر تغییر پارامترهای جوشکاری بر آزمون پلاریزاسیون الکتروشیمیایی

در تاثیر تغییر پارامترهای جوشکاری بر آزمون پلاریزاسیون الکتروشیمیایی منحنی های پلاریزاسیون با تغییر سرعت دوران در شکل ۱۴ و ۱۵ نشان داده شده است و داده های حاصل از آن در جداول ۵ و ۶ گزارش شده است. با توجه به نتایج استخراج شده از نمودارها، مشاهده می شود که با افزایش سرعت چرخش پین و افزایش سرعت پیشروی رفتار خوردگی بهبود یافته است. علت کاهش نرخ خوردگی را می توان به اندازه دانه های ناحیه همزده دو فولاد نسبت داد [۱۳-۱۵]. نمودار تغییر اندازه دانه های فریت در ناحیه همزده فولاد st37 بر اساس تغییر متغیرهای جوشکاری در شکل ۹ آورده شده است. همان گونه که دیده می شود با افزایش سرعت چرخش ابزار اندازه دانه های باز بلوری شده افزایش می یابد. با توجه به معادله ۱ افزایش W یا کاهش V، حرارت ورودی و در نتیجه دمای تغییر شکل افزایش می یابد. با افزایش دما تغییر شکل اندازه دانه های باز بلوری شده افزایش می یابد. از طرف دیگر افزایش سرعت جوشکاری مطابق با نتایج حاصل از آزمون های

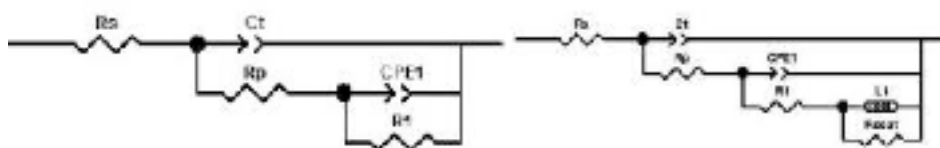
۳-۶ آزمون امپدانس الکتروشیمیایی

مدار پیشنهادی بالا شامل مقاومت محلول بین الکترودهای مرجع و کاری (R_s)، یک مقاومت پلاریزاسیون یا انتقال بار در سطح تماس محلول / الکترود (R_p)، یک خازن لایه دو گانه در این سطح تماس (C_p)، ظرفیت خازنی پوشش یا لایه اکسیدی (C_{PEI}) و مقاومت تشکیل خوردگی حفره ای یا تخلخل (R_i) می باشند. (R_{coat} , $L1$) مربوط به الفاکر جهت فیت بهتر که در تطابق با نمودار نایکوئیست در فرکانس های پایین تشکیل شده است اضافه شدند. علت حضور الفاکر کاملاً مشخص نیست [۱۶] اما پیشنهادهایی مثل جذب و واجذب روی سطح الکترود یا تشکیل لایه پسیو که مانع حرکت راحت الکترون ها در یک مدار AC می گردند و می توان در مقایسه با نفوذ واکنش های شیمیایی آهسته و سینتیک آهسته در یک سلول الکتروشیمیایی در نظر گرفته شوند [۱۷-۱۸] ناگفته نماند که تفسیر اثرات القایی ظاهر شده در فرکانس های پایین به راحتی میسر نیست و چگونگی ارتباط دادن این اثرات القایی به فرآیندهایی که در سیستم الکتروشیمیایی روی می دهد هنوز مبهم است [۱۸].

تأثیر سرعت پیشروی بر روی مقاومت به خوردگی در سرعت چرخش بین ۶۰۰ و ۸۰۰ rpm مورد بررسی قرار گرفت. با توجه به نتایج استخراج شده از نمودارهای نایکوئیست نشان داده شده در شکل ۱۸ و تطبیق آن با مدارهای معادل ذکر شده، جدول شماره ۸ تنظیم شده است. مشاهده می شود که در سرعت چرخش ثابت، با افزایش سرعت پیشروی افزایش مقاومت را به همراه دارد. نمونه جوش ۱۰۰-۸۰۰ مقاومت به خوردگی بالاتر از نمونه جوش ۵۰-۸۰۰ و نمونه جوش ۵۰-۶۰۰ مقاومت بیشتر از نمونه ۵۰-۶۰۰ نشان داده است. از طرفی در در سرعت پیشروی ثابت ۱۰۰ rpm نمونه جوش با سرعت ۸۰۰ مقاومت بیشتری نسبت به جوش با سرعت ۶۰۰ را داراست که متناقض با جوشکاری در سرعت پیشروی ۵۰ است و در این سرعت پیشروی (۵۰) نمونه ۵۰-۶۰۰ مقاومت بیشتری نسبت به نمونه ۵۰-۸۰۰ نشان داده است.

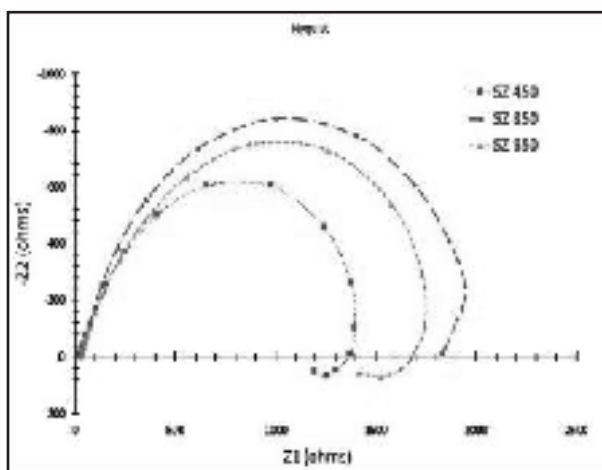
جدول ۷ - پارامترهای حاصل از شبیه سازی نتایج آزمون امپدانس برای اثر افزایش سرعت چرخش پین.

sample	R_s (Ω)	C_p -T (μF)	C_p -P (μF)	R_p (Ω)	CPE -T (μF)	CPE -P (μF)	R_i (Ω)	$L1$ (H)	R_{coat} (Ω)
SZ 150	78	127.4	1.3	500.5	1.11	1.78	111.7	4.07e-5	36.1
SZ 650	78	127.4	1.37	379.4	1.11	1.78	122.7	1.11e-5	377
SZ 850	76	127.4	1.3	17	1.11	1.78	137.7	1.11e-5	64.5



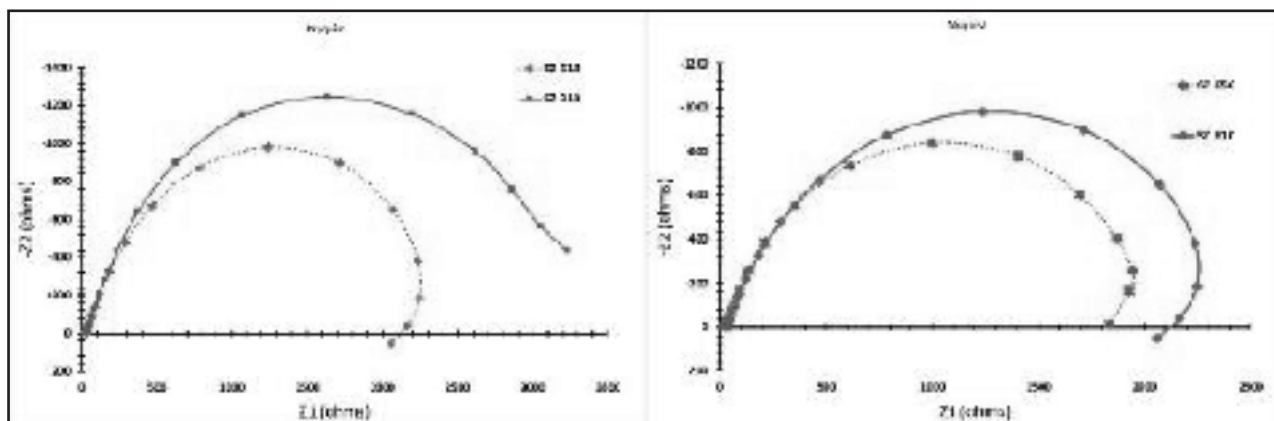
شکل ۱۷ - مدار معادل مورد استفاده برای تحلیل نمودارهای آزمون امپدانس.

آزمون امپدانس الکتروشیمیایی از منطقه اغتشاش که شامل سه قسمت، همزده فولاد ساده کربنی st37، ناحیه مرزی دو فولاد و ناحیه همزده فولاد زنگ نزن ۳۰۴ است در محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم انجام شد. منحنی های نایکوئیست با تغییر سرعت دوران در سرعت پیشروی ثابت ۵۰ mm/min بر میزان خوردگی مقطع اتصال در شکل ۱۶ نشان داده شده است و داده های حاصل از آن در جدول ۷ گزارش شده است. با توجه به نتایج استخراج شده از نمودارها، بیشترین مقاومت در سرعت ۸۰۰ rpm و کمترین در ۴۰۰ rpm بدست آمد. سرعت ۸۰۰ rpm مقاومت به خوردگی میان این دو را دارا می باشد.



شکل ۱۶ - اثر افزایش سرعت چرخش پین در نمودار نایکوئیست آزمون امپدانس.

بر اساس توضیحات عنوان شده و شکل منحنی های امپدانس، مدار معادل مربوط به منحنی ها توسط نرم افزار Zview تعیین شد. بهترین فیت با مدار شکل ۱۷ بدست آمد که از فیت قابل قبولی برخوردار بود و نتایج با خطاهای کمتر از ۱۵ درصد حاصل شدند.



شکل ۱۸ - منحنی نایکوئیست اثر افزایش سرعت پیشروی در نمونه با سرعت چرخش ۶۰۰ و ۸۰۰ rpm.

جدول ۸. پارامترهای حاصل از شبیه سازی نتایج آزمون امپدانس برای اثر افزایش سرعت پیشروی در نمونه با سرعت چرخش ۶۰۰ و ۸۰۰ rpm

sample	R_s (Ω)	CPE_1 (μF)	CPE_2 (μF)	R_p (Ω)	CPE_1 (μF)	CPE_2 (μF)	R_t (Ω)	L_t (H)	R_{cor} (Ω)
SZ 650	70	1.77	0.47	7700	1.77	0.47	1877	1.17	221
SZ 610	70	1.77	0.47	7700	1.77	0.47	1877	1.17	221
SZ 850	70	1.77	0.47	7700	1.77	0.47	1877	1.17	221
SZ 810	70	1.77	0.47	7700	1.77	0.47	1877	1.17	221

نتیجه گیری

در این تحقیق، اتصال فولاد زنگ نزن ۳۰۴ و فولاد ساده کربنی st۳۷ به روش جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی در سرعت پیشروی ابزار ۱۰۰ و ۵۰ mm/min و سرعت های چرخش ابزار ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰ rpm با موفقیت انجام شد. نتایج نشان داد که خوردگی در فلز پایه ۳۰۴ عملا رخ نداده است و به صورت کاتدی توسط خوردگی فولاد st۳۷ حفاظت شده است. در مناطق مرزی جوش، برای نمونه های با سرعت چرخش و پیشروی بیشتر خوردگی کمتری مشاهده شد که به افزایش حرارت نسبت داده شد بدین ترتیب که در اثر افزایش حرارت، درشت شدن دانه ها رخ می دهد و عاملی برای کاهش شدت خوردگی است. نهایتاً بهترین مقاومت به خوردگی برای نمونه با سرعت ابزار ۸۰۰ rpm تعیین شد.

مراجع

- [1] A. Scialpi, M.De. Giorgi, L. A. C. De Filippis, R. Nobile, F.W. Panella, Mechanical analysis of ultra-thin friction stir welding joined sheets with dissimilar and similar materials, *Materials & Design*, Vol. 29, No. 5, 2008, Pp.928-936.
- [2] Simar, Aude, Y. Bréchet, B. D Meester, A. Denquin, C. Gallais, and T. Pardoën, Integrated modeling of friction stir welding of 6xxx series Al alloys: Process, microstructure and properties, *Progress in Materials Science*, Vol. 57, No. 1, 2012, Pp.95-183.
- [3] C.G Rhodes, M.W. Mahoney, W. Bingel, R. A. Spurling, and C. Bampton, Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum, *Scripta materialia*, Vol.36, No. 1, 1997, Pp. 69-75.
- [4] A. Joseph, K. Sanjai, T. Jayakumar, and N. Murugan, Evaluation of residual stresses in dissimilar weld joints, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 82, No. 9, 2005, Pp. 700-705.
- [5] N. Arivazhagan, S. Surendra, S. Prakash, and G. Madhusudhan Reddy, An assessment of hardness, impact strength, and hot corrosion behaviour of friction-welded dissimilar weldments between AISI 4140 and AISI 304, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 39, No. 7-8, 2008, Pp. 679-689.

- [6] A. Rollett , F.J Humphreys, G.S. Rohrer, and M. Hatherly, Recrystallization and related annealing phenomena, Elsevier, 2004.
- [7] S.H.C Park , Y.S. Sato, H. Kokawa, K. Okamoto, S. Hirano, and M. Inagaki, Microstructural characterisation of stir zone containing residual ferrite in friction stir welded 304 austenitic stainless steel, Science and Technology of Welding & Joining, Vol. 10, No. 5, 2005, Pp. 550-556.
- [8] H. Uhlig, H. Henry, Uhlig's corrosion handbook, Edited by R. Winston Revie. John Wiley & Sons, Vol. 51, 2011.
- [9] 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 Vol. 397, No. 1 ,2005, Pp. 376-384.
- [10] Y.S. Sato, , H. Yamanoi, H. Kokawa, and T. Furuhashi, Microstructural evolution of ultrahigh carbon steel during friction stir welding, Scripta materialia, Vol. 57, No. 6 , 2007, Pp. 557-560.
- [11] M. Rifai, H. Miyamoto, H. Fujiwara, Effects of Strain Energy and Grain Size on Corrosion Resistance of Ultrafine Grained Fe-20%Cr Steels with Extremely low C and N Fabricated by ECAP, International Journal of Corrosion Vol. 38, No. 386865, 2015, Pp 9.
- [12] A.D. Schino, J.M. Kenny , Grain size dependence of mechanical, corrosion and tribological properties of high nitrogen stainless steels, Journal of materials science, Vol. 38, 2003, Pp. 3257 – 3262,
- [13] Q. Li-yuan, L. Jian-she, J. Qing, Effect of grain size on corrosion behavior of electrodeposited bulk nanocrystalline Ni, Trans.Nonferrous Met.soc.china, Vol. 20, 2010, Pp. 82-89.
- [14] ای. ای. استنزیبری، ر.ا. باچانان، اصول خوردگی الکتروشیمیایی، ترجمه مریم احتشام زاده، انتشارات دانشگاه شهید باهنر کرمان، ۱۳۸۹
- [15] E.M Sherif , A.H Seikh , Effects of Grain Refinement on the Corrosion Behaviour of Microalloyed Steel in Sulphuric Acid Solutions, Int. J. Electrochem. Sci , Vol. 7, 2012 ,Pp.7567 – 7578.
- [16] W.C Chen , T.C Wen , The Finding of Inductive Behavior for Polyaniline via Electrochemical Impedance Spectra, J. Electroanal.Chem, Vol.161, 1984, Pp.419-25.
- [17] A. Lasia ,B.E Conway, J. Bockris ,J. Kluwer ,Electrochemical Impedance Spectroscopy and Its Applications, Modern Aspects of Electrochemistry, Academic/Plenum Publishers, Vol. 32, 1999, Pp. 143-248.
- [18] I. Epelboin ,C. Gabrielli ,M. Keddam,H. Takenouti, A model of anodic behavior of iron in sulphuric acid mediim, Electrochimical Acta, 1975, Pp. 913-916.