

بهبود جوش‌های GMAW آلیاژ آلومینیوم AA6061-T6 با استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی

غلامرضا حیدری^{۱*}، سعید علی اکبری^۲

^{۱*} استادیار، مجتمع آموزش عالی فنی مهندسی اسفراین
^۲ دکتری، دانشکده معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

*نویسنده مسئول: g.heidari976@gmail.com

تاریخ دریافت: ۱۴۰۳/۰۶/۲۱ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۱۲/۲۹

چکیده

در این تحقیق دو ورق از جنس آلیاژ آلومینیوم AA6061-T6 توسط روش جوشکاری تحت گاز محافظ (GMAW) تحت جوشکاری قرار گرفتند و سپس جوش‌ها بدون هیچ فرایند اضافی تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفتند. مشاهدات نشان داد فرایند اصطکاکی اغتشاشی موجب بهبود ساختار و رفع عیوب جوش می‌گردد. همچنین بطور کلی انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به افزایش نرخ خوردگی یکنواخت و کاهش مقاومت پلاریزاسیون گردید. نرخ خوردگی و مقاومت پلاریزاسیون نمونه GF100-900 به ترتیب به مقدار 0.18 mm/year و $18.7 \text{ k}\Omega \text{ cm}^2$ می‌باشد که در مورد نمونه جوش به ترتیب به مقدار 0.15 mm/year و $11.94 \text{ k}\Omega \text{ cm}^2$ می‌باشد. تغییر سرعت چرخش ابزار و سرعت پیشروی ابزار موجب تغییرات در خواص خوردگی و ریزساختاری جوش نهایی شد. افزایش سرعت چرخش و کاهش سرعت پیشروی موجب افزایش همگن شدن جوش، بزرگ شدن مهره جوش و منطقه جوش، کاهش اندازه دانه مهره جوش، منفی تر شدن پتانسیل خوردگی و افزایش نرخ خوردگی یکنواخت شد. همچنین مشاهدات نشان داد که مکانیزم غالب خوردگی حفره‌دار شدن می‌باشد. فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به توزیع رسوبات کاتدی و در نهایت منجر به توزیع یکنواخت حفرات خوردگی گردید. در واقع فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به کاهش عمق حفرات خوردگی و افزایش مقاومت به خوردگی حفره‌ای شد.

کلیدواژه: جوشکاری تحت گاز محافظ، فرایند اصطکاکی اغتشاشی، ریز ساختار، خوردگی حفره‌ای

Modification of GMAW Welds of AA6061-T6 Aluminum Alloy by Friction Stir Processing

G. Heidari^{1*}, S. Aliakbari²

^{1*} Assistant Professor, Corresponding author, Esfarayen University of Technology

²Ph.D, Mining and Metallurgical Engineering Department, Amirkabir University of Technology

* Corresponding Author: g.heidari976@gmail.com

Submission: 2024, 09, 11 Acceptance: 2025, 03, 19

Abstract

In this study two plates of AA6061-T6 aluminum alloy welded by gas metal arc welding technique. Then the FSP process was conducted on as-welded samples without removing the weld caps. Results showed that FSP modifies the microstructure and remove fusion weld defects. Friction stir processing resulted in the increase of homogenous corrosion rate and the decrease of polarization resistance. Corrosion rate and polarization resistance of GF100-900 sample was 0.018 mm/year and 18.7 kΩ, respectively, whereas corrosion rate and polarization resistance of as weld sample was 0.015 mm/year and 11.94 kΩ, respectively. Variation in rotational speed from 750 to 1050 rpm and traveling speed from 50 to 200 mm/min resulted in minor changes (approximately 1μm) in the grain size of nugget zone. The increase in rotational speed and the reduction in travel speed improved the homogeneity, increased the size of weld nugget zone, decreased the grain size of nugget zone, reduced the corrosion potential to more negative potential and increased the homogenous corrosion rate. Results also showed that pitting corrosion was a major corrosion mechanism of all samples. The FSP process resulted in the distribution of cathode inclusions and homogenous pitting corrosion. The FSP process resulted in the reduction of the depth of pits and therefore increasing the pitting corrosion resistance.

Keywords: Gas metal arc welding (GMAW), Friction stir processing, Microstructure, Pitting corrosion.

۱- مقدمه

آلومینیوم به‌طور کلی مقاومت عالی به خوردگی دارد. نوع خوردگی آلومینیوم بیشتر به‌صورت موضعی است. خوردگی موضعی معمولاً به‌صورت یک حفره شروع می‌شود و سپس به‌صورت خوردگی بین دانه ای ادامه می‌یابد و در ادامه رشد آنها موجب ایجاد حفرات میکروسکوپی و خوردگی انتخابی می‌گردد. خوردگی مرز دانه‌ای نیز یکی از مکانیزم‌های خوردگی است که شامل خوردگی روی مرز دانه‌ها و نقاط مجاور است. این نوع خوردگی حاصل فرایند خوردگی میکروگالوانیک در مرز دانه‌ها می‌باشد.

در آلیاژ ۶۰۶۱ مقدار بالای مواد آلیاژی موجب ایجاد رسوب‌های بین فلزی می‌شود. رسوبات غنی از آهن و غنی از سیلیسیم رسوبات رایج در آلیاژ ۶۰۶۱ هستند که موجب افزایش سرعت خوردگی می‌شوند [۱-۳]. جوشکاری یکی از تکنیک‌های رایج در ساخت قطعات می‌باشد. یکی از روش‌های رایج برای جوشکاری آلیاژ AA 6061 روش ذوبی است. در روش‌های جوش ذوبی تشکیل ساختار دندریتی و غیر همگنی جوش موجب کاهش مقاومت خوردگی جوش می‌شود [۴]. گرمای ناشی از فرایند و تغییر ترکیب موجب تغییر ریزساختار و توزیع رسوبات و در نتیجه ایجاد پیل گالوانیکی خوردگی می‌شود [۵ و ۶]. در حین جوشکاری حرارت تولیدی بالا موجب حساس شدن مرز دانه‌ها می‌شود. همچنین با کم شدن اندازه دانه در مهره جوش سرعت خوردگی بالا می‌رود. مقاومت خوردگی وابسته به ریز ساختار و ترکیب شیمیایی می‌باشد. بررسی جوش ذوبی آلیاژ AA6061-T6 با فلز پرکننده AA5356 نشان می‌دهد که خوردگی در منطقه ذوب به‌صورت حفره‌ای بوده و با ریز شدن دانه تا حد زیادی کاهش می‌یابد. [۷]. بررسی خوردگی جوش آلیاژ ۶۰۶۱ به‌وسیله فلز پرکننده ۴۰۴۳ نشان می‌دهد که پتانسیل خوردگی فلز جوش نسبت به فلز پایه بالاتر است. این مسئله می‌تواند به میزان سیلیسیم بالاتر فلز جوش مربوط باشد [۶]. یکی دیگر از فرایندهای رایج جوشکاری حالت جامد روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی^۱ است. این روش بیشتر برای فلزات سبک مانند آلومینیوم و منیزیم و برای اتصالات مشابه و

غیرمشابه استفاده می‌شود. برخلاف روش ذوبی، اتصال در حالت نیمه‌جامد انجام می‌گیرد. بعضی از تحقیقات فرایند اصطکاکی اغتشاشی^۲ را برای بهبود جوش‌های ذوبی آلومینیوم بکار برده‌اند. فرایند اصطکاکی اغتشاشی به‌صورت تکنیکی مشابه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی می‌باشد که اخیراً توسعه یافته است. این روش معمولاً برای فرایند سطح و نزدیک سطح بکار می‌رود. فرایند اصطکاکی اغتشاشی می‌تواند موجب بهبود ساختار و بهبود خواص مکانیکی گردد. این بهبود خواص مربوط به بهبود هندسه جوش، کاهش عیوب و بهبود ساختار می‌باشد [۸ و ۹]. در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی تشکیل دانه‌های ریز در مهره جوش موجب ایجاد ساختار حساس به خوردگی می‌شود [۱۰]. در این حالت ایجاد ساختار ریز دانه و افزایش مرز دانه‌ها موجب افزایش انرژی و افزایش سرعت خوردگی می‌گردد [۱۱]. البته برخی محققین بهبود مقاومت خوردگی با استفاده از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی را گزارش کرده‌اند [۲]. بسیاری از عیوب رایج جوشکاری از طریق استفاده از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی حذف می‌شود بنابراین بسیاری از تحقیقات از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی برای بهبود مقاومت خوردگی استفاده کرده‌اند [۱۲]. همچنین استفاده از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی موجب ریز تر شدن و انحلال این رسوبات می‌گردد [۱۱]. نرخ خوردگی وابسته به پارامترهای جوشکاری می‌باشد. سرعت چرخش ابزار و سرعت پیشروی ابزار دو پارامتر مهم در جوشکاری می‌باشد که در میزان و سرعت خوردگی جوش نیز مؤثر هستند. براساس کار جاربون و همکاران [۱۳] مشخص شده است که سرعت چرخش اثر بسیار مهمی روی کنترل محل خوردگی دارد. در سرعت‌های چرخش کم خوردگی بین‌دانه‌ای متمرکز در منطقه مهره جوش مشاهده می‌شود در حالی که در سرعت‌های چرخش بالا خوردگی در نقاط HAZ اتفاق می‌افتد. این افزایش خوردگی به خاطر حساس شدن مرز دانه‌ها ایجاد می‌شود که منجر به خوردگی بین‌دانه‌ای می‌گردد. در تحقیقی دیگر روی خوردگی آلیاژ ۵۰۸۶ که با

¹Friction Stir Welding

²Friction Stir Processing

فرایند اصطکاکی اغتشاشی جوشکاری شده بود، سرعت خوردگی در مهره جوش با افزایش سرعت چرخش افزایش یافت [۱۴].

در این تحقیق، اثر فرایند اصطکاکی اغتشاشی روی جوش آلایژ AA6061 مورد بررسی قرار گرفت. بعد از جوشکاری به وسیله روش GMAW^۱، جوش‌ها بدون هیچ فرایند اضافه‌ای تحت فرایند قرار گرفتند و اثر پارامترهای اصطکاکی اغتشاشی مورد بررسی قرار گرفت. جوش‌های حاصله، قبل و بعد از فرایند اصطکاکی اغتشاشی مورد بررسی‌های ریزساختاری و خوردگی قرار گرفتند.

۲- مواد و روش تحقیق

برای این تحقیق ورق آلایژ نورد شده آلومینیوم 6061-T6 (UNSAA6061)، با ضخامت ۸ mm و ابعاد ۱۲۰ mm × ۱۰۰ mm به عنوان فلز پایه مورد استفاده قرار گرفت. قبل از جوشکاری یک تکه شیار ۶۰ با عمق ۷ mm در قطعه با استفاده از ماشین کاری ایجاد گردید. سپس اکسید سطحی شیار با استفاده از کاغذ سنباده زدوده شده و قطعات با استون شستشو گردید. ورق‌های اولیه ابتدا به روش GMAW جوشکاری شدند. برای جوشکاری از فلز پرکننده AWS A5.10-80 ER5183 با قطر ۱ mm استفاده شد. سرعت تغذیه سیم جوش ۶/۵ m/min و سرعت جوشکاری ۲۰۰ mm/min بود. از گاز آرگون با دبی ۲۳/۵ l/min به عنوان محافظ جوش استفاده گردید. میزان جریان و ولتاژ به ترتیب بصورت ۱۴۳ A و ۲۳/۴ V تنظیم شدند. جوشکاری در حالت تخت و در جهت نورد انجام شد. لازم به ذکر است که پارامترها بر اساس آزمون و خطا و با هدف ایجاد جوش نسبتاً سالم انتخاب شده‌اند. سپس نمونه‌های جوشکاری شده بعد از سرد شدن کامل تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفتند. در فرایند اصطکاکی اغتشاشی از فولاد ابزار با جنس H13 سخت کاری شده (سختی HRC ۵۳) و با ابعاد ۲۱ mm × ۱ mm pitch × 8 mm Ø و شانه استوانه‌ای با قطر ۲۱ mm و شیب ۳ درجه به سمت داخل استفاده شد. نمونه‌های جوشکاری شده مطابق با جدول ۱ با سرعت چرخش

ابزار مختلف و سرعت پیشروی متفاوت تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفتند. در نهایت جوش‌ها بعد از انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی مورد بررسی قرار گرفتند. جهت بررسی برای هر کدام از نمونه‌ها یک شماره شناسایی اختصاص یافت. در این شماره شناسایی، حرف G به معنی انجام فرایند GMAW و حرف F به معنی انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی است. عدد اول به عنوان سرعت پیشروی ابزار و عدد دوم به عنوان سرعت چرخش ابزار است (جدول ۱).

بعد از جوشکاری GMAW و فرایند اصطکاکی اغتشاشی برای ساخت نمونه‌های آزمایش، ورق‌های جوشکاری شده عمود بر جهت جوشکاری بریده شدند. مطالعات میکروسکوپی نوری بر اساس استاندارد ASTM E407 و با استفاده از میکروسکوپ نوری OLAPUS انجام پذیرفت. سمباده زنی با استفاده از کاغذ سمباده کاربرد سیلیسیم تا شماره مش ۴۰۰۰ انجام گرفت و در آخر پولیش نهایی با استفاده از خمیر پولیش روی پارچه مخمل نرم انجام گرفت.

برای آشکارسازی ریزساختار از مایع حکاکی بهبود یافته کلر ((HF(3ml)+ HCl(1.5ml)+HNO₃(2.5ml)+H₂O(93 ml)) استفاده شد. برای تحلیل نتایج میکروسکوپی از قبیل اندازه دانه و اندازه مناطق از نرم افزار تحلیل تصویر (Clemex-Vision) استفاده گردید. به منظور آنالیز شیمیایی از طیف‌نگاری اشعه ایکس همراه با میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده گردید. به منظور مطالعه رفتار خوردگی نمونه‌ها از دستگاه پتانسیواستات-گالوانواستات اتولب (PGSTAT204) مجهز به نرم افزار NOVA1.11 استفاده شد. منحنی پلاریزاسیون تافل با استفاده از دستگاه پتانسیواستات-گالوانواستات رسم گردید و با استفاده از نرم افزار NOVA پتانسیل خوردگی و نرخ خوردگی به دست آمد. آزمایش پلاریزاسیون تافل در محدوده ولتاژ ۰/۲V- تا ۱/۴V- با نرخ اسکن ۱mV/s در محلول خوردگی NaCl ۳/۵ درصد وزنی انجام شد. نمونه‌ها جهت انجام آزمایش خوردگی ابتدا مانت شده و سپس تا شماره ۱۲۰۰ توسط کاغذ سمباده SiC سمباده زنی شدند. در مرحله بعد نمونه‌ها به صورت آلتراسونیک به ترتیب در استون و آب مقطر شستشو داده شدند و قبل از انجام آزمایش خوردگی به مدت ۲۴ ساعت در محلول

^۱Gas Metal Arc Welding

گستره فرکانس ۱۰۰/۱ kHz - ۰ و دامنه ولتاژ ۱۰ mV در پتانسیل مدار باز انجام گرفت. سپس یک مدار معادل مناسب جهت مطالعه و مقایسه رفتار خوردگی نمونه‌ها با استفاده از نرم‌افزار NOVA تعیین گردید.

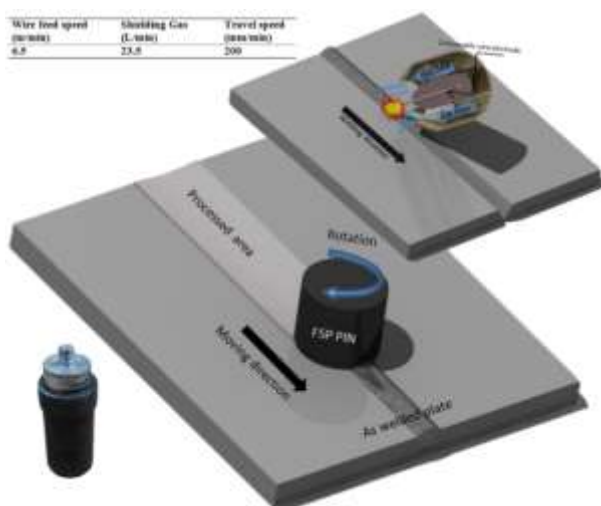
همچنین تست غوطه‌وری خوردگی به مدت ۲۴ ساعت در محلول NaCl ۳/۵ درصد وزنی انجام شد و سپس سطح خوردگی توسط میکروسکوپ نوری مورد ارزیابی قرار گرفت.

خوردگی غوطه‌ور شدند. جهت انجام آزمایش خوردگی از نمونه‌های جوشکاری شده و الکتروود Ag/AgCl و پلاتین به ترتیب به عنوان الکتروود کاری، الکتروود مرجع و الکتروود کمکی استفاده گردید.

همچنین آزمون پلاریزاسیون سیکنی جهت مشخص نمودن خوردگی حفره‌ای انجام گرفت. آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محلول خوردگی NaCl ۳/۵ درصد وزنی در

جدول ۱: پارامترهای جوشکاری و فرایند اصطکاکی اغتشاشی

شماره شناسایی نمونه	F100-900	GF200-900	GF50-900	GF100-1050	GF100-900	GF100-750
سرعت حرکت ابزار (mm/min)	۱۰۰	۲۰۰	۵۰	۱۰۰	۱۰۰	۱۰۰
سرعت چرخش ابزار (RPM)	۹۰۰	۹۰۰	۹۰۰	۱۰۵۰	۹۰۰	۷۵۰
ولتاژ جوشکاری GMAW (V)	-	۲۳/۴	۲۳/۴	۲۳/۴	۲۳/۴	۲۳/۴
جریان جوشکاری GMAW (A)	-	۱۴۳	۱۴۳	۱۴۳	۱۴۳	۱۴۳
نرخ جریان گاز جوشکاری GMAW (L/min)	۲۳/۵	۲۳/۵	۲۳/۵	۲۳/۵	۲۳/۵	۲۳/۵



شکل ۱. طرح‌واره جوش GMAW و سپس بهبود جوش بوسیله فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

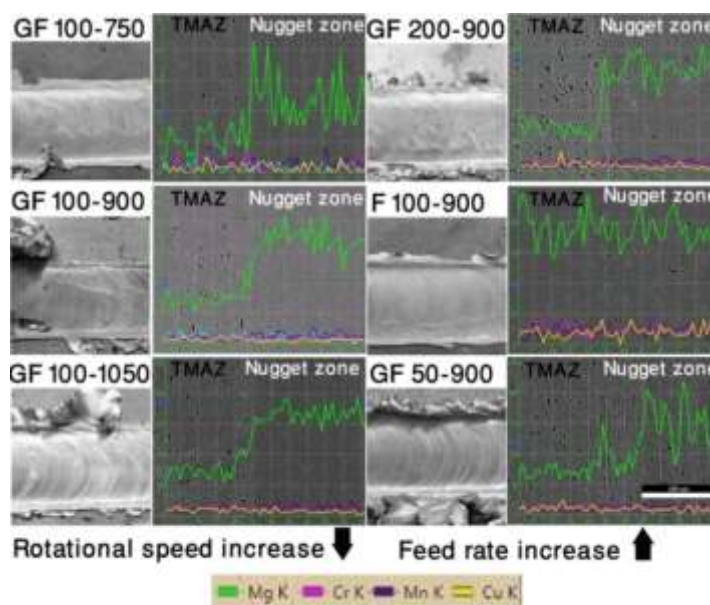
۳- نتایج و بحث

۳-۱- ماکروساختار، ریزساختار و ظاهر جوش

ابتدا پارامترهای مناسب جوشکاری توسط آزمون و خطا تعیین گردیدند و سپس نمونه‌ها توسط روش GMAW تحت جوشکاری قرار گرفتند. در مرحله بعد فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر روی جوش‌ها انجام گرفت. همان‌گونه که در شکل ۲ قابل مشاهده است مقادیر مختلفی پلیسه خصوصاً در سمت پشت سر^۱ جوش ایجاد شده است. میزان تشکیل پلیسه و ضخامت پلیسه با افزایش سرعت چرخش ابزار و کاهش سرعت پیشروی ابزار (افزایش میزان کار پلاستیک و حرارت ورودی جوش) افزایش می‌یابد. همان‌گونه که در تصویر نیز مشخص است، بیشترین میزان پلیسه در سرعت پیشروی ۵۰ mm/min و سرعت چرخش ۹۰۰ rev/min و کمترین میزان پلیسه در کمترین میزان حرارت ورودی (۱۰۰ mm/min و ۷۵۰ rev/min) مشاهده گردید. آنالیز خطی نشان می‌دهد که با افزایش کار پلاستیک فرایند اصطکاکی اغتشاشی (افزایش سرعت چرخش و کاهش

سرعت پیشروی ابزار)، ترکیب شیمیایی مهره جوش یکدست‌تر و یکنواخت‌تر می‌شود. این پدیده نشانگر اثر کار پلاستیک در همگن‌تر کردن جوش است (شکل ۲).

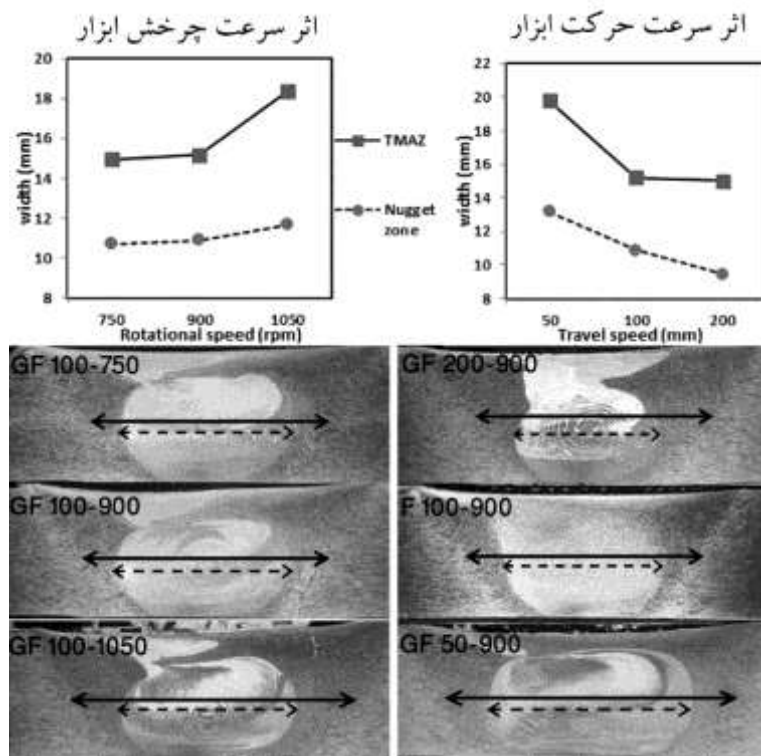
همان‌گونه که شکل ۳ نشان می‌دهد، افزایش سرعت چرخش ابزار و کاهش سرعت پیشروی ابزار موجب افزایش اندازه مهره جوش و عرض منطقه TMAZ^۲ می‌گردد. افزایش سرعت چرخش ابزار و کاهش سرعت پیشروی موجب افزایش کار پلاستیک و افزایش حرارت تولیدی جوش می‌گردد و در نتیجه موجب بزرگ شدن منطقه جوش و TMAZ می‌گردد. بیشترین اندازه منطقه TMAZ و مهره جوش مربوط به بالاترین سرعت چرخش (GF100-1050) و کمترین سرعت پیشروی (GF50-900) (۹۰۰) است. مقایسه بین GF100-900 و F100-900 نشان می‌دهد که فرایند GMAW عرض مهره جوش و TMAZ را افزایش می‌دهد. جوش با سرعت چرخش ابزار بالاتر و سرعت پیشروی کم، موجب افزایش تعداد حلقه‌های ایجاد شده ساختار پیازی شکل در منطقه مهره جوش و افزایش اختلاط می‌شوند.



شکل ۲. تصاویر جوش و آنالیز خطی جوش در سطح مشترک مهره و TMAZ بعد از فرایند اصطکاکی اغتشاشی با پارامترهای مختلف.

¹retreading

²Thermo-Mechanically Affected Zone

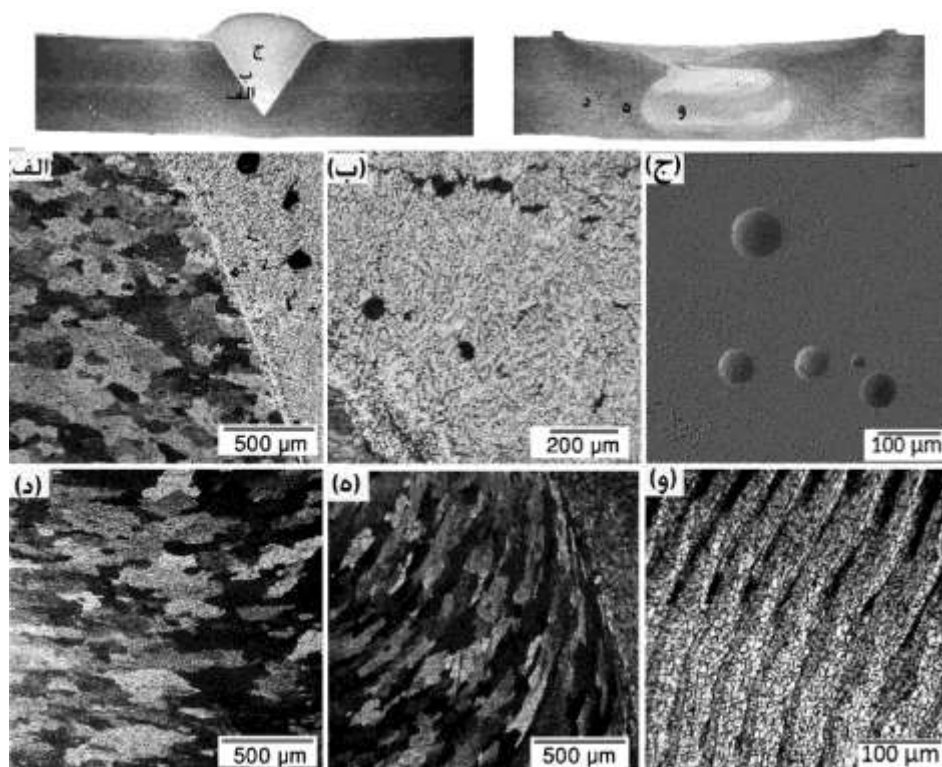


شکل ۳. اثر سرعت چرخش و پیشروی ابزار روی ماکرو ساختار جوش، عرض مهره جوش و عرض منطقه TMAZ.

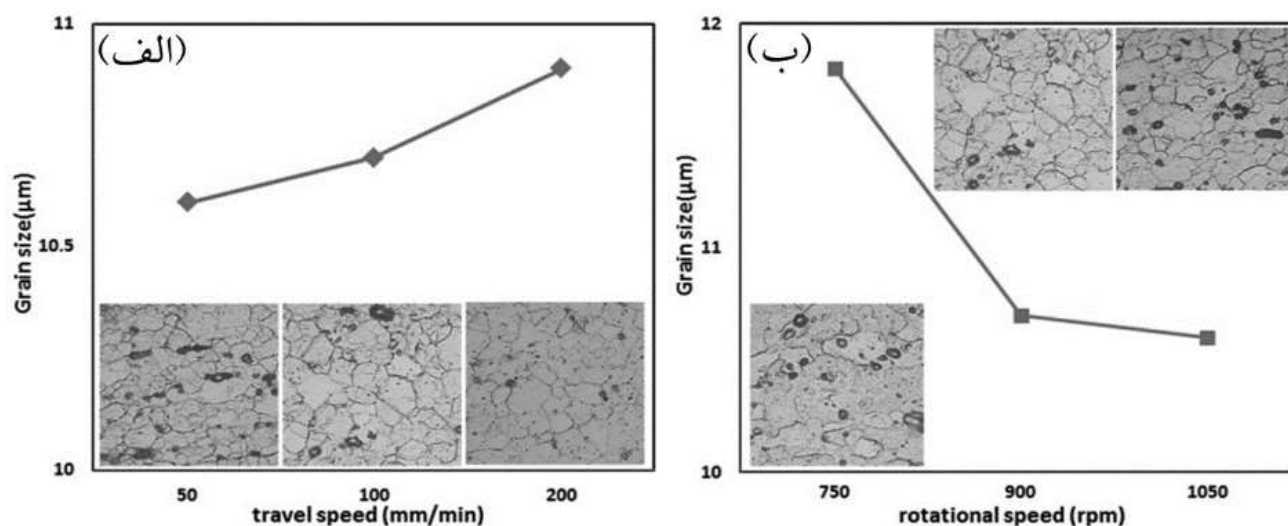
محققین این مسئله را به تبلور مجدد دینامیکی مربوط دانسته‌اند [۱۷-۱۵].

اندازه دانه مهره جوش متناسب با سرعت پیشروی ابزار تغییر می‌کند (شکل ۵ الف). زمانی که سرعت حرکت ابزار از ۵۰ به ۱۰۰ و سپس به ۲۰۰ افزایش می‌یابد، اندازه دانه مهره جوش به ترتیب به مقدار $10.6 \mu\text{m}$ ، $10.7 \mu\text{m}$ و $10.9 \mu\text{m}$ می‌باشد؛ اما اندازه دانه نسبت معکوس با سرعت چرخش ابزار دارد و با افزایش سرعت چرخش ابزار اندازه دانه کاهش می‌یابد (شکل ۵ ب). همان‌گونه که از نتایج مشخص است، علیرغم تغییر زیاد در سرعت چرخش ابزار و سرعت پیشروی ابزار، تغییر کمی در اندازه دانه ایجاد می‌شود که نشان از این است که مکانیسم حاکم تبلور مجدد دینامیکی هندسی است [۱۶]. لئو و همکاران [۱۸] نیز افزایش اندازه دانه را با افزایش حرکت ابزار مشاهده کردند. البته آن‌ها این کاهش اندازه دانه را در حین فرایند به اثر سینرژیک تغییر فرم و حرارت ورودی مربوط دانستند.

همان‌گونه که در شکل ۴-الف نیز قابل مشاهده است ساختار جوش بواسطه انجماد به صورت دندردستی است. همچنین ساختار منطقه HAZ در اطراف جوش شامل دانه‌های درشت و تبلور مجدد یافته است. همچنین منطقه جوش دارای عیوب انجمادی مانند حفرات گازی و در بعضی موارد نیز ترک می‌باشد. (شکل ۴-ب، ج). بعد از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی ساختار جوش تغییر می‌کند. دما تنها عامل مؤثر در تعیین ساختار، شکل و اندازه دانه‌های موجود در HAZ است و با نزدیک شدن به TMAZ، دما در این منطقه بالاتر می‌رود و بالطبع دانه‌های بزرگ‌تری قابل مشاهده است (شکل ۴د). در منطقه TMAZ، دانه‌های کنار مهره جوش تحت اثر تغییر فرم و شرایط حرارتی قرار می‌گیرند. این تغییر فرم نسبت طول به عرض دانه‌ها را بالابرده و ایجاد دانه‌های رشته‌ای می‌کند (شکل ۴ه). اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی روی جوش موجب ایجاد ساختار هم‌محور ریزدانه در مهره جوش می‌شود (شکل ۴و). بسیاری از



شکل ۴. ریزساختار جوش GMAW قبل و بعد از انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی: (الف) منطقه جوش و HAZ با ساختار تبلور مجدد یافته، (ب) ساختار دندریتی جوش به همراه ترک، (ج) حفرات گازی، (د) HAZ، (ه) TMAZ، (و) مهره جوش.



شکل ۵. اثر پارامترهای اصطکاکی اغتشاشی روی اندازه دانه. (الف) اثر سرعت پیشروی ابزار، (ب) اثر سرعت چرخش ابزار.

۳-۲- اثر تغییر پارامترهای GMAW و فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر مقاومت خوردگی

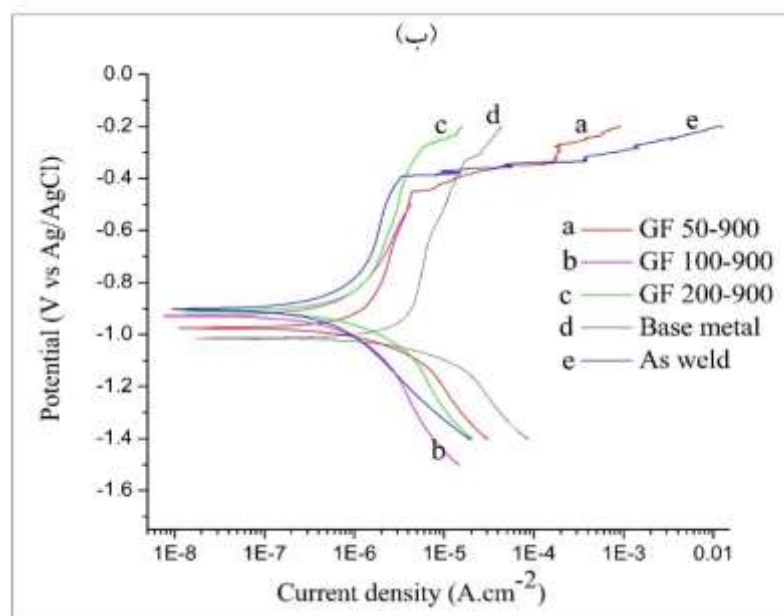
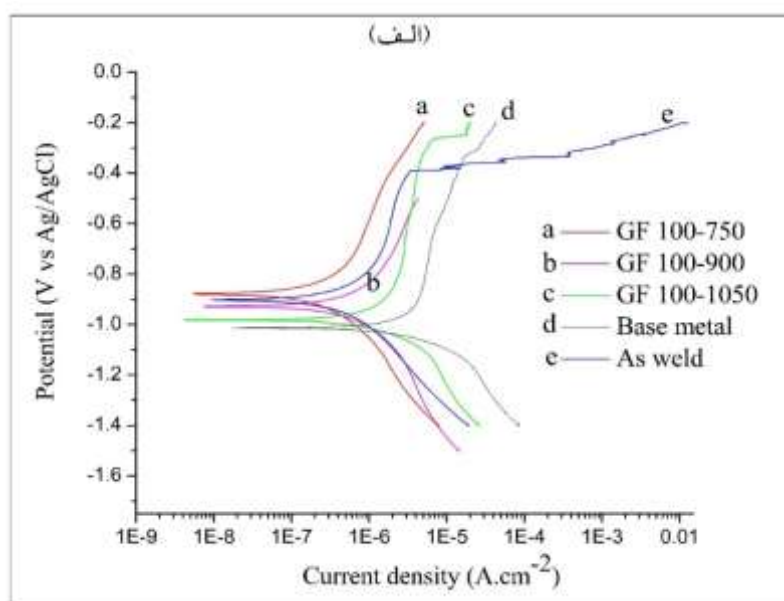
شکل ۶ منحنی‌های تافل در محلول کلرید سدیم ۳/۵ درصد وزنی به صورت تابعی از سرعت حرکت ابزار، سرعت پیشروی ابزار و ولتاژ GMAW (حرارت ورودی) را نشان می‌دهد. همان‌گونه که شکل ۶ نشان می‌دهد فلز پایه منفی‌ترین پتانسیل خوردگی را دارد و نمونه‌های اصطکاکی اغتشاشی شده دارای پتانسیلی بین فلز پایه و نمونه جوشکاری شده را دارند. نمودارها نشان از پتانسیل نسبتاً مثبت‌تر جوش ذوبی به خاطر ترکیب شیمیایی دارد.

همان‌طور که جدول ۲ نیز نشان می‌دهد کاهش سرعت چرخش ابزار و افزایش سرعت حرکت ابزار موجب کمتر منفی شدن پتانسیل خوردگی می‌شود. افزایش در پتانسیل خوردگی به سمت مقادیر مثبت نشان از بهبود فیلم محافظ خوردگی با افزایش سرعت حرکت ابزار است [۱۹]. همچنین جدول ۲ نشان می‌دهد که افزایش سرعت چرخش ابزار و کاهش سرعت حرکت ابزار موجب افزایش نرخ خوردگی جوش می‌گردد. در حین جوشکاری حرارت تولیدی بالا موجب حساس شدن مرز دانه‌ها می‌شود. در نتیجه با کم شدن اندازه دانه در مهره جوش سرعت خوردگی بالا می‌رود. همان‌گونه که پیش‌ازاین نیز بررسی گردید، افزایش سرعت چرخش ابزار و همچنین کاهش سرعت پیشروی ابزار موجب کاهش اندازه دانه می‌شود. همان‌گونه که شکل ۵ نیز نشان می‌دهد، تغییرات سرعت چرخش و پیشروی تغییرات زیادی در اندازه دانه ایجاد نمی‌نماید. در نتیجه می‌توان گفت تغییرات نرخ خوردگی ناشی از این مکانیسم نخواهد بود. از طرفی همان‌گونه که شکل ۷ نیز نشان می‌دهد، خوردگی موضعی و حفره‌ای مکانیسم‌های غالب

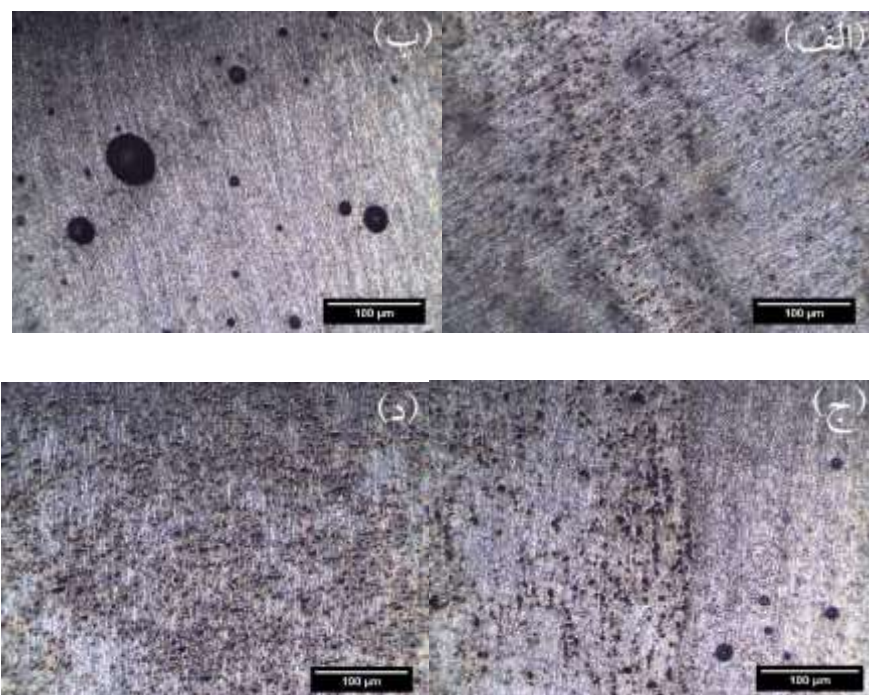
در نقاط خورده شده است. رسوبات غنی از آهن و غنی از سیلیسیم، رسوبات رایج در آلیاژ ۶۰۶۱ هستند [۲۰] و این رسوبات به عنوان نقاط کاتدی عمل می‌کنند و موجب خوردگی موضعی در ساختار می‌گردند. بنابراین توزیع بیشتر این ذرات بین فلزی موجب افزایش تعداد پیل‌های گالوانیکی می‌شود [۲۰]. افزایش سرعت چرخش ابزار و کاهش سرعت پیشروی ابزار موجب توزیع بیشتر ذرات و همچنین ریز شدن ذرات می‌شود که در نتیجه تعداد نقاط کاتدی را افزایش می‌دهد. این مساله موجب افزایش نرخ خوردگی می‌شود. شکل ۷ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌ها بعد از ۲۴ ساعت غوطه‌وری در محلول خوردگی را نشان می‌دهد. شکل ۷ الف، ب، ج و د به ترتیب مربوط به نمونه فلز پایه، نمونه جوش، مرز بین فلز پایه و ناحیه جوش و نمونه جوشکاری شده و سپس فرایند اصطکاکی اغتشاشی شده (GF100-900) می‌باشند. همان‌طور که در شکل ۷ الف) مشخص می‌باشد تصویر حاوی حفره‌های درشت و ریز می‌باشد که دارای توزیع یکنواختی نمی‌باشد. شکل ۷ ب) که مربوط به نمونه جوش می‌باشد دارای حفره‌های عمیق و درشت می‌باشد که تعداد این حفرات کمتر می‌باشند. با توجه به اینکه نمونه جوش دارای ساختار ریختگی می‌باشد، ناخالصی‌ها طی فرایند انجماد تجمع می‌نمایند و منجر به ایجاد رسوبات بزرگتر کاتدی می‌شوند که در نهایت منجر به حفره‌های درشت‌تر در اثر خوردگی می‌شود. در شکل ۷ ج) بخوبی تفاوت حفرات در ناحیه جوش و فلز پایه را نشان می‌دهد. شکل ۷ د) تصویر مربوط به نمونه GF100-900 می‌باشد که بیانگر حفره‌های ریز و یکنواخت می‌باشد. فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به ریز شدن رسوبات کاتدی و توزیع بیشتر آنها می‌شود که این منجر به خوردگی حفره‌ای با حفرات ریز با توزیع یکنواخت می‌شود.

جدول ۲. اثر پارامترهای فرایند اصطکاکی اغتشاشی روی پتانسیل و نرخ خوردگی

GF200-900	GF50-900	GF100-1050	GF100-900	GF100-750	F100-900	فلز جوش	فلز پایه	
-۰/۹۱	-۰/۹۶	-۰/۹۷	-۰/۸۹	-۰/۸۳	-۰/۹۳	-۰/۹۰	-۱/۰۵	پتانسیل خوردگی (V)
۰/۰۲۴	۰/۰۲۹	۰/۰۳۷	۰/۰۱۸	۰/۰۰۹	۰/۰۳۵	۰/۰۱۵	۰/۱۱۵	نرخ خوردگی (mm/year)



شکل ۶. نمودارهای پتانسیل خوردگی نسبت به جریان، (الف) اثر سرعت چرخش، (ب) اثر سرعت حرکت ابزار.



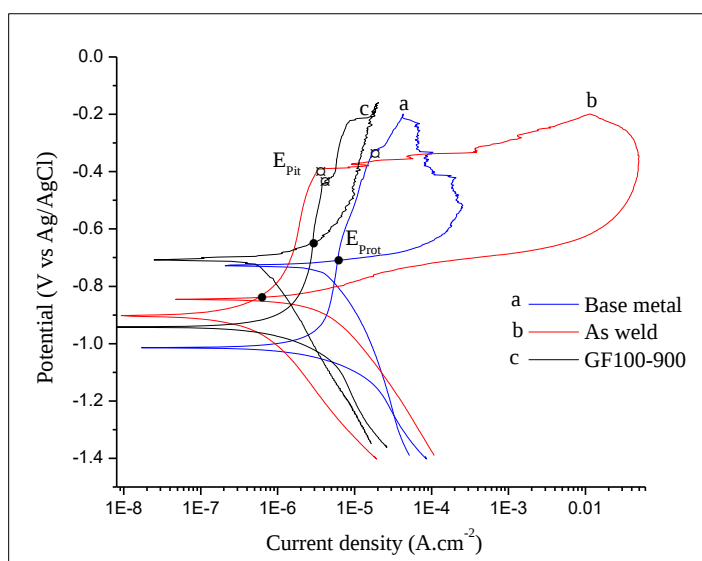
شکل ۷. تصاویر میکروسکوپ نوری بعد از ۲۴ ساعت غوطه‌وری در محلول کلرید سدیم ۳/۵ درصد وزنی مربوط به (الف) فلز پایه، (ب) منطقه جوش GMAW، (ج) فلز پایه و جوش و (د) نمونه GF100-900 بزرگنمایی ۵۰x.

کوچکتر و پتانسیل حفاظت مثبت‌تر می‌باشد که بیانگر اندازه حفرات کوچکتر می‌باشد که با نتایج میکروسکوپ نوری شکل ۷(د) همخوانی دارد. اگر اندازه حلقه یک تقریبی از تمایل به ایجاد خوردگی حفره‌ای باشد [۲۰]، نمونه جوش مقاومت به خوردگی حفره‌ای کمتر دارد که علت آن وجود عیوب و غیر همگنی ساختار بعد از انجماد می‌باشد. نمونه GF100-900 دارای شدت جریان خوردگی بیشتری نسبت به نمونه جوش می‌باشد ولی دارای حلقه کوچکتری می‌باشد.

بنابراین فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به کاهش عمق حفرات خوردگی و در نتیجه افزایش مقاومت به خوردگی حفره‌ای شده است. همچنین فرایند اصطکاکی اغتشاشی نرخ خوردگی یکنواخت را افزایش داده است که علت آن همگن شدن ساختار و حذف عیوب انجمادی و پخش رسوبات کاتدی و در نتیجه افزایش تعداد حفرات خوردگی می‌باشد.

منحنی مربوط به فلز پایه دارای حلقه بزرگتر از نمونه GF100-900 و حلقه کوچک‌تر از نمونه جوش می‌باشد که با نتایج میکروسکوپ نوری شکل ۷(الف) همخوانی خوبی دارد. فلز پایه دارای حفرات درشت‌تر از نمونه GF100-900 و ریزتر از نمونه جوش می‌باشد.

منحنی پلاریزاسیون سیکیلی برای نمونه‌های فلز پایه، جوش و GF100-900 نیز نشان‌دهنده خوردگی حفره‌ای در آن‌ها می‌باشد. همان‌گونه که شکل ۸ نشان می‌دهد در پتانسیل تقریباً $-0.4V$ نسبت به الکترود $Ag/AgCl$ جریان خوردگی به شدت افزایش می‌یابد و با برگشت پتانسیل به سمت مقادیر منفی منحنی پلاریزاسیون دارای یک حلقه (هیستریزس) می‌شود که بیانگر خوردگی حفره‌ای در نمونه‌ها می‌باشد. بنابراین پتانسیل $-0.4V$ پتانسیل حفره‌دار شدن (E_{pit}) می‌باشد و محل تلاقی منحنی در برگشت پتانسیل، پتانسیل حفاظت (E_{prot}) می‌باشد که در در نمونه‌های مختلف متفاوت می‌باشد. پتانسیل حفاظت (E_{prot}) نسبت به پتانسیل خوردگی (E_{cor}) در تمامی نمونه‌ها در مقادیر بالاتری قرار دارد. اندازه حلقه بیانگر عمق حفره‌ای ایجاد شده می‌باشد و هر چه این حلقه بزرگتر و یا به عبارتی حفره‌ها عمیق‌تر باشند پتانسیل حفاظت منفی‌تر می‌باشد. در نمونه جوش GMAW اندازه حلقه بزرگتر که بیانگر حفره‌های بزرگتر و عمیق‌تر می‌باشد که با نتایج میکروسکوپ نوری شکل ۷(ب) همخوانی دارد. از آنجاییکه اندازه حفره‌ها در نمونه جوش بزرگتر و عمیق‌تر هستند پتانسیل حفاظت آن نسبت به نمونه‌های دیگر منفی‌تر می‌باشد. در نمونه GF100-900 اندازه حلقه



شکل ۱. منحنی پلاریزاسیون سیکلی مربوط به فلز پایه، جوش GMAW و GF100-900 در محلول خوردگی NaCl ۳/۵ درصد وزنی.

که بیانگر کاهش مقاومت به خوردگی نمونه جوش بعد از فرایند اصطکاکی اغتشاشی می‌باشد. توزیع رسوبات کاتدی در اثر فرایند اصطکاکی اغتشاشی منجر به افزایش نقاط کاتدی و افزایش نقاط بیشتر جهت خوردگی گالوانیکی شده است. مقاومت پلاریزاسیون فلز پایه ($8/92 \text{ k}\Omega$) کمتر از نمونه جوش و نمونه GF100-900 می‌باشد که بیانگر مقاومت خوردگی کمتر می‌باشد که نرخ خوردگی بالاتر فلز پایه توجیح کننده این موضوع می‌باشد.

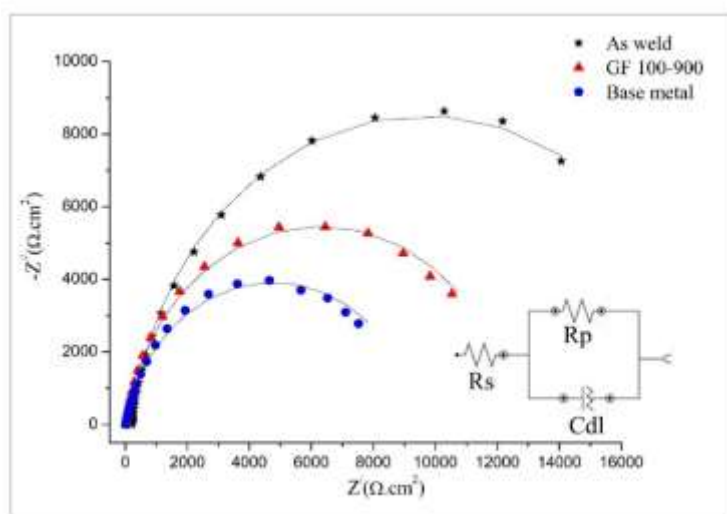
شکل ۱۰ نمودار فاز و باد مربوط به نمونه‌های جوش، فلز پایه و GF 100-900 را نشان می‌دهد. همانطور که از این شکل مشخص می‌باشد همه‌ی منحنی‌ها دارای یک ثابت زمانی می‌باشند و مقاومت پلاریزاسیون نمونه جوش بیشتر از نمونه‌ی GF 100-900 می‌باشد و همچنین مقاومت پلاریزاسیون نمونه‌ی GF 100-900 بیشتر از نمونه فلز پایه می‌باشد.

آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی به منظور مقایسه رفتار خوردگی و تعیین مقاومت پلاریزاسیون خوردگی نمونه‌ها انجام گرفت. شکل ۹ منحنی نایکوئیست مربوط به نمونه فلز پایه، جوش و GF100-900 را نشان می‌دهد. منحنی نایکوئیست در این نمونه نشان دهنده یک شبه دایره می‌باشد که اندازه قطر این شبه دایره بیانگر مقاومت پلاریزاسیون می‌باشد.

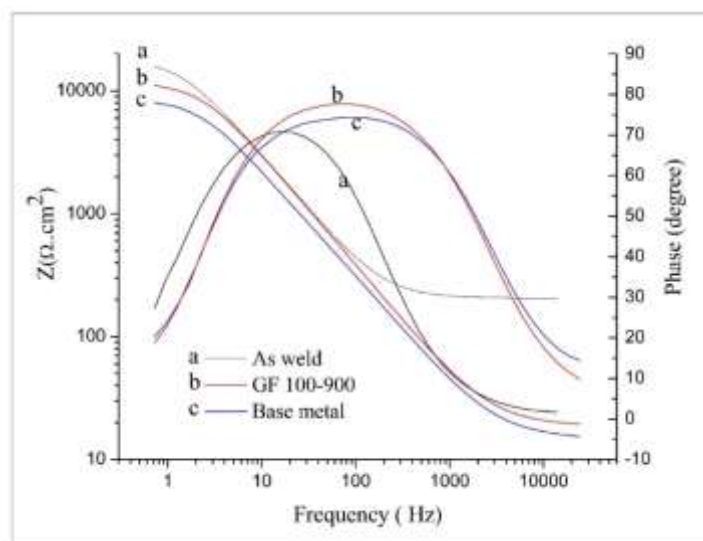
با استفاده از نرم‌افزار NOVA منحنی نایکوئیست مربوط به نمونه‌ها مورد برازش قرار گرفت و مدار معادل مربوط به آنها تعیین گردید و مقادیر مربوط به پارامترهای این مدار معادل در جدول ۳ ارائه گردیده است. همانطور که در شکل ۹ مشخص می‌باشد قطر دایره که بیانگر مقاومت پلاریزاسیون است در نمونه جوش بیشتر می‌باشد که بیانگر مقاومت به خوردگی بالاتر نمونه جوش می‌باشد. قطر دایره در نمونه GF100-900 ($11/94 \text{ k}\Omega$) نسبت به نمونه جوش ($18/7 \text{ k}\Omega$) کمتر شده است.

جدول ۳ مقادیر پارامترهای مدار معادل

نمونه	$R_s (\Omega)$	$R_p (k\Omega)$	$C_{dl} (F)$
فلز جوش	۲۶۴	۱۸/۷	$۶/۱۳ (\mu F) (N=0.999)$
GF 100-900	۴۹/۹	۱۱/۹۴	$۵/۴۸ (\mu F) (N=0.999)$
فلز پایه	۴۴/۷	۸/۹۲	$۷/۶۸ (\mu F) (N=0.998)$



شکل ۹. منحنی نایکوئیست مربوط به نمونه فلز پایه، جوش و GF100-900 در محلول خوردگی NaCl ۳/۵ درصد وزنی در پتانسیل مدار باز.



شکل ۱۰. نمودار فاز و باد مربوط به نمونه‌های جوش، فلز پایه و GF 100-900.

۴- نتیجه‌گیری

فرایند اصطکاکی اغتشاشی روی جوش GMAW به صورت یک پاس انجام گردید. اثر متغیرهای سرعت چرخش ابزار و سرعت پیشروی ابزار بر روی ساختار و رفتار خوردگی مورد بررسی قرار گرفت و نتایج زیر حاصل گردید.

- فرایند اصطکاکی اغتشاشی می‌تواند ریزساختار جوش ذوبی را تا حد زیادی بهبود دهد. این کار موجب می‌شود که ساختار دندریتی جوش تبدیل به ساختار هم‌محور شود. همچنین عیوب جوش ذوبی مانند حفرات گازی، ذوب ناقص (LOF) و میکرو انقباضات از این طریق حذف می‌گردد.
- به نظر می‌رسد فرایند اصطکاکی اغتشاشی در تبلور مجدد و بازیابی مؤثر است. در این فرایند اندازه دانه در مهره جوش به حدود $10-11 \mu\text{m}$ می‌رسد.
- افزایش سرعت حرکت ابزار از 50 mm/min به 200 mm/min ، اندازه دانه را از $10.6 \mu\text{m}$ به $10.9 \mu\text{m}$ در مهره جوش افزایش می‌دهد. افزایش سرعت چرخش ابزار از 750 rpm به 1050 rpm ، اندازه دانه را از $12 \mu\text{m}$ به $10.5 \mu\text{m}$ در مهره جوش کاهش می‌دهد.
- کاهش سرعت چرخش ابزار و افزایش سرعت حرکت ابزار موجب کمتر منفی شدن پتانسیل خوردگی و کاهش نرخ خوردگی می‌شود.
- ناحیه جوش مقاومت به خوردگی حفره‌ای کمتری دارد که انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی به دلیل ایجاد ساختار یکنواخت‌تر مقاومت به خوردگی حفره‌ای را افزایش می‌دهد.

تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله از دانشگاه صنعتی امیرکبیر و دانشگاه فنی مهندسی اسفراین بواسطه حمایت‌های مالی و معنوی تقدیر و تشکر می‌نمایند.

مراجع

- [1] Ambat R, Davenport AJ, Scamans GM, Afseth A, Effect of iron-containing intermetallic particles on the corrosion behaviour of aluminium, Corrosion Science, Vol.48, No.11, 2006, pp.3455-3471.
- [2] Xu W, Liu J, Zhu H, Pitting corrosion of friction stir welded aluminum alloy thick plate in alkaline chloride solution, Electrochimica Acta, Vol.55, No.8, 2010, pp.2918-2923.
- [3] Guillaumin V, Mankowski G, Localized corrosion of 6056 T6 aluminium alloy in chloride media, Corrosion Science, Vol.42, No.1, 2000, pp.105-125.
- [4] Osório WR, Freire CM, Garcia A, The effect of the dendritic microstructure on the corrosion resistance of Zn-Al alloys, Journal of Alloys and Compounds, Vol.397, No.1, 2005, pp.179-191.
- [5] Rahman ABMM, Kumar S, Gerson AR, Galvanic corrosion of laser weldments of AA6061 aluminium alloy, Corrosion Science, Vol.49, No.12, 2007, pp.4339-4351.
- [6] Nikseresht Z, Karimzadeh F, Golozar MA, Heidarbeigy M, Effect of heat treatment on microstructure and corrosion behavior of Al6061 alloy weldment, Materials & Design (1980-2015), Vol.31, No.5, 2010, pp.2643-2648.
- [7] N. Ramanaiah BB, K. Prasad Rao, Effect of Modified AA5356 Filler on Corrosion Behavior of AA6061 Alloy GTA Welds, International Journal of Modern Engineering Research, Vol.2, No.6, 2012, pp.4429-4434.
- [8] Arabzadeh A, B.Korojy, S.M.Mousavizade, Hosseini S, Investigating into the Corrosion Behavior of Friction Stir Welding of 2024 Aluminium Alloy by Standard Scanning Kelvin Probe Method, Corrosion Science and Engineering Journal, Vol.12, No.46, 2023, pp.55-66.

- [9] Shafian j, saeb nori e, jafarzadegan m, Study of microstructure effects and corrosion resistance of dissimilar joints of stainless steel 304 to carbon steel St37 by friction stir welding, *Corrosion Science and Engineering Journal*, Vol.5, No.18, 2015 ,pp.1-8.
- [10] Kim SH, Erb U, Aust KT, Palumbo G, Grain boundary character distribution and intergranular corrosion behavior in high purity aluminum, *Scripta Materialia*, Vol.44, No.5, 2001, pp.835-839.
- [11] Fahimpour V, Sadrnezhaad SK, Karimzadeh F, Corrosion behavior of aluminum 6061 alloy joined by friction stir welding and gas tungsten arc welding methods, *Materials & Design*, Vol.39, 2012, pp.329-333.
- [12] Squillace A, De Fenzo A, Giorleo G, Bellucci F, A comparison between FSW and TIG welding techniques: modifications of microstructure and pitting corrosion resistance in AA 2024-T3 butt joints, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.152, No.1, 2004, pp.97-105.
- [13] Jariyaboon M, Davenport A, Ambat R, Connolly B, Williams S, Price D, The effect of welding parameters on the corrosion behaviour of friction stir welded AA2024-T351, *Corrosion Science*, Vol.49, No.2, 2007, pp.877-909.
- [14] Amini K, Gharavi F, Influence of welding speed on corrosion behaviour of friction stir welded AA5086 aluminium alloy, *Journal of Central South University*, Vol.23, No.6, 2016, pp.1301-1311.
- [15] Su JQ, Nelson TW, Mishra R, Mahoney M, Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium, *Acta Materialia*, Vol.51, No.3, 2003, pp.713-729.
- [16] Jata KV, Semiatin SL, Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys, *Scripta Materialia*, Vol.43, No.8, 2000, pp.743-749.
- [17] Liu G, Murr LE, Niou CS, McClure JC, Vega FR, Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum, *Scripta Materialia*, Vol.37, No.3, 1997, pp.355-361.
- [18] Liu HJ, Hou JC, Guo H, Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of self-reacting friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy, *Materials & Design*, Vol.5, 2013, pp.872-878.
- [19] Nam ND, Dai LT, Mathesh M, Bian MZ, Thu VTH, Role of friction stir welding – Traveling speed in enhancing the corrosion resistance of aluminum alloy, *Materials Chemistry and Physics*, Vol.173, 2016, pp.7-11.
- [20] Gharavi F, Matori KA, Yunus R, Othman NK, Fadaeifard F, Corrosion evaluation of friction stir welded lap joints of AA6061-T6 aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol.26, No.3, 2016, pp.684-696.

