تاثیر تعمیر مکرر بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی مقاطع جوشکاری شده آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳-H۳۲۱ به روش میگ پالسی

میثم احمدی[۱] ، علی فرزادی[۱و۲*]، علیرضا یزدی پور[۳]

[۱] مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران؛ m.ahmadi.kac@gmail.com
[۲] استادیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر (پلی تکنیک)، تهران، ایران؛ farzadi@aut.ac.ir
[۳] مدیر گروه پژوهشی مهندسی جوش، پژوهشکده مهندسی مواد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر پردیس تهران؛ a_yazdipour@yahoo.com

اطلاعات مقاله

تاریخچه مقاله:
تاریخ دریافت مقاله: ۱۳۹۵/۰۶/۰۹
تاریخ پذیرش مقاله: ۱۳۹۵/۱۱/۲۱

کلمات کلیدی:
صنایع دریایی
منطقه پسیو
میگ پالسی
جوشکاری تعمیری
خوردگی حفره ای

چکیده

در صنایع دریایی قطعات جوشکاری شده‌ی معیوب تعمیر می‌شوند تا حین کار قطعه دچار مشکل نشود. ممکن است یک قطعه چند بار تعمیر شود. در این تحقیق اثر یک و دو بار تعمیر بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی جوش آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳-H۳۲۱ جوشکاری شده تحت فرآیند میگ پالسی برررسی می‌شود. نتایج حاکی از آن است که حرارت اضافی ناشی از تعداد دفعات تعمیر سبب پیشرفت بیشتر استحاله‌های تبلورمجدد، رشد دانه در منطقه متاثر از حرارت و افزایش اندازه دانه‌ها می‌شود. نتایج حاصل از آزمون کشش و ریزسختی افت خواص مکانیکی در منطقه متاثر از حرارت نمونه دو مرتبه تعمیر را نشان می‌دهد. با این حال نمونه دو مرتبه تعمیر منطقه پسیو قابل ملاحظه‌ای در فلز جوش و منطقه متاثر از حرارت نشان می‌دهد. همچنین نمونه دو بار تعمیر مقاومت به خوردگی حفره ای پایدارتری از خود نشان می‌دهد.

Effect of Repeated Repair on Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Behavior of 5083-H321 Aluminum Alloy Welded Joints Using Pulsed MIG

Meysam Ahmadi[1], Ali Farzadi[1,2*], Ali Reza Yazdipour[3]

[1]Advanced Materials Research Center, Faculty of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran, m.ahmadi.kac@gmail.com
[2]Assistance professor, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran, farzadi@aut.ac.ir
[3] Director of the Research Department of Welding Engineering, Institute of Materials Engineering, University Complex materials and manufacturing technologies, Malek Ashtar University of technology campus,Tehran, a_yazdipour@yahoo.com

RTICLE INFO

Article History:
Received: 30 Aug. 2016
Accepted: 9 Feb. 2017

Keywords:
Marine industries
Area passive
Pulsed MIG
Repair welding
Pitting corrosion

ABSTRACT

In the marine industries, defects in welded joints are repaired to improve the performance. It is possible that a welded joint is repaired once or twice. In this research, effect of repair on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of welded joints of 5083-H321 aluminum alloy using pulsed MIG process was investigated. The results show that excess heat due to increasing the number of repair causes recrystallization, grain growth and increasing the grain size in the heat affected zone. The results of tensile test and micro hardness show loss of mechanical properties in heat affected zone of the sample that subjected to repair twice. Also, this sample shows a substantially passive region in the weld metal and the heat affected zone and hence more stable resistance to pitting corrosion.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]
[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

۱ - مقدمه

آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ کاربردهای گسترده‌ای در صنایع دریایی، صنایع هوایی، صنایع اتومبیل‌سازی و غیره دارد. آلیاژ ۵۰۸۳، در ساخت کشتی‌های مسافربری، باربری و نیروی دریایی به کار می‌رود. به علت شرایط کاری و محیطی که کشتی‌های دریایی در آن کار می‌کنند، اجزا و سازه‌های جوشکاری شده تحت تنش‌های زیادی هستند که این تنش‌ها باعث تحلیل رفتن و درنهایت منجر به انهدام آن‌ها می‌شود. با گسترش کاربرد آلومینیم در بخش کشتی‌سازی، تحقیقات زیادی درزمینه‌ی خواص خستگی و کارایی بلندمدت اتصالات جوش انجام‌گرفته است. مجموعه‌ای از آزمایش‌های خستگی در بارها و سیکل‌های مختلف به‌منظور تعریف یک محدوده کاری ایمن برای سازه‌های جوشکاری شده و به خصوص سازه‌های تعمیری انجام‌شده است. بااین‌وجود، مقالات بسیار کمی در رابطه با تغییرات ریزساختاری که باعث شکست اتصال می‌شوند، وجود دارد. گرچه آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ به دلیل جوش‌پذیری و استحکام خوب و مقاومت به خوردگی بالا در کاربردهای دریایی ترجیح داده می‌شود. در فرآیندهای قوسی به دلیل پایین بودن تمرکز حرارتی، انتقال حرارت ناهمگن، ایجاد فاز سخت در منطقه متاثر از حرارت، افت شدید خواص مکانیکی و همچنین ایجاد پیچیدگی و تغییرات ابعادی، استفاده از پارامترهای مناسب و یک فلز پرکننده مناسب ضروری است. در کارخانجات کشتی سازی، آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳، با روش جوشکاری فلز-گاز خنثی[۱] GMAW با چندین پاس جوشکاری می‌شود. اگر هنگام بررسی کیفیت قطعه در اثر جوشکاری و یا بعد از آن عیوبی آشکار شود، معمولاً قطعه تعمیر می‌شود تا عمر کاری کم نشود. روش های تعمیر شامل برداشتن پاس های بالایی بسته به ضخامت، انجام جوشکاری مجدد تحت شرایط مشابه است. اما با توجه به مزایای استفاده از روش پالسی از قبیل کاهش انرژی ورودی، کاهش منطقه متأثر از حرارت، کاهش اندازه دانه و ریزساختار، بهبود شکل گرده جوش و کاهش اعوجاج ناشی از جوشکاری بیشتر از فرایند P-MIG استفاده می‌شود. همچنین به‌منظور استفاده از تمیزکاری الکتریکی، نرخ رسوب بیشتر و شکستن لایه‌های اکسیدی در جوشکاری آلومینیم در این روش از جریان مستقیم با الکترود مثبت[۲] DCEP استفاده می‌شود [۱]. بررسی‌های انجام شده توسط دهکردی و صابری [۲] بر ریزساختار فلز پایه آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ نشان می‌دهد که زمینه این آلیاژ یک ساختار دانه ریز متشکل از فاز محلول جامد آلفا (محلول جامد منیزیم در آلومینیم) است که ذرات ریزی در آن توزیع شده‌اند. در این آلیاژ سه نوع رسوب را می‌توان مشاهده نمود، رسوبات غنی از آهن با ترکیب $Al_6(Fe\text{-}Mn)$ که گاهی علاوه بر Al، Fe، Mn مقداری Cr هم در آن دیده می‌شود. رسوبات حاوی سیلیسیم و منیزیم با ترکیب Mg_2Si و رسوبات غنی از منیزیم با ترکیب Mg_2Al_3 [۳-۵]. در بررسی‌های انجام شده توسط کاتساس و همکارانش [۱] تأثیر افزایش تعداد دفعات تعمیر بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلومینیم مورد بررسی قرارگرفته است. در این تحقیق روی نمونه‌ها جوشکاری تعمیری تا ۴ مرتبه صورت گرفته است. نتایج به‌دست‌آمده حاکی از آن است که در اثر افزایش تعداد دفعات تعمیر اندازه ترکیبات بین فلزی Al-Fe-Mn و مقدار تخلخل در پاس ریشه افزایش می‌یابد. سیکل‌های حرارتی اضافی پس از هر تعمیر منجر به کاهش استحکام در پاس ریشه و منطقه متأثر از حرارت می‌شود. با افزایش تعداد دفعات تعمیر اندازه دانه در پاس ریشه جوش بیشتر می‌شود. تفاوت این پژوهش با کار آقای کاتساس در نحوه‌ی انجام جوشکاری تعمیری، ضخامت نمونه های جوشکاری و همچنین عملیات آنیل که بر روی نمونه های جوشکاری انجام داده اند. تحقیق دیگری که آقای کاتساس و همکارانش [۶] در زمینه مقاومت به خوردگی آلیاژهای آلومینیم ۵۰۸۳ تعمیر شده توسط جوشکاری انجام داده‌اند نشان می‌دهد، سیکل های حرارت اضافی ناشی از جوشکاری تعمیری منجر به حذف منطقه غیرفعال می‌شوند، خوردگی افزایش می‌یابد و در نتیجه واکنش به شدت فعال می‌شود. با این حال بیشتر نواحی مقاوم تمایل به حفاظت از نواحی دارند که بیشتر در معرض آسیب‌اند و رفتار کلی خوردگی اتصال را تعدیل می‌کنند. حفره‌دار شدن[۳] نوعی از خوردگی موضعی است که بر اثر از بین رفتن لایه‌نازک اکسیدی محافظ توسط محیط خورنده ایجاد می‌شود. حفره‌دار شدن قبل از جوانه‌زنی و رشد دارای تأخیری زمانی و هسته گذاری آن انتخابی است و به ریزساختار بستگی دارد. حفره‌دار شدن زمانی رخ می‌دهد که ترکیب ماده/ محلول به پتانسیلی فراتر از یک مقدار بحرانی، پتانسیل حفره‌دار شدن، برسند. بعد از تشکیل حفره، نسبت کاتد به آند بسیار بزرگ می‌شود، لذا سرعت رشد حفره بالا می‌رود. حفره‌ها عموما بر روی ریزساختارهای خاصی از جوش تشکیل می‌شوند. به علت تشکیل جدایش‌های‌میکروسکپی در ساختار دندریتی فلزجوش، فلزجوش ساختاری مستعد برای تشکیل حفره می‌باشد. در آلیاژهای آلومینیمی که رسوب فاز دوم در آن‌ها تشکیل می‌شود، خصوصاً از طریق سیکل حرارتی جوشکاری، به علت کنترل شدن رشد رسوب به‌وسیله نفوذ یک شیب غلظتی اطراف ناحیه تشکیل رسوب ایجاد می‌شود. ممکن است که ناحیه اطراف رسوب از عنصر مؤثر در تشکیل لایه اکسیدی محافظ خالی شده باشد. درنتیجه این لایه‌ی نازک اطراف رسوب به‌صورت آندی کوچک در میان کاتدی بزرگ است که سبب جوانه‌زنی و رشد حفره می‌شود [۷-۱۱]. اصولاً یکی از عوامل مؤثر بر خوردگی فلزات در محیط‌های آبی وجود یون کلر است و افزایش نسبی آن خوردگی را تشدید می‌کند. افزایش غلظت یون کلرید به میزان ۳/۵-۳ درصد در محیط‌های آبی حلالیت اکسیژن را کاهش می‌دهد و اثرات نسبتاً شدیدی برخوردگی موضعی و حفره‌دار شدن آلیاژهای آلومینیم دارد. معمولاً حفره‌دار شدن آلیاژهای آلومینیم توسط این یون که بیشتر

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

جدول۱- ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده.

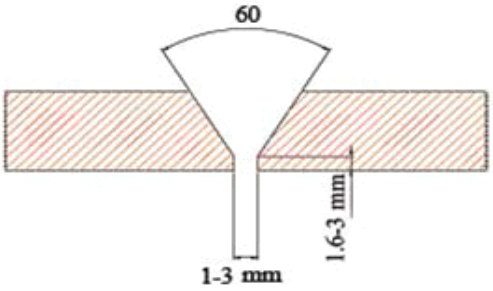
عناصر / مواد مصرفی	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
AA۵۰۸۳	۰/۴	۰/۴	۰/۱	۱	۴/۹	۰/۰۵	۰/۰۰۵	۰/۲۵	۰/۱۵	پایه
ER۵۱۸۳	۰/۴	۰/۴	۰/۱	۰/۵-۱	۵/۰-۵/۲	۰/۰۵-۰/۲۵	۰/۰۵	۰/۲۵	۰/۱۵	پایه

اوقات در شرایط سرویس موجود می‌باشد صورت گرفته و باعث تسریع در پتانسیل حفره‌دار شدن این آلیاژها می‌گردد، البته به علت پایین بودن سرعت خوردگی آلیاژهای آلومینیم و خصوصاً آلیاژ ۵۰۸۳، مشاهده حفره‌ها بر روی نمونه‌ها تحت شرایط غوطه‌وری در آزمایشگاه به‌سختی امکان‌پذیر است و گاهی عمق حفره‌ها آن‌قدر ناچیز است که عملاً خوردگی حفره‌ای آلیاژهای آلومینیم با خوردگی یکنواخت آن‌ها در یک راستا قرار می‌گیرد. ساختمان میکروسکپی آلیاژ ۵۰۸۳ مشتمل بر محلول جامد آلومینیم- منیزیم و ذرات رسوب Mg_2Al_3 می‌باشد که به‌صورت پراکنده در زمینه محلول جامد توزیع‌شده است. با انجام عملیات جوشکاری درجه حرارت افزایش‌یافته و شرایط برای رشد رسوب‌ها فراهم گردیده است، و با نزدیک شدن به مرکز جوش رسوب‌ها بزرگ‌تر می‌شوند. درصورتی‌که زمان باقی ماندن در درجه حرارت بالا برای این ساختار فراهم می‌گردید، رسوب‌ها فرصت کافی برای پیوستن به یکدیگر را پیدا می‌کردند. بااین‌حال این ساختار نسبت به ساختار میکروسکپی فلز پایه پتانسیل آندی دارد و شرایط را برای بروز خوردگی موضعی که نهایتاً منجر به حفره‌دار شدن آلیاژهای آلومینیم می‌شود فراهم می‌نماید. انفعال[۴] به عنوان کاهش در فعالیت شیمیایی یا الکتروشیمیایی یک فلز در اثر واکنش با محیط اطراف خود تعریف می‌شود که سبب شکل‌گیری یک لایه محافظ روی سطح فلز می‌شود [۷-۱۱].

در این پژوهش به منظور انجام جوشکاری تعمیری، فلز جوش بصورت کامل به روش مکانیکی برداشته شده است. در نتیجه تاثیر حرارت ورودی اضافی ناشی از تعمیر مرتبه اول و دوم بر ریز ساختار منطقه متاثر از حرارت و رسوبات این منطقه بررسی شده است. همچنین اثر افزایش دفعات تعمیر بر مقاومت به خوردگی حفره ای فلز پایه، فلز جوش و منطقه متاثر از حرارت بررسی شده است.

۲-روش تحقیق

در این تحقیق از ورق‌های آلومینیم ۵۰۸۳-H۳۲۱، به ابعاد (۵×۳۰۰×۵۰۰) میلیمتر و فلز پرکننده ER۵۱۸۳ استفاده شده است. ترکیب شیمیایی ورق و فلز پرکننده در جدول ۱ براساس استاندارد انجمن جوشکاری آمریکا[۵] نمایش داده شده است. با توجه به ضخامت ورق‌ها در هنگام آماده‌سازی، قطعات بصورت سربه‌سر با شیار V شکل و پشت بند آماده شدند (شکل ۱). عملیات جوشکاری و جوشکاری تعمیری مطابق با پارامترهای جداول ۲ و ۳ انجام گرفت.



شکل ۱- آماده سازی نمونه

جدول ۲-پارامترهای جوشکاری AA5083 به روش P-MIG

نمونه	پاس	ولتاژ (ولت)	سرعت جوشکاری (mm/s)	سرعت تغذیه سیم (mm/min)	آمپر (A)	مجموع حرارت اعمالی (kj/mm)
W۱	۱	۲۴	۶	۹/۳	۱۶۶	۸۸۱
	۲	۲۴	۶	۸,۴	۱۴۹	
W۲	۱	۲۴	۵	۹,۳	۱۶۰	۱۲۷۹
	۲	۲۴	۹	۸,۶	۱۴۹	
W۳	۱	۲۴	۱۲	۹,۳	۱۶۴	۱۹۴۶
	۲	۲۴	۹	۸,۶	۱۴۹	

جدول ۳-پارامترهای جوشکاری تعمیری AA5083 به روش P-MIG

کد نمونه	پاس	سرعت جوشکاری (mm/s)	سرعت تغذیه سیم (m/min)	آمپر (A)
W۲	۱	۱۴	۸/۶	۱۴۹
	۲	۱۰	۸/۶	۱۴۹
W۳	۱	۱۲	۸/۶	۱۴۹
	۲	۹	۸/۶	۱۴۹

به منظور انجام جوشکاری، سه نمونه W۱، W۲ و W۳ در نظر گرفته شد که نمونه W۱ در دو پاس جوشکاری شد. نمونه W۲ ابتدا جوشکاری اولیه در دو پاس شده و سپس هر دو پاس بصورت مکانیکی برداشته شده و یک مرتبه جوشکاری تعمیری در دو پاس انجام شده است. نمونه W۳ نیز ابتدا جوشکاری اولیه بر روی آن انجام شده است و سپس دو مرتبه جوشکاری تعمیری بر روی آن صورت گرفته است. به منظور بررسی ریزساختار هر یک از قطعات و مقایسه آن‌ها با هم نمونه‌هایی با اندازه ۵×۱۰×۲۵ میلیمتر به صورت عمود بر جهت جوشکاری، از هریک از قطعات جدا شد. سپس نمونه‌ها

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

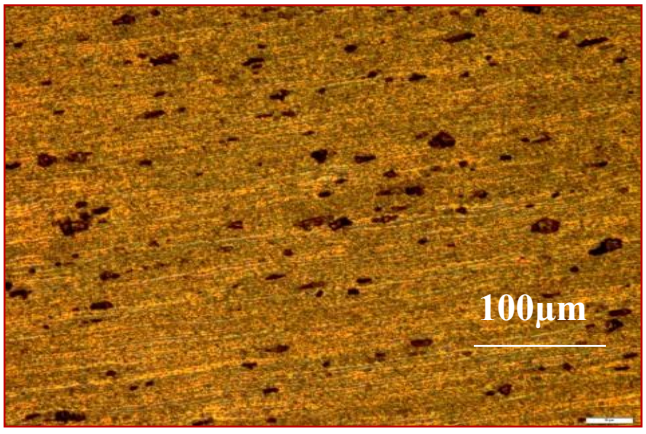
مانت گرم شدند و با سمباده‌های ۸۰، ۲۲۰، ۳۲۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۱۵۰۰، ۲۰۰۰، ۲۵۰۰، ۳۰۰۰، ۳۵۰۰ سمباده زنی شدند و توسط پودر آلومینای ۰/۵ میکرومتر پولیش شدند. به منظور بررسی ریزساختار سطح مقطع جوش‌ها و منطقه منطقه متاثر از حرارت از محلول ۱۲ml HCL، ۱ml H_2O، ۱ml HF، ۶ml HNO_3 و زمان اچ ۵ تا ۲۰ ثانیه استفاده شد. سپس توسط میکروسکوپ نوری Olympus مدل CK40M در بزرگنمایی مختلف مورد بررسی، و تجزیه و تحلیل قرار گرفت. برای بررسی خواص مکانیکی، آزمایش‌های کشش و ریزسختی انجام شد. برای ارزیابی خواص کششی قطعات، نمونه‌هایی از قطعات جوشکاری شده بر اساس استاندارد BS EN 895 تهیه شد. به منظور اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها و همچنین رسم پروفیل سختی مقاطع جوش، منطقه منطقه متاثر از حرارت و فلز پایه از دستگاه ریزسختی‌سنج استفاده شد و آزمایش ریزسختی ویکرز با اعمال بار ۵۰۰ گرمی طبق استاندارد ASTM-E384-05a صورت گرفت. پروفیل سختی بر حسب فاصله از مرکز جوش در فواصل ۲ میلیمتری رسم شد. بررسی‌های سطوح شکست توسط دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی Leo_VP435 صورت گرفت. بزرگنمایی این دستگاه حداکثر ۵۰۰۰۰ برابر و حداکثر ولتاژ آن ۳۰ کیلو وات است. آزمایش اندازه‌گیری پتانسیل خوردگی نواحی مختلف جوش شامل فلز جوش، منطقه متاثر از حرارت و فلز پایه انجام شد. از آنجایی‌که تغییرات ساختمان میکروسکپی در طول ناحیه جوش و منطقه متاثر از حرارت قطعات جوشکاری شده آلومینیم سبب مستعد شدن آنها به خوردگی در محیط می‌شود، لذا اندازه‌گیری اختلاف پتانسیل خوردگی در ناحیه جوش به تعیین رفتار خوردگی مقاطع جوشکاری شده کمک می‌نماید.

این آزمایش طبق استاندارد ASTM G69 انجام شد [۱۲]. برای این آزمایش نمونه‌هایی به اندازه ۵×۱۵×۲۰ میلیمتر به طوری که هر سه منطقه (جوش، ناحیه متاثر از حرارت و فلز پایه) را داشته باشد بریده شد. از هر قطعه جوشکاری شده دو نمونه خارج شد تا یکی از نمونه‌ها برای ارزیابی فلز جوش و نمونه دیگر برای ارزیابی منطقه متاثر از حرارت استفاده شود. علاوه بر این یک نمونه هم برای بررسی فلز پایه خارج شد. سپس سیم مسی تک رشته‌ای را بر روی آن پیچ کرده و پس از آن نمونه‌ها را مانت سرد نموده تا سیم مسی اتصال آن‌ها قطع نشود. بعد از این مراحل نمونه‌ها را سمباده زده از ۱۲۰ تا ۳۵۰۰ و بعد توسط پودر آلومینای ۰/۵ میکرومتر پولیش نموده و بعد در محلول 12ml HCl, 6ml HNO_3, 1ml HF, 1ml H_2O به مدت ۵ تا ۲۵ ثانیه حکاکی شدند تا فلز جوش و منطقه متاثر از حرارت و فلز پایه مشخص شود. حال از هر قطعه جوشکاری شده دو نمونه تهیه شده است که یکی از نمونه‌ها را برای بررسی فلز جوش و دیگری برای بررسی منطقه متاثر از حرارت در نظر گرفته شد. بنابراین سایر مناطق را لاک گرفته شد. با استفاده از روش الکتروشیمیایی به وسیله دستگاه پتانسیواستات پتانسیل نمونه‌ها در محیط محلول کلرید سدیم ۳/۵ درصد نسبت به الکترود مرجع نقره-کلرید نقره اندازه‌گیری شد. سپس توسط نرم افزار Ec-Lab، نمودارهای تک تک نمونه‌ها را به دست آورده و با یکدیگر مقایسه شدند.

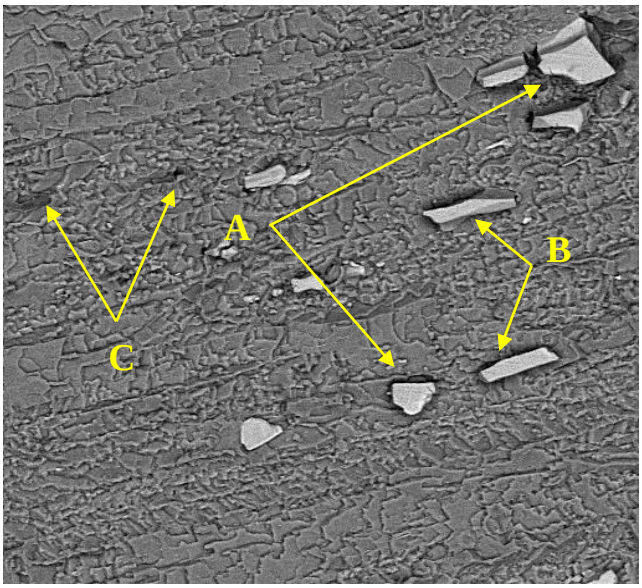
۳-نتایج و بحث

۳-۱- بررسی‌های ریزساختاری فلز پایه

شکل ۲ ریز ساختار مربوط به فلز پایه را توسط میکروسکوپ نوری و شکل ۳ ریزساختار فلز پایه را با میکروسکوپ الکترونی نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود فلز پایه دارای ساختار ریز دانه شامل یک زمینه از محلول جامد منیزیم در آلومینیم است که رسوبات در آن پراکنده‌اند. این رسوبات عبارتند از رسوبات Al-Fe-Mn نسبتاً بزرگ و با رنگ روشن، و رسوبات Al-Mg کشیده به رنگ خاکستری متمایل به مشکی. همچنین در تصاویر لکه‌های سیاه رنگ کشیده‌ای دیده می‌شود که پس از آنالیز مشخص شد که این لکه‌ها آخال[۶] اند. در شکل های ۴، ۵ و ۶ آنالیز رسوبات و آخال‌ها ارائه شده است.



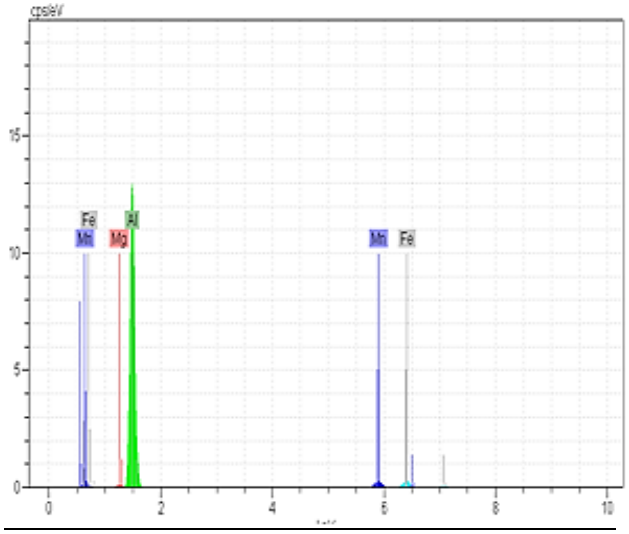
شکل ۲- تصویر ریزساختار فلز پایه.



شکل۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلز پایه.

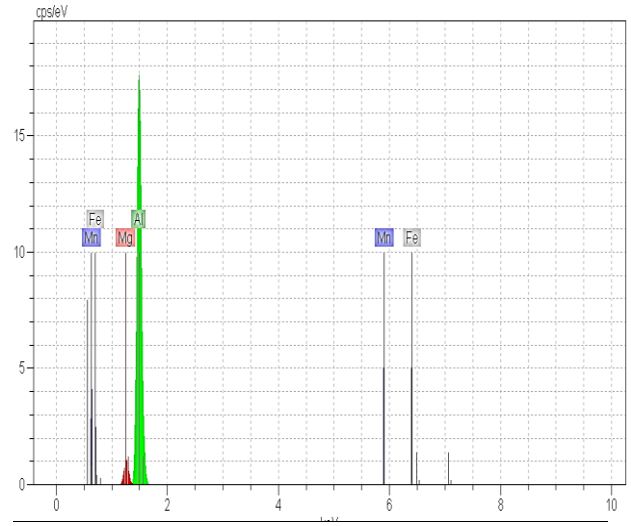
[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]



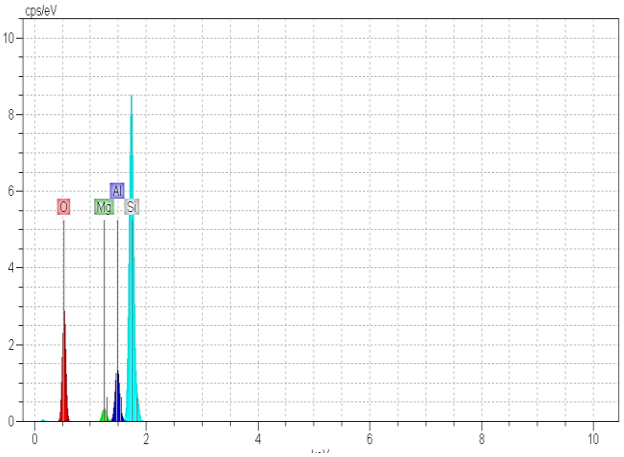
ترکیب	Fe	Mn	Mg	Al
$Al_6(Fe\text{-}Mn)$	۱۴,۳۹	۹,۶۰	۰,۵۸	۸۵,۱۴

شکل ۴- نتایج آنالیز رسوب نقطه A در فلز پایه.



ترکیب	Fe	Mn	Mg	Al
Mg_2Al_3	۱,۲۱	۰,۹۶	۹,۳۴	۹۰,۴۸

شکل ۵- نتایج آنالیز رسوب نقطه B در فلز پایه.

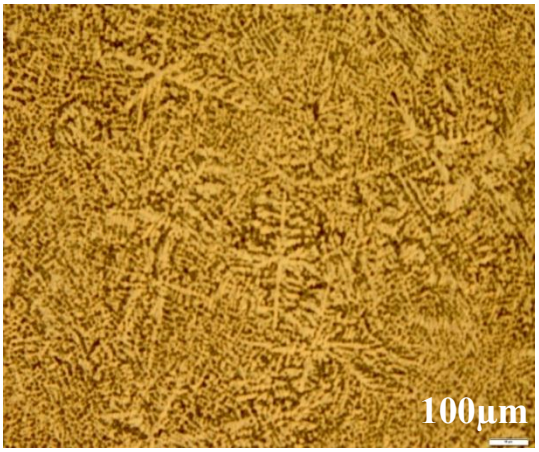


ترکیب	O	Si	Mg	Al
Inclusion	۴۵,۰۸	۴۷,۲۹	۱,۸۶	۷,۱۷

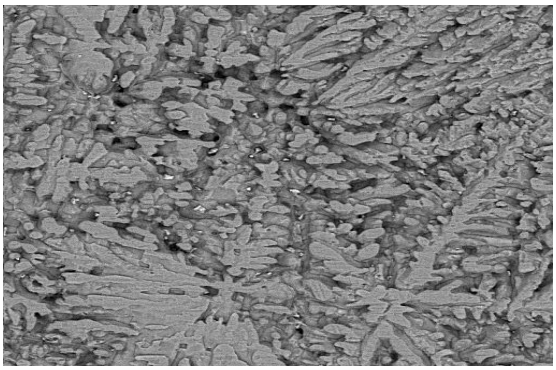
شکل ۶- نتایج آنالیز رسوب نقطه C در فلز پایه.

۳-۲-ریز ساختار فلز جوش

در شکل‌های ۷ و ۸ تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی، ریز ساختار فلز جوش نمونه W۳ نشان داده شده است. بر نمونه های W۲ و W۳ به ترتیب یک و دو مرتبه جوشکاری تعمیری آنها صورت گرفته است. در هر بار تعمیر فلز جوش بصورت کامل برداشته شده و سپس جوشکاری تعمیری انجام شده است. با ذوب شدن فلز پایه و اختلاط آن با فلز پرکننده در حوضچه جوش، ساختار کار سخت شده‌ی فلز به کلی از بین می‌رود و در فلز جوش ساختار انجمادی بوجود می‌آید. فلز جوش نمونه W۳ دارای ساختاری دندریتی ریز، کشیده و مورب است. علت مورب شدن و کشیدگی دانه ها به سبب گرمای ناهمگن و سرد شدن در طول مدت جوشکاری است که باعث می‌شود دندریت‌ها از حالت ستونی به دندریت‌های هم محور و ریز تبدیل شوند. دلایل مختلفی می‌تواند باعث به وجود آمدن ساختار دندریتی ریز و هم محور شود که می‌توان در ابتدا به خود فرایند GMAW اشاره کرد که دارای انجماد سریعتری نسبت به سایر فرآیندهای جوشکاری با محافظت گاز است و همچنین حرارت زیادی که به گرده جوش در اثر جوشکاری وارد می‌شود، باعث می‌شود که دانه‌های انجمادی به شکل دانه‌های هم محور دندریتی تشکیل شوند. البته وجود تیتانیم و زیرکونیم به میزان ۰/۱۵ درصد وزنی در فلز پرکننده، به‌عنوان جوانه‌زاعمل می‌کنند [۱۳].



شکل۷- تصویر ریز ساختار فلز جوش نمونه W۳ .

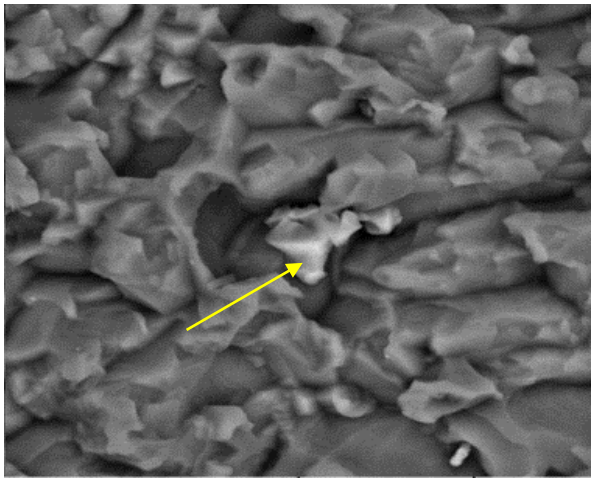


شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلز جوش نمونه W۳.

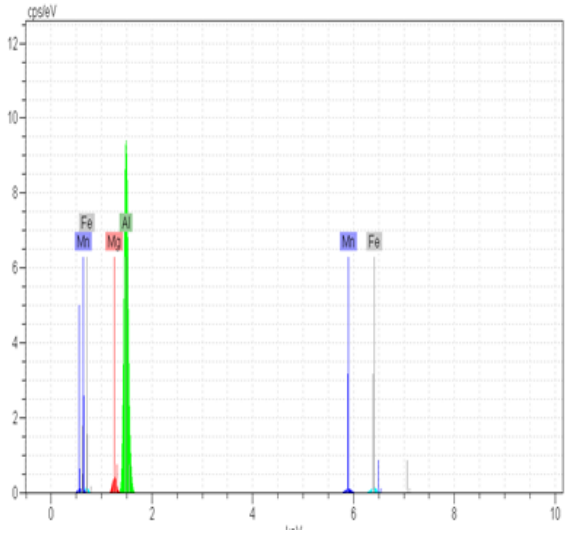
[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

در بررسی ترکیب شیمیایی ذرات فلز جوش نمونه‌های W۱، W۲ و W۳ با بررسی درصد وزنی فازهای شناسایی شده مشخص شد که در این نمونه ها فقط رسوبات غنی از آهن $Al_6(Fe\text{-}Mn)$ حضور دارند. در شکل ۹ ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی فلز جوش و محلی از آن‌ها آنالیز ترکیب شیمیایی گرفته شده است، نشان داده می‌شود. همچنین آنالیز ترکیب شیمیایی مناطق موردنظر در شکل ۱۰ ارائه شده است. در نمونه W۳ که دو مرتبه جوشکاری تعمیری بر آن صورت گرفته است. توزیع مجدد ترکیبات بین فلزی رخ می دهد و ترکیبات بین فلزی در بین دندیت های Al-Mg تشکیل می‌شوند. همچنین بدلیل افزایش حرارت ورودی تشکیل رسوبات Al-Fe-Mn در فلز جوش افزایش می‌یابد. حضور آهن و منگنز در ترکیب این آلیاژ منجر به رسوب چنین فازهایی می‌شود.



شکل۹- تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلز جوش.

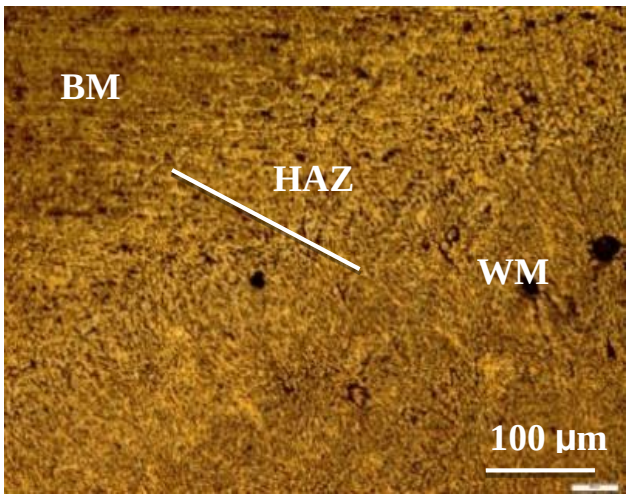


ترکیب	Fe	Mn	Mg	Al
$Al_6(Fe-Mn)$	۸,۲۴	۵,۴۱	۳,۵۲	۷۹,۶۱

شکل ۱۰- نتایج آنالیز رسوب در فلز جوش.

۳-۳-بررسی ریز ساختار منطقه متاثر از حرارت

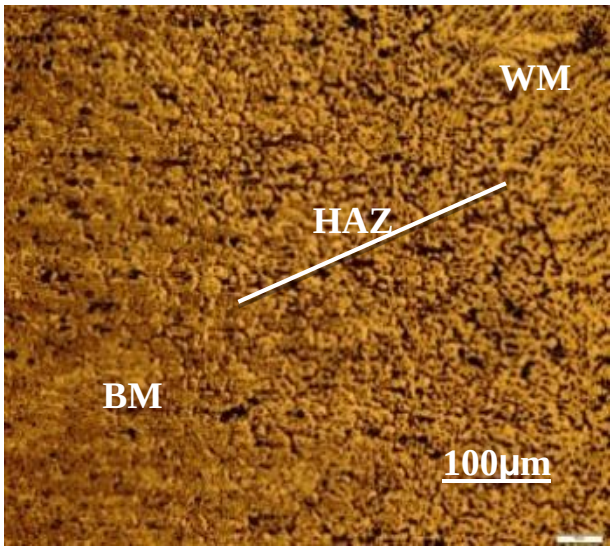
شکل‌های ۱۱، ۱۲ و ۱۳ ریزساختار منطقه متأثر از حرارت، فلز جوش و فلز پایه نمونه‌های W۱، W۲ و W۳ را با میکروسکوپ نوری نشان می‌دهد. منطقه متأثر از حرارت به‌واسطه حرارت ورودی تحت سیکل‌های حرارتی مختلفی قرار می‌گیرد. سرعت سرد شدن در منطقه متاثر از حرارت نمونه‌های W۱، W۲ و W۳ متفاوت است و در نتیجه منطقه متأثر از حرارت دچار تغییراتی می‌شود. منطقه متأثر از حرارت (HAZ) در اثر عملیات جوشکاری و همچنین جوشکاری تعمیری تحت سیکل‌های حرارتی مختلفی قرار می‌گیرد. در نمونه W۲ حرارت ورودی بیشتری نسبت به نمونه W۱ به منطقه متاثر از حرارت وارد می‌شود. نرخ سرد شدن نمونه کاهش پیدا می‌کند و نمونه به‌آرامی سرد می‌شود. این باعث ایجاد پدیده تبلورمجدد و جوانه‌زنی و رشد بیشتر دانه‌ها نسبت به نمونه W۱ می‌شود. درنتیجه دانه‌های درشتتری در منطقه متأثر از حرارت نمونه W۲ نسبت به نمونه W۱ ایجاد خواهد شد. همچنین در منطقه متأثر از حرارت نمونه W۳ که دو مرتبه جوشکاری تعمیری بر روی آن انجام‌شده، نسبت به نمونه W۲ حرارت بیشتری در اثر تعمیر به آن اعمال شده است. با افزایش حرارت ورودی دانه‌ها زمان بیشتری را برای رشد دارند و باعث درشت‌تر شدن دانه‌ها در اثر تبلور مجدد[۷] و رشد دانه‌ها در منطقه متأثر از حرارت می‌شود. علت درشت شدن دانه‌ها در این منطقه، حرارت دهی مکرر در هر مرتبه جوشکاری تعمیری و همچنین قرار گرفتن در زمان طولانی‌تر در بالای دمای تبلورمجدد موثر است. درنتیجه اندازه دانه‌ها در نمونه W۳ بزرگ‌تر از اندازه دانه در نمونه W۲ است. همچنین اندازه دانه‌های منطقه متأثر از حرارت از اندازه دانه‌های فلز پایه بزرگ‌تر هستند و با حرکت به سمت منطقه ذوبی، دانه‌ها ریزتر و هم محورتر می‌شوند. در اثر افزایش حرارت ورودی ناشی از جوشکاری تعمیری که به HAZ وارد می شود، پهنای این منطقه افزایش می‌یابد [۱۴،۲،۱].



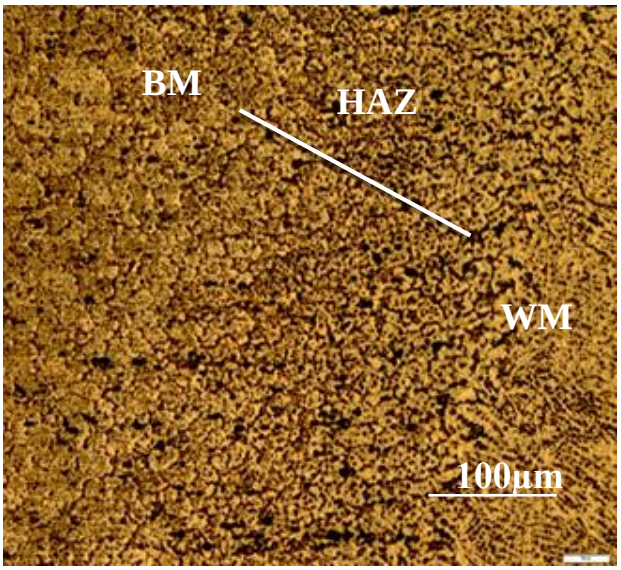
شکل ۱۱- تصویر ریز ساختار فصل مشترک نمونه W۱.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

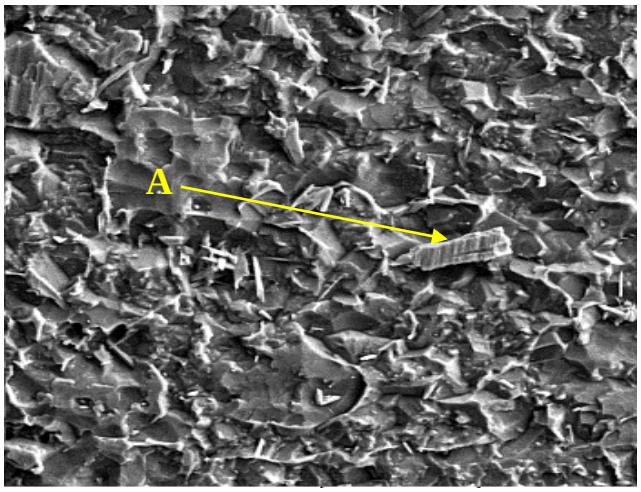


شکل ۱۲- تصویر ریز ساختار فصل مشترک نمونه W۲.

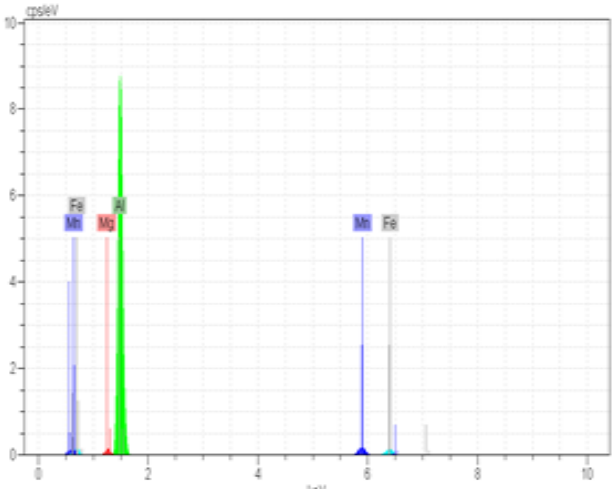


شکل ۱۳ - تصویر ریز ساختار فصل مشترک نمونه W۳.

با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در شکل‌های ۱۴، ۱۶و ۱۸، در HAZ نمونه های W۱، W۲ و W۳ نیز مانند فلز جوش تنها رسوبات غنی از آهن $Al_6(Fe\text{-}Mn)$ مشاهده شد. با افزایش حرارت ورودی در اثر افزایش دفعات تعمیر، رسوبات به سمت مرز دانه‌ها حرکت کرده و زمینه از فاز سخت کاملا تهی می‌شود. در مرز دانه یک شبکه پیوسته‌ای از رسوبات تشکیل می‌شود و بصورت خطوط پررنگ تیره مشخص می‌شوند [۲]. در نمونه W۳ علاوه بر رسوبات غنی از آهن، لکه های تیره رنگ بزرگی نیز مشاهده می شود که آخال‌اند. در شکل‌های ۱۵، ۱۷، ۱۹ و ۲۰، ترکیب شیمیایی عناصر مختلف با استفاده از آنالیز رسوب مشخص شده است.

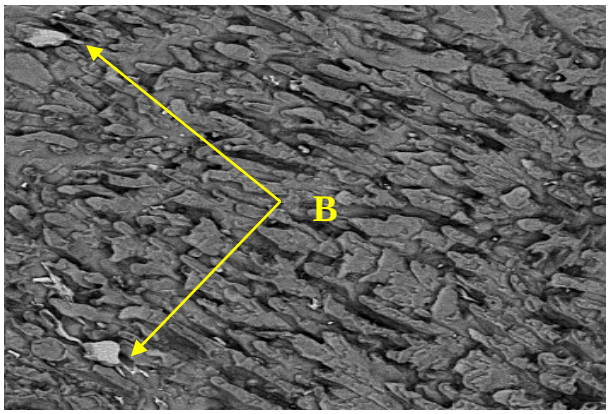


شکل ۱۴- تصویر میکروسکوپ الکترونی از منطقه متاثر از حرارت نمونه W۱.



ترکیب	Fe	Mn	Mg	Al
$Al_6(Fe-Mn)$	۹,۵۴	۱۰,۲۴	۱,۲۶	۷۵,۰۹

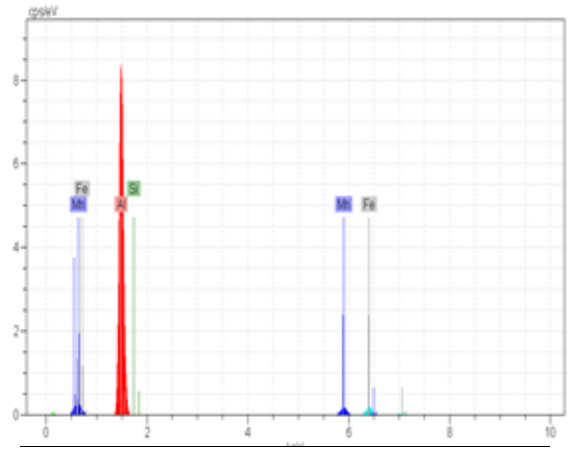
شکل ۱۵- نتایج آنالیز رسوب در منطقه متاثر از حرارت نمونه W۱ .



شکل ۱۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی از منطقه متاثر از حرارت نمونه W۲ .

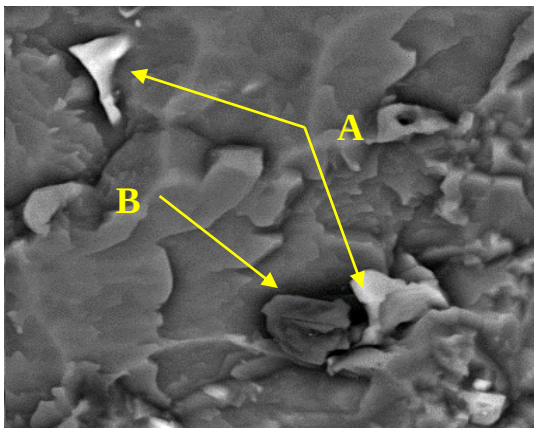
[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

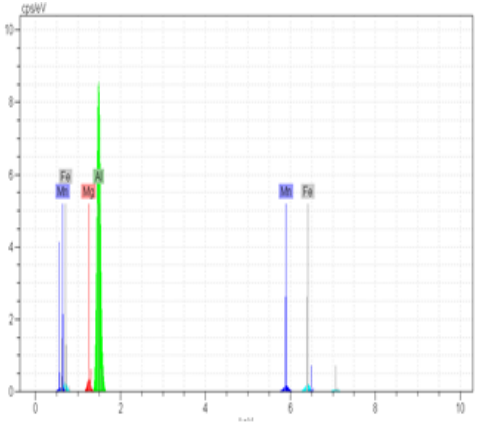


ترکیب	Fe	Mn	Si	Al
$Al_6(Fe-Mn)$	۱۵,۶۰	۱۲,۰۸	۰,۰۱	۶۸,۱۸

شکل ۱۷- نتایج آنالیز رسوب در منطقه متاثر از حرارت نمونه W۲ .

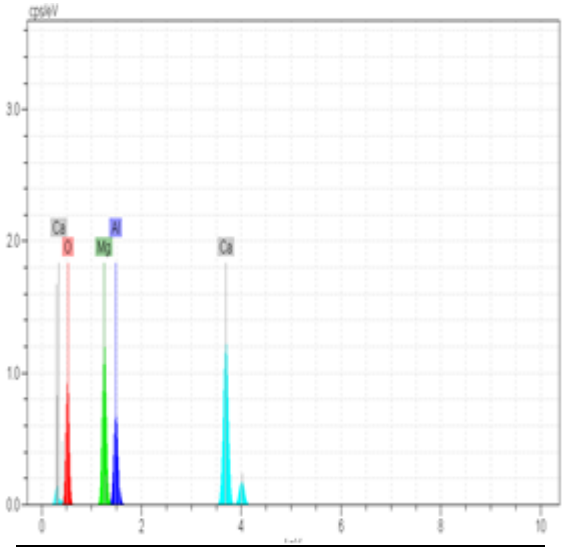


شکل ۱۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی از منطقه متاثر از حرارت نمونه W۳ .



ترکیب	Fe	Mn	Mg	Al
$Al_6(Fe-Mn)$	۱۸,۵۵	۱۰,۲۷	۲,۸۴	۶۸,۵۴

شکل ۱۹- نتایج آنالیز رسوبA ،در منطقه متاثر از حرارت نمونه W۳ .

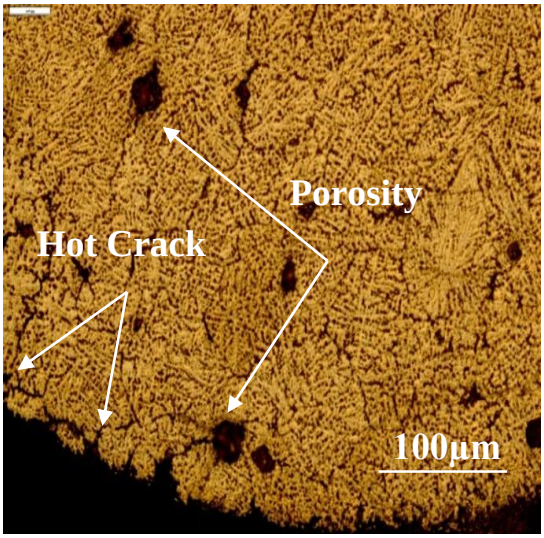


ترکیب	O	Ca	Mg	Al
Inclusion	۳۸,۲۶	۲۶,۸۰	۱۴,۹۵	۸,۳۱۳

شکل ۲۰- نتایج آنالیز رسوبB ،در منطقه متاثر از حرارت نمونه W۳ .

۳-۴-عیوب جوش

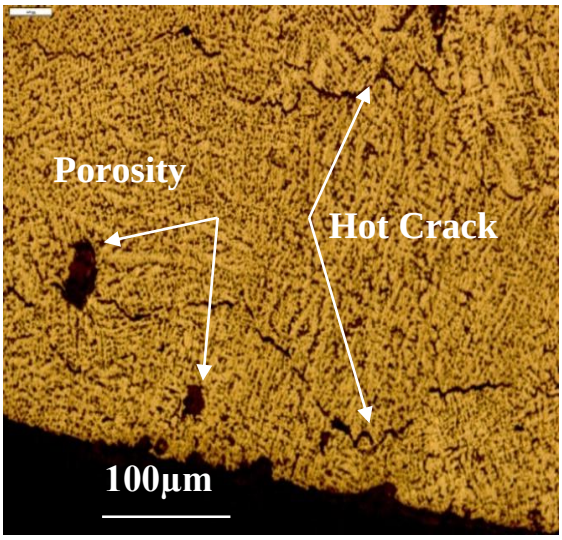
در شکل ۲۱ و ۲۲ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه های W۲ و ۳ W مشاهده می‌شود. این نمونه ها تحت جوشکاری تعمیری قرار گرفته اند و باعث ایجاد عیوب جوش و تغییرات ابعادی در نمونه ها شده است. از عیوب جوش می‌توان به ترک گرم و تخلخل اشاره کرد، درحالی‌که در نمونه W۱ هیچ‌گونه عیبی مشاهده نشده است.



شکل۲۱- تصویر ریز ساختار عیوب جوش نمونهW۲.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]



شکل۲۲- تصویر ریز ساختار عیوب جوش نمونه W۳.

در هنگام انجماد آلیاژ، منیزیم به مذاب مایع مقابل خود پس‌زده می‌شود. بنابراین آخرین مذابی که منجمد می‌شود، غنی از منیزیم خواهد بود. این جدایش عناصر آلیاژی سبب ایجاد یک جامد یوتکتیک با نقطه ذوب کم می‌شود. ریزساختار دندریتی، بخاطر پس زده شدن منیزیم به داخل مذاب در زمان انجماد، ذاتا به ترک گرم حساس است. افزایش غلظت عنصر حل شونده در نواحی مرزدانه ای که انجماد نهایی در آنجا رخ داده است، سبب می‌شود که دمای انجماد موثر در آن نواحی کاهش یابد. در مرزدانه‌ها غلظت عنصر حل شونده بالاست و جوانه زنی و رشد ترک گرم از مرزدانه‌ها شروع می شود. راه‌های حذف ترک گرم عبارتند از ریز دانه کردن فلز جوش (از طریق اضافه کردن تیتانیم و زیرکونیم به فلز پرکننده)، کنترل ترکیب حوضچه جوش، انتخاب فلز پرکننده با نقطه ذوبی نزدیک به نقطه ذوب فلز پایه، استفاده از جوشکاری چند پاسه به منظور کم شدن حجم حوضچه مذاب، استفاده از بالاترین سرعت جوشکاری و اعمال یک نیروی خارجی برای تحت فشار قرار دادن جوش هنگامی که در محدوده ترک گرم هستند.

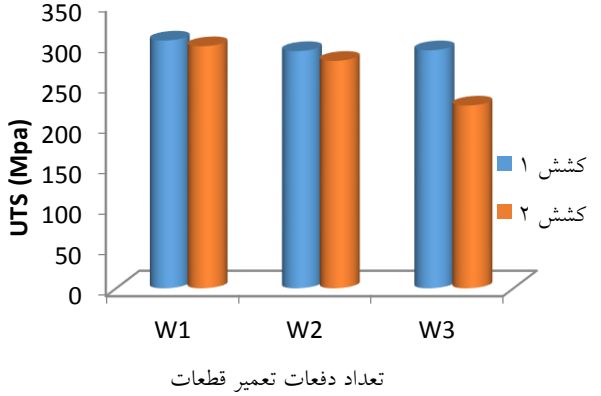
یکی دیگر از عیوبی که در جوشکاری این آلیاژ رخ داده تخلخل است. تخلخل ناشی از گاز حل شده در فلز جوش مذاب است که حین انجماد محبوس می شود. بنابراین باعث ایجاد حباب هایی در فلز جوش انجماد یافته خواهد شد. هیدروژن ممکن است باعث ایجاد تخلخل در جوش های آلومینیم گردد. راه‌های ورود هیدروژن عبارتند از چربی و آلودگی روی فلز پایه، گاز محافظ آلوده، لایه اکسیدی، مرطوب بودن سطح فلز پایه و رطوبت موجود در گاز خنثی و اتمسفر. علت اصلی تشکیل تخلخل در جوش آلیاژهای آلومینیم اختلاف زیاد میان حلالیت گاز هیدروژن در مذاب و جامد است. با افزایش حرارت ورودی دمای حوضچه مذاب بالاتر رفته و نرخ جذب هیدروژن توسط فلز مذاب افزایش می‌یابد و بر عکس [۱۵-۱۶].

۳-۵-خواص مکانیکی

در این بخش، خواص مکانیکی نمونه‌های جوشکاری شده و تعمیری بررسی می‌شود. از هر نمونه جوشکاری شده دو نمونه تحت آزمون کشش قرار گرفتند. نتایج مربوط به آزمایش کشش انجام‌شده در دمای محیط بر روی نمونه‌ها در جدول ۳ نشان داده‌شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، نمونه W۱ که جوشکاری تعمیری بر روی آن انجام‌نشده است، بالاترین استحکام نهایی را دارد و نمونه ۳ Wکه دومرتبه جوشکاری تعمیری بر روی آن انجام‌شده پایین‌ترین استحکام نهایی را دارد. علت آن ایجاد عیوب جوش در اثر تعمیر در فلز جوش و همچنین وقوع تبلورمجدد و رشد دانه در HAZ نمونه W۳ است که باعث افت خواص مکانیکی می‌شود. بیشترین استحکام کششی مربوط به نمونه W۱ است که جوشکاری تعمیری بر روی آن صورت نگرفته است و همچنین فلز جوش آن عاری از هرگونه عیب است. همچنین در شکل ۲۳، نمودار استحکام نهایی نسبت به افزایش شدت جریان در هر دو بار آزمایش کشش رسم شده است. همچنین در شکل های ۲۴، ۲۵ و ۲۶ نمودار کشش هریک از نمونه های W۱، W۲ و W۳ نشان داده شده است.

جدول ۳- نتایج آزمایش کشش

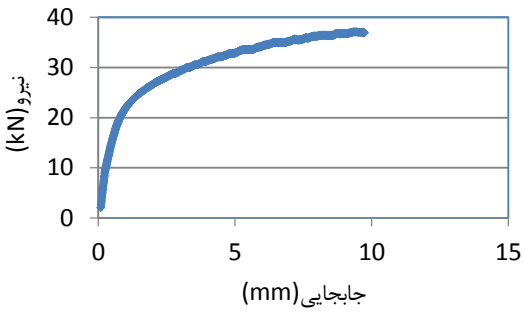
	نمونه۱	نمونه ۲	نمونه ۱	نمونه ۲
آلومینیم ۵۰۸۳	-	۳۱۴	-	۱۹	-
نمونه ۱	۳۰۵	۲۹۸	۳/۵	۷/۵	فلز پایه
نمونه ۲	۲۹۲	۲۸۰	۲/۳۵	۱/۱۷	فلز جوش
نمونه ۳	۲۹۳	۲۲۵	۱/۱۷	۲/۳۵	فلز جوش



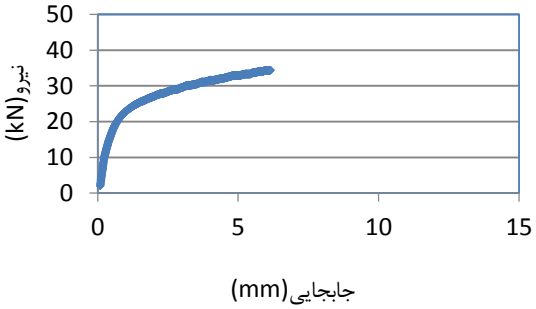
شکل۲۳- نمودار استحکام کششی نهایی نسبت به تعداد دفعات تعمیر.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

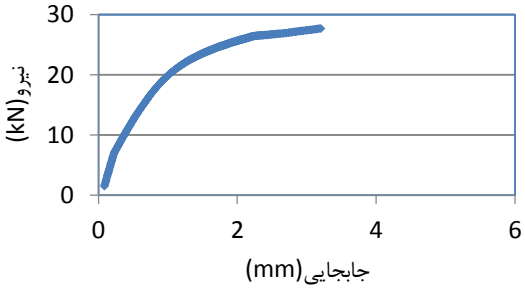
[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]



شکل۲۴- نمودار تست کشش نمونه W۱.

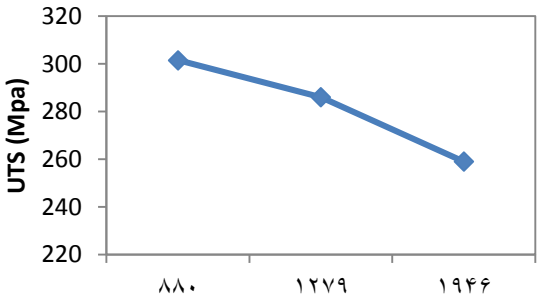


شکل ۲۵- نمودار تست کشش نمونه W۲.



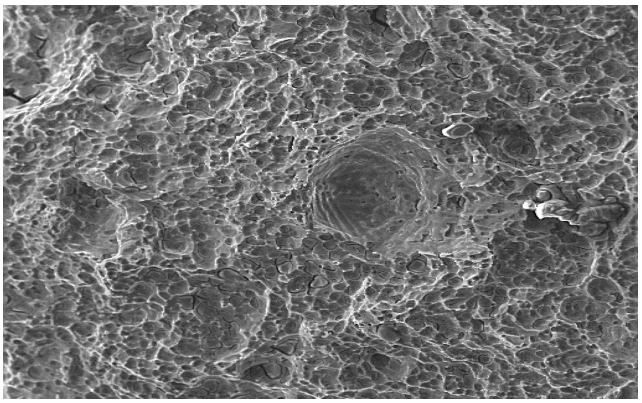
شکل۲۶- نمودار تست کشش نمونه W۳.

همانطور که در شکل ۲۷ مشاهده می شود، با افزایش دفعات تعمیر، حرارت ورودی به نمونه ها افزایش پیدا می‌کند و در نتیجه استحکام نهایی کاهش می‌یابد. از دلایل آن می‌توان به عیوب جوش از قبیل تخلخل[۸] و عدم ذوب دیواره[۹] و همچنین تجمع رسوبات در مرز دانه‌ها و تشکیل شبکه پیوسته‌ای در مرز دانه و تهی شدن زمینه از فاز سخت در اثر افزایش حرارت ورودی اشاره کرد.

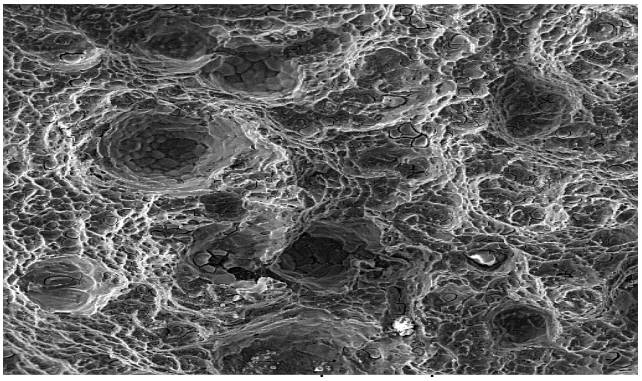


شکل ۲۷- نمودار میانگین استحکام نهایی نسبت به حرارت ورودی.

در شکل های ۲۸ و ۲۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی سطح شکست نمونه های W۱ و W۳ در آزمون کشش نشان داده شده است. سطح شکست نمونه‌های کشش در تمامی قطعات جوشکاری شده مشابه است. نمونه W۱ بالاترین استحکام نهایی را دارد و نمونه W۳ کمترین استحکام نهایی را دارد. وجود حفرات ریز و حفره های[۱۰] درشت در سطوح شکست نشان دهنده‌ی مکانیسم شکست نرم[۱۱] در این نمونه ها است. درصد ازدیاد طول در نمونه W۳ به مراتب کمتر از نمونه W۱ است. از علل آن می‌توان به وجود عیوب جوش مانند تخلخل، ترک گرم و عدم ذوب دیواره در بین پاس ریشه و پاس پرکنی اشاره کرد که موجب شکست زود هنگام به سبب کاهش سطح تحمل‌کننده بار می‌شود.



شکل ۲۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح شکست نمونه کشش W۲.



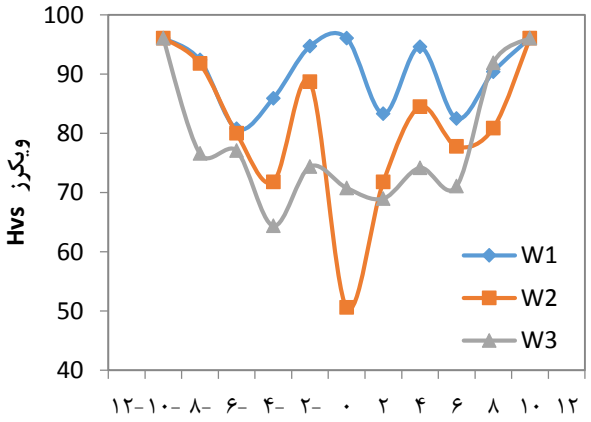
شکل ۲۹- تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح شکست نمونه کشش W۳.

با توجه به پروفیل سختی حاصل از آزمون سختی سنجی ویکرز بر سطح مقطع جوش نمونه های W۱، W۲ و W۳ در شکل ۳۰ مشاهده می‌شود که فلز پایه بدلیل کار سرد بودن و عدم تأثیر حرارت به این منطقه و احتمالا عدم وجود رسوبات در مرزدانه‌ها بالاترین حد سختی را دارا است. در نمونه W۱ پایین بودن حرارت ورودی باعث ایجاد ساختاری ریز دانه در اثر سریع سرد شدن می شود. بنابراین سختی بالاتری در فلز جوش و منطقه متاثر از حرارت نسبت به نمونه های W۲ و W۳ دارد. اما در نمونه‌های W۲ و W۳ حرارت اضافی

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

ناشی از تعمیر باعث افزایش فاصله بین بازوهای دندریتی شده و تبلور مجدد و جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها باعث کاهش سختی فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت نمونه‌های W۲ و W۳ نسبت به نمونه W۱ می‌شود؛ بنابراین هرچه حرارت ورودی در اثر تعداد دفعات تعمیر افزایش می‌یابد سختی فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت کاهش پیدا می‌کند؛ اما فلز جوش نمونه W۲ پایین‌ترین میزان سختی را در هر سه نمونه در نواحی مختلف دارد. دلیل این امر وجود عیوب بیشتر جوش مانند تخلخل در فلز جوش نمونه W۲ نسبت به نمونه W۳ است که باعث کاهش سختی می‌شود.



شکل ۳۰- پروفیل سختی نمونه های W۱، W۲ و W۳ .

۳-۶-بررسی خواص خوردگی

غیرفعال شوندگی[۱۲] به عنوان کاهش در فعالیت شیمیایی یا الکتروشیمیایی یک فلز در اثر واکنش با محیط اطراف خود تعریف می‌شود که سبب شکل‌گیری یک لایه محافظ روی سطح فلز می‌شود [۱۷].آلومینیم فلز فعالی است و به محض قرارگیری در محیط‌های اکسیدی (هوا، آب و غیره) تشکیل یک لایه‌ی طبیعی یکنواخت و پیوسته‌ی اکسید آلومینیم را می‌دهد. بنابراین، مقاومت زیاد آن در مقابل خوردگی ناشی از لایه‌ی اکسید آلومینیم تشکیل شده بر روی سطح آن است [۱۸].اما وجود دیگر عناصر به صورت خواسته یا ناخواسته در ترکیب شیمیایی آلومینیم و آلیاژهای آن و ترکیبات بین فلزی حاصل از آنها به همراه عیوب میکروسکوپی موجود در لایه‌ی اکسیدی محافظ، با ایجاد پیل‌های گالوانیک و یا ناپیوستگی در لایه‌ی اکسیدی، می‌توانند سبب ایجاد انواع خوردگی موضعی شوند [۱۹].گزارش شده است که ترکیبات بین فلزی موجود در آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ عمدتاً نقش کاتدی نسبت به زمینه دارند و از انواع آن می‌توان به $Al(Mn, Fe, Cr, Si)$ و $Al_6(Fe, Mn)$ اشاره نمود. این نوع ترکیبات بین‌فلزی با پشتیبانی از واکنش احیای O_2 و افزایش موضعی غلظت یون OH^- سبب افزایش موضعی pH و حل شدن لایه‌ی اکسیدی محافظ اطراف این ذرات شده که می‌تواند باعث ایجاد خوردگی حفره‌ای[۱۳] شود. برخی دیگر نیز نسبت به زمینه آندی هستند، مانند فاز رسوبی β (Mg_2Al_3) که می‌تواند در فرآیند تولید آلیاژ، سرویس‌دهی طولانی و یا حتی در زمان انبارداری به صورت پیوسته یا تقریباً پیوسته در مرز دانه‌ها تشکیل شود و آلیاژ را به خوردگی مرز دانه‌ای (IGC[14]) مستعد سازد (که در این حالت آلیاژ اصطلاحاً حساس شده است) همچنین، از آنجاکه این آلیاژ به صورت کار شده است، توزیع سطحی ترکیبات بین فلزی در سطح آن یکنواخت نیست و غالب‌ترین مکانیسم خوردگی در محلول NaCl (۳/۵%Wt)، خوردگی حفره‌ای است [۲۰- ۲۲].

حفره‌ها می‌توانند در مکان‌هایی مانند مرز فازها، ترکیبات بین‌فلزی غیرقابل انحلال، نواحی فصل مشترک بین زمینه و آخال و غیره ایجاد شوند که دلیل آن اختلاف پتانسیل خوردگی در درون یک سلول گالوانیک موضعی در سطح آلیاژ است. بنابراین، یک پتانسیل بحرانی (E_{pit}) به منظور کمی کردن مقاومت مواد در برابر خوردگی حفره‌ای تعریف می‌شود. در این پتانسیل، شکست موضعی لایه اکسیدی رخ می‌دهد. مواد با مقادیر بیشتر، نسبت به خوردگی حفره‌ای مقاومت بیشتری دارند و اختلاف بین E_{pit} و E_{corr} (پتانسیل خوردگی)، (E_{pit}-E_{corr}) در یک محیط به عنوان معیار حساسیت به خوردگی موضعی در نظر گرفته می‌شود [۲۳].

مقادیر E_{corr}، E_{pit} و E_{pit}-E_{corr} برای همه نمونه‌ها در جدول ۴ نشان داده شده است. لازم بذکر است که برای نمونه‌هایی که در نمودار خوردگی آنها منطقه ی غیر فعال مشاهده نشده، فقط مقادیر E_{corr} گزارش شده است.

جدول ۴- مقادیر Ecorr، Epit و Epit-Ecorr نمونه‌ها.

نمونه	Ecorr (V)	Epit (V)	$E_{pit} - E_{corr}$ (v)
Base Metal	-۰،۸۳۷	-	-
W1-HAZ	-۰،۸۴۴	-۰،۷۲۷	۰،۱۱۷
W1-WELD	-۰،۷۴۷	-	-
W2-HAZ	-۰،۸۷۶	-۰،۷۰۰	۰،۱۷۶
W2-WELD	-۰،۸۸۴	-۰،۶۸۹	۰،۱۹۵
W3-HAZ	-۰،۹۶۸	-۰،۸۱۲	۰،۱۵۶
W3-WELD	-۰،۹۰۹	-۰،۷۳۳	۰،۱۷۶

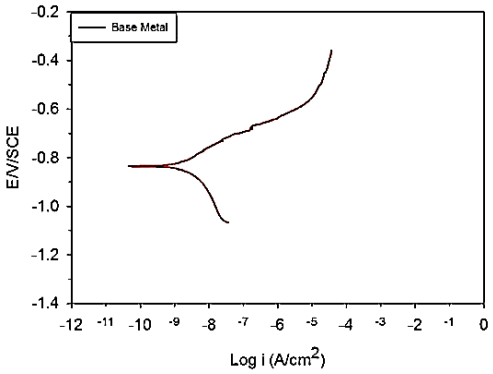
با توجه به جدول ۴ می‌توان بیان نمود که در HAZ نمونه W۱ و در نمونه‌های W۲ و W۳ منطقه غیر فعال قابل توجهی تشکیل شده است. همچنین اگرچه نمونه W2 نسبت به نمونه W3 منطقه غیر فعال بزرگتری دارد اما با مقایسه رفتار خوردگی این دو نمونه می‌توان دریافت که نمونه W3 رفتار خوردگی پایدارتری را نسبت به نمونه W2 و سایر نمونه‌ها دارد.

نمودار خوردگی پلاریزا سیون پتانسیودینامیک فلز پایه[۱۵] در شکل ۳۱ نشان داده شده است. با توجه به شکل ۳۲ می‌توان نتیجه گرفت

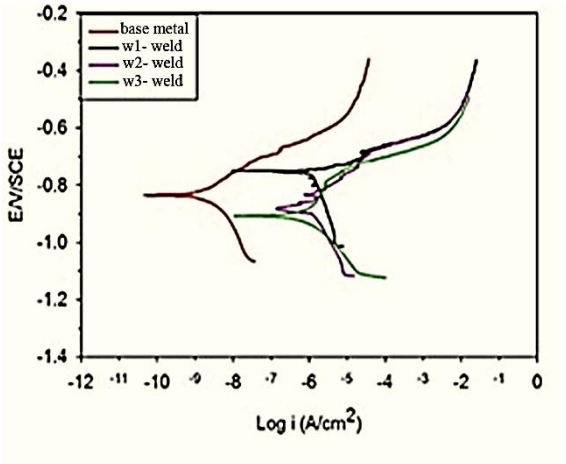
[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

که تمامی نمونه‌های جوشکاری شده مقاومت به خوردگی حفره ای پایین‌تری را نسبت به فلز پایه از خود نشان داده‌اند. در این رابطه بیان شده است که فرآیند جوشکاری با ایجاد تخلخل و امکان ورود ناخالصی‌ها به فلز جوش در حین فرآیند جوشکاری، سبب افت خواص خوردگی می‌گردد [۶]. با مقایسه نمودار خوردگی فلز جوش نمونه‌ها نیز می‌توان دریافت که تغییر پارامترهای فرآیند جوشکاری علی‌رغم تغییرات ریزساختاری، تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر روی رفتار خوردگی منطقه جوش و HAZ نداشته است.



شکل ۳۱- نمودار خوردگی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک برای فلز پایه.

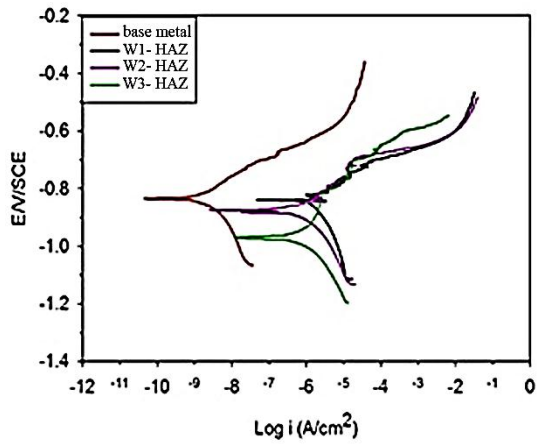


شکل ۳۲- نمودار خوردگی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک منطقه جوش برای همه‌ی نمونه‌ها در کنار فلز پایه.

گزارش شده است که دمای انحلال ترکیبات بین فلزی کاتدی موجود در آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ (عمدتاً ترکیبات غنی از آهن، کروم و منگنز) بالاتر از دمای انجماد این آلیاژ است و بنابراین تنها در منطقه ی جوش امکان حل شدن آنها حین جوشکاری وجود دارد و در HAZ نیز به دلیل پایداری بالا، دستخوش تغییر چندانی نمی‌شوند. از طرفی تغییرات دمایی می‌تواند بر شکل‌گیری و یا درشت شدن ترکیبات آندی فاز β (Mg_2Al_3) بسیار موثر باشند. فاز β به دلیل اینکه با زمینه یک فصل مشترک غیرهمبسته دارد، سبب افت خواص مکانیکی آلیاژ نیز می‌شود [۲۴، ۲۵].

۳-۷-تأثیر دفعات جوشکاری تعمیری بر رفتار خوردگی

لازم به ذکر است که فرآیند جوشکاری P-MIG مورد استفاده برای تعمیر قطعات، در این تحقیق یک کار صنعتی و با یک روش نیمه خودکار است و درنتیجه آن، حرارت ورودی در هر پاس و در هر بار از جوشکاری تعمیری متفاوت است. همچنین پارامترهای آمپر و ولتاژ بکار رفته در جوشکاری تعمیری W2 و W3 متفاوت از نمونه جوشکاری شده W1 است. از این رو، یک روند کلی و معقول در نتایج حاصل، چه در منطقه جوش و چه در منطقه HAZ دیده نمی‌شود. با این وجود، با توجه به نتایج حاصل می‌توان گفت که پارامترهای بکار رفته در نمونه‌ی دو بار تعمیر شده W3 بهینه‌ترین پارامترها هستند زیرا که در این نمونه علاوه بر رفتار خوردگی پایدارتر، قابلیت تشکیل منطقه غیر فعال قابل ملاحظه‌ای را (هم در منطقه جوش (۰/۱۷۶ولت) و هم در منطقه HAZ (۰/۱۵۶ ولت)) نیز دارا ست. در رابطه با رفتار خوردگی نمونه‌ها در منطقه‌ی HAZ شکل ۳۳، می‌توان بیان نمود که در نمونه W2 به دلیل شکل‌گیری و یا درشت شدن فاز β خواص خوردگی کاهش یافته است. برای توضیح نتایج حاصل، در رابطه با منطقه جوش می‌توان انتخاب پارامترهای جوشکاری منا سب‌تر در نمونه W3 و همچنین اعمال حرارت بیشتر به منطقه ی HAZ (در نمونه W3) و احتمالاً حل شدن فاز β را دلیل بهبود خواص خوردگی در این نمونه دانست.



شکل ۳۳- نمودار خوردگی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک منطقه متاثر از حرارت نمونه‌ها.

۳-۸-نتیجه‌گیری

با افزایش تعداد دفعات جوشکاری حرارت اضافی به منطقه متاثر از حرارت نمونه‌ها تحت تعمیر وارد می‌شود و در این منطقه با افزایش دفعات تعمیر پدیده تبلور مجدد و رشد و جوانه‌زنی اتفاق می‌افتد و اندازه دانه‌ها بزرگ‌تر شده و پهنای منطقه متأثر از حرارت افزایش می‌یابد.

سختی فلز جوش نمونه یک‌مرتبه تعمیر ۵۰ ویکرز و سختی نمونه دو

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

مرتبه تعمیر ۷۰ ویکرز می باشد که علت آن وجود تخلخل زیاد در نمونه یک مرتبه تعمیر نسبت به دومرتبه تعمیر است. در اثر حرارت اضافی ناشی از جوشکاری تعمیری استحکام نهایی و سختی فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت کاهش پیدا می‌کند. کمترین استحکام نهایی جوش مربوط به نمونه دومرتبه تعمیر ۲۵۹ مگا پاسکال است و بالاترین استحکام نهایی مربوط به نمونه بدون تعمیر ۳۰۱,۵ مگا پاسکال است. که علت آن وجود عدم ذوب در دیواره نمونه است.

در اثر افزایش حرارت ورودی ناشی از تعمیر سختی فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت کاهش پیدا می‌کند که از دلایل آن می‌توان به تهی شدن زمینه از رسوبات و وجود عیوب جوش اشاره کرد.

نمونه W3 رفتار خوردگی پایدارتری را نسبت نمونه W2 در منطقه جوش و منطقه متاثر از حرارت از خود نشان می دهد و منطقه غیر فعال ، قابل ملاحظه ۰/۱۷۶ولت در منطقه جوش و ۰/۱۵۶ ولت در منطقه HAZ را داراست. که انتخاب پارامترهای جوشکاری مناسب‌تر و همچنین اعمال حرارت بیشتر به منطقه ی HAZ و حل شدن فاز β را دلیل بهبود رفتار خوردگی در این نمونه دانست.

کلید واژگان

1- Gas Metal Arc Welding
2- Direct Current Electrode Positive
3- Pitting
4- Passivity
5- American welding society
6- Inclusion
7- Recrystallization
8- Porosity
9- Lack of fusion
10- Dimple
11- Ductile Fracture Mechanism
12- passivity
13- Pitting Corrosion
14- Inter-Granular Corrosion
15- Base Metal

مراجع

1- Stavros K, Nikolaou I, Papadimitriou G. ,(2006), Microstructural changes accompanying repair welding and their effect on the mechanical properties, Material and Design., Vol. 27, pp. 968-975

2- Dehkordi, H., (1391), The Effect of preheat temperature on the microstructure of aluminum alloy 5083 in welding MIG", Journal of Advanced Design and Manufacturing Technology, University City of Majlesi, Vol. 2, pp. 29-21

3- Mathers, C., Shamanian, (1392), welding of aluminum and its alloys, Acecr Isfahan university technology branch

4- Tahmasebi, O., (1363), aluminum-aluminum, Publisher Casting Society, iranian

5- Handbook of Aluminum, (2003), Physical Metallurgy and Processes, Marcel Dekker Inc, New York, Vol.1, pp. 513-522

6- Katsas S, Nikolaou I, Papadimitriou G., (2007), Corrosion resistance of repair welded naval aluminium alloys, Material and Design, Vol. 28, pp. 831-836

7- Schumacher M., (1979), Seawater Corrosion Handbook", Noyes Date Corporation, New Jersey

8- Metals Handbook, (1992), Corrosion, ASM International, vol.13, pp. 583-609 and 343-345, 9th ed

9- J. R. Davis., (1999), Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International, Materials Park

10- Fontana, c, Saatchi, (1378), Corrosion Engineering, Isfahan university technology branch

11- Mozafaryayan, R., (1374), the assessed sensitivity sections welded 5083 aluminum alloy corrosion in seawater with stress, School of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

12- Standard Test Method for Measurement of Corrosion Potentials of Aluminum Alloys, (19997), G 69, Annual Book of ASTM Standard, American Society for Testing and Material

13- Tetsumi Y, Toshio O, Masahiro S, Yoshiaki H., (2001), Effect of welding structure on high-cycle and low-cycle fatigue properties for MIG welded A5083 aluminium alloys at cryogenic temperatures", J Cryogen., Vol. 41, pp. 475–83

14- A. Barbucci, G. Bruzzone, M. Delucchi, M. Panizza, G. Cerisola., (2000), Breakdown of Passivity of Aluminium Alloys by Intermetallic Phases in Neutral Chloride Solution, Intermetallics., Vol. 8, pp. 305-312

15- By.C. Lippold, E. F. Neppes and W. F. Savage., (1977), An Investigation of Hot Cracking in 5083-O Aluminum Alloy Weldments, Welding Research Supplement., Vol. 171 S, pp. 10-18

16- Syndoko, Shamanian, M., (1388), welding metallurgy, Third Edition, center, Isfahan University Press

17- Mc. Cafferty, E., (2010), Introduction to Corrosion Science, Springer Science Business Media

18- CH, Vargel., (2004), Corrosion of aluminium", Elsevier

19- A. Barbucci, G. Bruzzone, M. Delucchi, M. Panizza, G. Cerisola., (2000), Breakdown of Passivity of Aluminium Alloys by Intermetallic Phases in Neutral Chloride Solution", Intermetallics., Vol. 8, pp. 305-312

20- M. Trueba, S. P. Trasatti., (2010), Study of Al alloy corrosion in neutral NaCl by the pitting scan technique", Materials Chemistry and Physics, Vol. 121, pp.523–533

21- A. Aballe, M. Bethencourt, F. J. Botana, M. J. Cano, M. Marcos., (2003), Influence of the cathodic intermetallics distribution on the reproducibility of the electrochemical measurements on AA5083 alloy in

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]

nacl solutions", Corrosion Science., Vol. 45, pp. 161–180

22- Y. Yang, T. Allen., (2013), Direct visualization of β phase causing intergranular forms of corrosion in Al–Mg alloys, Materials Characterization., Vol. 80, pp. 7 6 – 85

23- G. S. Frankel, Pitting Corrosion, (2003), Corrosion Fundamentals, Testing, and Protection, ASM Handbook, ASM International., Vol. 13A, pp. 590-605

24 - K. Huang, T. Lui, L Chen., (2011), Effect of microstructural features on the tensile properties and vibration fracture resistance of friction stirred 5083 Alloy", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 7466–7472

25- Shuangping Lin, Zuoren Nie, Hui Huang, Bolong Li., (2010), Annealing behavior of a modified 5083 aluminum alloy, Materials and Design., Vol. 31, pp. 1607–161

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1396.13.25.10.6]