

بررسی تاثیر حرارت ورودی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی مقاطع جوشکاری شده آلیاژ آلومینیم H۳۲۱-۵۰۸۳ به روش P-MIG

میثم احمدی^۱، علی فرزادی^{۱*}، علیرضا یزدی پور^۳

چکیده

در این پژوهش به بررسی تاثیر حرارت ورودی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی جوش آلیاژ آلومینیم H۳۲۱-۵۰۸۳ جوشکاری شده تحت فرایند میگ پالسی پرداخته شده است. آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ در صنایع دریایی به طور گسترده مورد استفاده قرار می‌گیرد. با توجه شرایط محیطی و تماس با آب دریا، خوردگی این آلیاژ و به خصوص منطقه جوش آن همواره مورد توجه محققین است. از فرایند قوسی فلز-گاز پالسی به دلیل کاهش حرارت ورودی و کاهش منطقه متاثر از حرارت برای جوشکاری استفاده شده است. نتایج نشان دهنده آن است که افزایش حرارت ورودی، سبب کاهش نرخ سرد شدن نمونه‌ها و رشد بیش‌تر دندریت‌ها و همچنین، باعث افزایش فاصله بین بازوهای دندریتی در فلز جوش شده است. در ناحیه متاثر از حرارت، افزایش حرارت ورودی سبب پیشرفت بیش‌تر استحاله‌های تبلور مجدد، رشد دانه و افزایش اندازه دانه‌ها می‌شود. نتایج حاصل از آزمون کشش و ریزسختی، افت خواص مکانیکی در منطقه متاثر از حرارت را نشان می‌دهند. تمامی نمونه‌های جوشکاری شده، مقاومت به خوردگی حفره‌ای پایین‌تری را نسبت به فلز پایه از خود نشان می‌دهند. افزایش حرارت ورودی تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر رفتار خوردگی فلز جوش نداشته است؛ اما در ناحیه متاثر از حرارت با افزایش حرارت ورودی نمودار به سمت چپ جابه‌جا شده است که نشان دهنده بهبود رفتار خوردگی ناحیه متاثر از حرارت به دلیل کاهش نرخ سرد شدن و حل شدن بیش‌تر فاز β است.

واژه‌های کلیدی: میگ پالسی، آلیاژ آلومینیم H۳۲۱-۵۰۸۳، ریزساختار، ریزسختی، خوردگی حفره‌ای.

^۱ - مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

^۲ - استادیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر (پلی تکنیک)، تهران، ایران

^۳ - مدیر گروه پژوهشی مهندسی جوش، پژوهشکده مهندسی مواد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر پردیس تهران

*-نویسنده مسئول مقاله: farzadi@aut.ac.ir

پیشگفتار

آلیاژ آلومینیم-منیزیم H۳۲۱-۵۰۸۳، جزء آلیاژهای عملیات حرارتی ناپذیر است [۱]. این آلیاژ به دلیل دارا بودن خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی بالا، قابلیت جوشکاری خوب، انعطاف پذیری بالا و قابلیت شکل پذیری خوب به طور وسیعی در صنایع دریایی برای ساخت کشتی‌های مسافری، باربری، قایق‌های تندرو و در ساخت زیر دریایی‌ها و همچنین در خودرو سازی، هوافضا و پل‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱]. وجود حدود ۴/۵ درصد منیزیم در این آلیاژ، استحکام را از طریق استحکام‌دهی محلول جامد افزایش می‌دهد و سبب افزایش کار سختی می‌شود [۱]. علاوه بر منیزیم عناصر دیگری مانند منگنز، سیلیسیم، کروم، آهن و تیتانیم از عناصر آلیاژی مهم در آلیاژهای گروه ۵XXX هستند. منگنز مانند منیزیم با تشکیل محلول جامد، سبب افزایش استحکام و انعطاف پذیری می‌شود. کروم باعث افزایش مقاومت به خوردگی تنشی شده و تیتانیم به عنوان ریز دانه کننده استفاده می‌شود [۲]. بررسی‌های انجام شده توسط دهکردی و صابری [۳] بر ریز ساختار 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) بوده که ذرات ریزی در آن توزیع شده‌اند. در این آلیاژ سه نوع رسوب را می‌توان مشاهده نمود، رسوبات غنی از آهن با ترکیب $Al_6(Fe-Mn)$ که گاهی علاوه بر Al ، Fe و 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 [۴-۶]. در بررسی‌های انجام شده توسط کاتساس و همکارانش [۷]، تأثیر افزایش تعداد دفعات تعمیر بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلومینیم مورد بررسی قرار گرفته است. در این تحقیق، روی نمونه‌ها ۴ مرتبه جوشکاری تعمیری صورت گرفته است. نتایج به‌دست‌آمده نشان دهنده 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 ناحیه متأثر از حرارت می‌شود. با افزایش تعداد دفعات تعمیر اندازه دانه

در پاس ریشه جوش بیش‌تر می‌شود. تحقیق دیگری که آقای کاتساس و همکارانش [۸] در زمینه مقاومت به خوردگی آلیاژهای آلومینیم ۵۰۸۳ تعمیر شده توسط جوشکاری انجام داده‌اند نشان می‌دهد، سیکل‌های حرارت اضافی ناشی از جوشکاری تعمیری، باعث 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. انفعال^۱ 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 [۹]. آلومینیم، فلز فعالی بوده و به محض قرارگیری در محیط‌های اکسیدی (هوا، آب و ...) 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 [۱۰]؛ 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 ریزعیوب موجود در لایه‌ی اکسیدی محافظ، با ایجاد پیل‌های گالوانیک و یا ناپیوستگی در لایه‌ی اکسیدی، ممکن است سبب ایجاد انواع خوردگی موضعی شوند [۱۱]. 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 [۱۲]. 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 می‌شوند که ممکن است، باعث ایجاد خوردگی حفره‌ای^۲ شود [۱۲ و ۱۳]. برخی دیگر نیز نسبت به زمینه آندی‌اند، مانند فاز رسوبی $\beta (Mg_2Al_3)$ 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

^۱ - Passivity

^۲ - Pitting corrosion

مواد و روش‌ها

در این تحقیق از ورق‌های آلومینیم H۳۲۱-۵۰۸۳، به ابعاد^۳(mm) (۵×۳۰×۵۰) و فلز پرکننده ER۵۱۸ استفاده شده است. ترکیب شیمیایی ورق و فلز پرکننده در جدول (۱) براساس استاندارد انجمن جوشکاری آمریکا^۶ نمایش داده شده است. با توجه به ضخامت ورق‌ها در هنگام آماده‌سازی، قطعات به صورت سربه‌سر با شیار V شکل و پشت بند آماده شدند (شکل ۱). عملیات جوشکاری مطابق با پارامترهای جدول (۲) انجام گرفت. به منظور انجام جوشکاری، سه نمونه W_۱، W_۲ و W_۳ در نظر گرفته شد که نمونه W_۱ با شدت جریان کم و سرعت بالا در دو پاس جوشکاری شد. نمونه W_۲ با افزایش ناچیز شدت جریان و کاهش چشمگیر سرعت جوشکاری، در یک پاس جوشکاری انجام شد. نمونه W_۳ با شدت جریان بالا و سرعت بالا در دو پاس جوشکاری شد. در هنگام جوشکاری هر یک از نمونه‌ها از پشت بند استفاده شد. به منظور بررسی ریز ساختار هر یک از قطعات و مقایسه آن‌ها با یکدیگر، نمونه‌هایی با اندازه ۵×۱۰×۲۵ (mm)^۳ به صورت عمود بر جهت جوشکاری، از هر یک از قطعات جدا شد. سپس نمونه‌ها مانت گرم شدند و با سمباده‌های ۸۰، ۲۲۰، ۳۲۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۱۵۰۰، ۲۰۰۰، ۲۵۰۰، ۳۰۰۰، ۳۵۰۰ سمباده زنی شدند و توسط پودر آلومینای ۵/۰ میکرومتر پولیش شدند. به منظور بررسی ریزساختار سطح مقطع جوش‌ها و ناحیه متأثر از حرارت از محلول 1ml HF، 1ml H₂O، 12ml HCl (38%) (40%)، 6ml HNO₃ (70%) 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. جهت 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، ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه از دستگاه ریزسختی سنج استفاده

مرز دانه‌ای^۱ مستعد سازد (که در این حالت آلیاژ اصطلاحاً حساس شده است) [۱۴ و ۱۱]. همچنین، از آنجایی که 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 درصد وزنی)، خوردگی حفره‌ای است [۱۴]. حفره‌ها ممکن است 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 به منظور کمی نمودن مقاومت مواد در برابر خوردگی حفره‌ای تعریف می‌شود. در این پتانسیل، شکست موضعی لایه اکسیدی رخ می‌دهد و علاوه بر این مواد با مقادیر بیش‌تر پتانسیل بحرانی، نسبت به خوردگی حفره‌ای مقاومت بیش‌تری دارند و اختلاف بین پتانسیل بحرانی و پتانسیل خوردگی در یک محیط به عنوان معیار حساسیت به خوردگی موضعی در نظر گرفته می‌شود. یکی از پرکاربردترین روش‌های اتصال آلیاژهای آلومینیم، جوشکاری آن‌ها است. با در نظر گرفتن معیارهای اقتصادی و کاربردی، روش‌های جوشکاری قوس با الکتروود تنگستنی^۲ و جوشکاری قوسی با الکتروود فلزی^۳ پرکاربردترین روش‌های جوشکاری ذوبی این آلیاژند. در این پژوهش برای بهره‌گیری از مزایایی از قبیل کاهش انرژی ورودی، کاهش منطقه متأثر از حرارت، بهبود شکل گرده جوش و کاهش اعوجاج ناشی از جوشکاری از فرایند جوشکاری قوسی با الکتروود فلزی پالسی^۴ استفاده شده است. همچنین به منظور نرخ رسوب بیش‌تر و شکستن لایه‌های اکسیدی در جوشکاری آلومینیم، در این روش از جریان مستقیم با الکتروود مثبت^۵ استفاده می‌شود [۱۵]. هدف از این پژوهش، بررسی تاثیر حرارت ورودی بر ریزساختار و رفتار خوردگی جوش آلیاژ آلومینیم H۳۲۱-۵۰۸۳ تحت فرایند میگ پالسی است.

1- Inter-granular corrosion

2- Tungsten inert gas

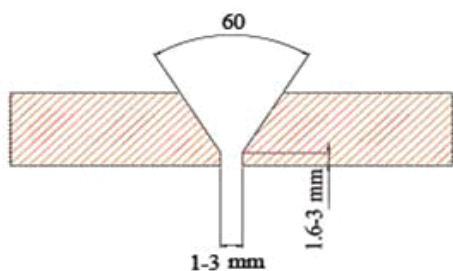
3- Gas metal arc welding

4- Pulsed-gas metal arc welding

5- Direct current electrode positive

6- American welding society

توسط نرم افزار Ec-Lab نمودارهای تک تک نمونه‌ها را به دست آورده و با یکدیگر مقایسه گردیدند.

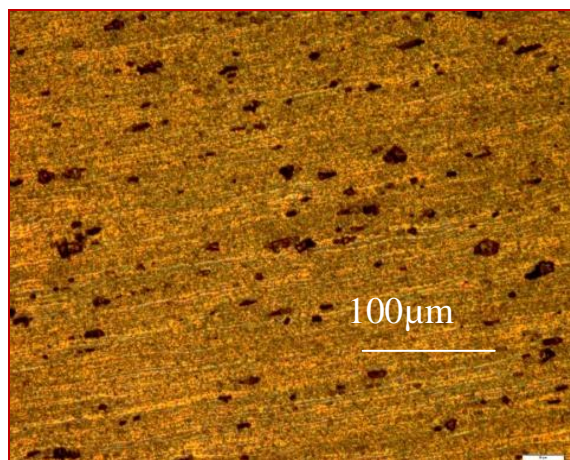


شکل ۱- آماده سازی نمونه

نتایج و بحث

بررسی‌های ریزساختاری فلز پایه

شکل (۲)، ریزساختار مربوط به فلز پایه را توسط میکروسکوپ نوری و شکل (۳)، ریزساختار فلز پایه را با میکروسکوپ الکترونی نشان می‌دهد. همان‌گونه 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^۱ هستند. در جدول (۳) آنالیز رسوبات و آخال‌ها ارائه شده است [۱۷].

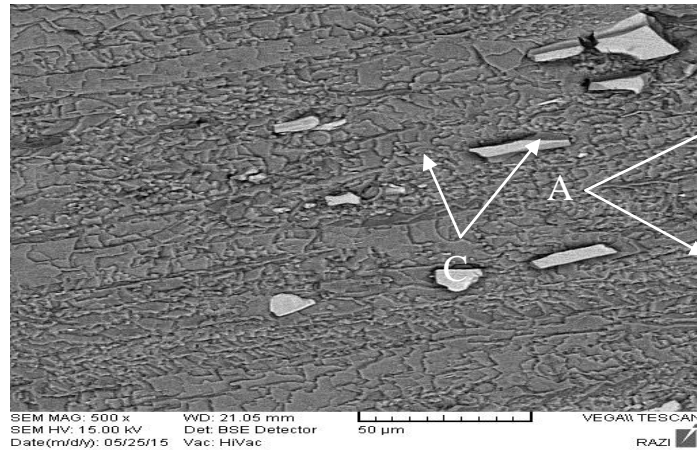


شکل ۲- تصویر ریزساختار فلز پایه

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 ولت است. آزمایش اندازه‌گیری پتانسیل خوردگی نواحی مختلف جوش شامل فلز جوش، ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه انجام شد. از آنجایی که تغییرات ساختمان میکروسکوپی در طول ناحیه جوش و ناحیه متأثر از حرارت قطعات جوشکاری شده آلومینیم، سبب مستعد شدن آن‌ها به خوردگی در محیط می‌شود؛ لذا اندازه‌گیری اختلاف پتانسیل خوردگی در طول ناحیه جوش به تعیین رفتار خوردگی مقاطع جوشکاری شده کمک می‌نماید.

این آزمایش طبق استاندارد ASTM G69 انجام شد [۱۶]. برای این آزمایش نمونه‌هایی به اندازه $۲۰ \times ۱۵ \times ۵$ (mm) به طوری که هر سه ناحیه (گرده جوش، ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه) را داشته باشد بریده و از هر قطعه جوشکاری شده دو نمونه خارج کرده تا یکی از نمونه‌ها برای ارزیابی فلز جوش و نمونه دیگری برای ارزیابی منطقه متأثر از حرارت استفاده شود. 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 مانع سرد نموده تا سیم مسی اتصال آن‌ها قطع نشود. بعد از این مراحل نمونه‌ها را از ۱۲۰ تا ۳۵۰۰ سمباده زده و بعد توسط پودر آلومینای ۰/۵ میکرومتر پولیش نموده و بعد در محلول 12ml HCl (38%) ، 1ml HF (40%) ، 1ml H₂O ، 6ml HNO₃ (70%) به مدت ۵ تا ۲۵ ثانیه حکاکی شدند تا منطقه جوش، منطقه متأثر 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 متأثر از حرارت در نظر گرفته شد. بنابراین سایر مناطق لاک گرفته شد. با استفاده از روش الکتروشیمیایی به وسیله دستگاه پتانسیوایستات، پتانسیل نمونه‌ها در محیط محلول کلرید سدیم ۳/۵ درصد نسبت به الکتروود مرجع نقره-کلرید نقره اندازه‌گیری شد. سپس

^۱ - Inclusion



شکل ۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلز پایه

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده

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

جدول ۲- پارامترهای جوشکاری

کد نمونه	شماره پاس	جریان (آمپر)	ولتاژ (ولت)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (kj/mm)
W ₁	۱	۱۶۶	۲۴	۱۳/۵۲	۸۸۰/۷۳
	۲	۱۴۹	۲۴	۷/۶۱	
W ₂	۱	۱۶۹	۲۸	۶/۳۳	۸۷۳/۵۶
W ₃	۱	۱۸۰	۲۴	۱۶/۵۲	۱۱۳۷/۵۲
	۲	۱۸۰	۲۵	۱۲	

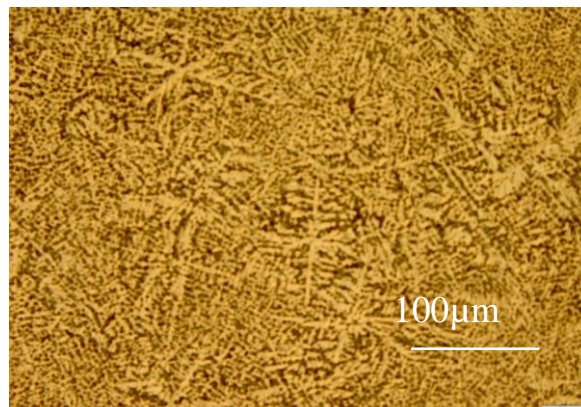
جدول ۳- درصد وزنی فازهای شناسایی شده فلز [۱۶]

نقطه آنالیز شده	Al	Mg	Mn	Si	Fe	O	ترکیب پیشنهادی
A	۸۴/۱۴	۰/۵۸	۹/۶۰	-	۱۴/۳۹	-	Al ₆ (Fe-Mn)
B	۹۰/۴۸	۹/۳۴	۰/۹۶	-	۱/۲۱	-	Mg ₂ Al ₃
C	۷/۱۷	۱/۸۶	-	۴۷/۲۹	-	۴۵/۰۸	Inclusion

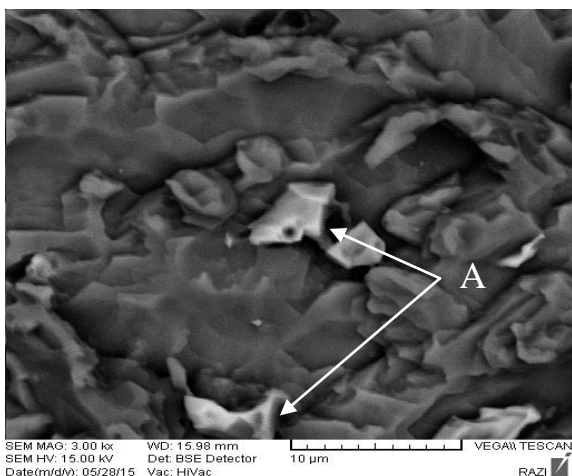
مقایسه ریز ساختار فلز جوش

در شکل‌های (۴) و (۵) تصاویر میکروسکوپی نوری، الکترونی روبشی و ریزساختار فلز جوش نمونه W_3 نشان داده 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 به وجود می‌آید. با افزایش همزمان شدت جریان و سرعت جوشکاری حرارت ورودی بیش‌تری به قطعه W_3 وارد شده و در نتیجه نرخ سرد شدن قطعه کاهش می‌یابد. به دلیل حرارت بالای جوشکاری، در گرده‌ی جوش دانه‌های هم محور با اندازه‌های مختلف و ریزساختار هم محور دندریتی در داخل دانه‌ها ایجاد می‌شود. با افزایش حرارت ورودی ناشی از افزایش شدت جریان، فاصله بین بازوهای دندریتی شروع به بیش‌تر شدن می‌کند.

در بررسی ترکیب شیمیایی ذرات موجود در فلز جوش نمونه‌های W_1 ، W_2 و W_3 با استفاده از طیف‌سنج پخش انرژی^۱ درصد وزنی فازها شناسایی شد و مشخص شد که در این نمونه‌ها فقط رسوبات غنی از آهن $Al_6(Fe-Mn)$ حضور دارند و دو نوع رسوب دیگر مشاهده نشدند. در شکل (۶) ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی فلز جوش و مناطقی که از آن‌ها آنالیز ترکیب شیمیایی گرفته شده است، نشان داده می‌شوند. همچنین آنالیز ترکیب شیمیایی مناطق موردنظر در شکل (۷) ارائه شده است. در نمونه W_3 ابتدا رسوبات بصورت پراکنده‌اند؛ اما با افزایش شدت جریان جوشکاری، حرارت ورودی افزایش یافته و سبب توزیع مجدد ترکیبات بین فلزی می‌شود. ترکیبات بین فلزی در بین دندیت‌ها ایجاد می‌شوند. همچنین به دلیل 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.



شکل ۴- تصویر ریزساختار فلز جوش نمونه W_3

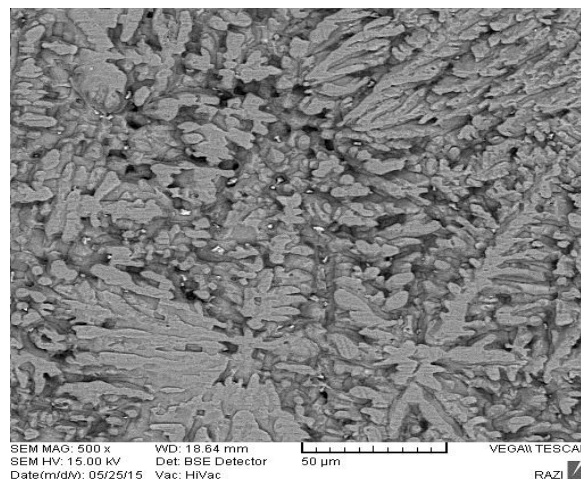


شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلز جوش

بررسی ریزساختار فصل مشترک فلز جوش و ناحیه

متاثر از حرارت و فلز پایه

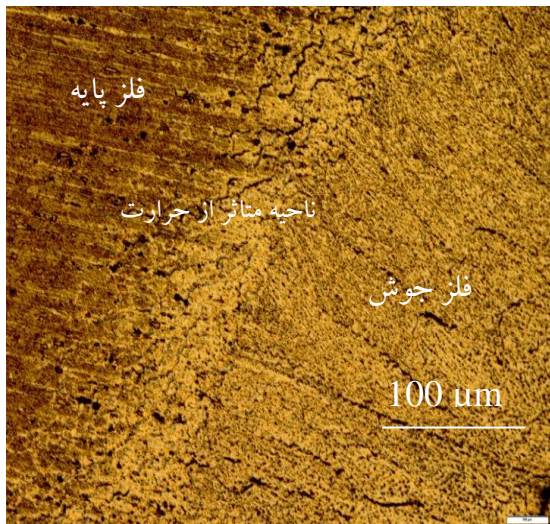
شکل‌های (۸)، (۹) و (۱۰) ریزساختار منطقه متأثر از حرارت، فلز جوش و فلز پایه نمونه‌های W_1 ، W_2 ، W_3 را با میکروسکوپ نوری نشان می‌دهد. منطقه متأثر از حرارت به‌واسطه حرارت ورودی تحت سیکل‌های حرارتی مختلفی قرار می‌گیرد. سرعت سرد شدن در منطقه متأثر



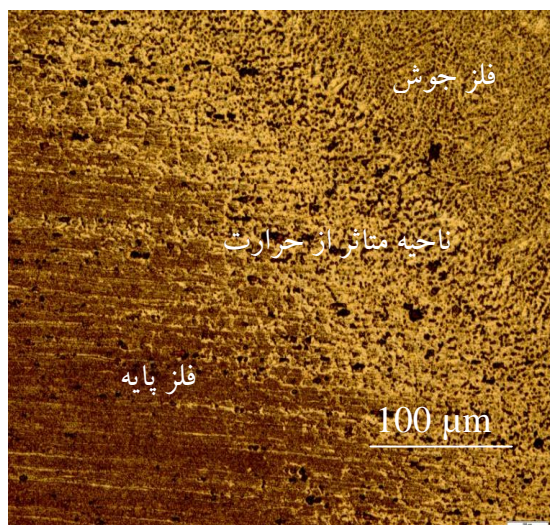
شکل ۵- تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلز جوش

^۱ - Energy Dispersive Spectroscopy

رشد بیش‌تر دانه‌ها در ناحیه متأثر از حرارت نسبت به دو نمونه قبلی می‌گردد. پدیده تبلور مجدد، فرآیندی وابسته به جوانه زنی و رشد است. بدین ترتیب که دانه‌های تغییر فرم یافته تحت تنش، جای خود را به یک سیستم کاملاً جدید متشکل از دانه‌های هم محور بدون تنش می‌دهند. در اثر افزایش حرارت ورودی پهنای ناحیه متأثر از حرارت افزایش می‌یابد؛ بنابراین به ترتیب نمونه‌های W₁ و W₂ و W₃ بیش‌ترین پهنای منطقه متأثر از حرارت را دارا می‌باشند. با افزایش حرارت ورودی خواص مکانیکی افت پیدا می‌کند [۱۸-۱۹].

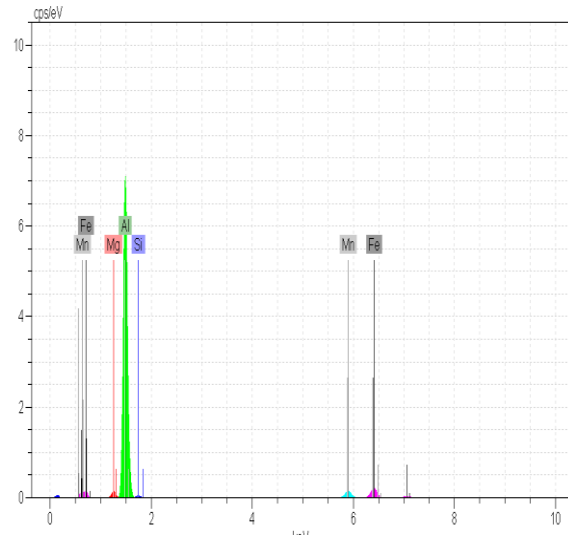


شکل ۸- تصویر ریز ساختار فصل مشترک نمونه W₁



شکل ۹- تصویر ریز ساختار فصل مشترک نمونه W₂

از حرارت نمونه‌های W₁، W₂ و W₃ متفاوت است و در نتیجه منطقه متأثر از حرارت دچار تغییراتی می‌شود.



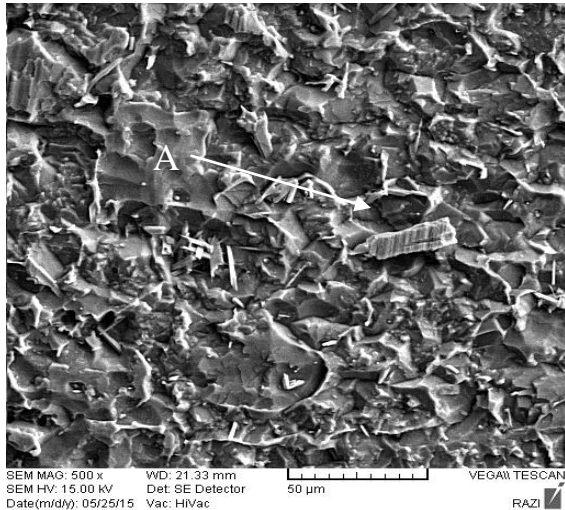
Al	Mg	Mn	Fe	ترکیب
۷۹.۶۱	۳.۵۲	۵.۴۱	۸.۲۴	Al ₆ (Fe-Mn)

شکل ۷- نتایج آنالیز رسوب در فلز جوش

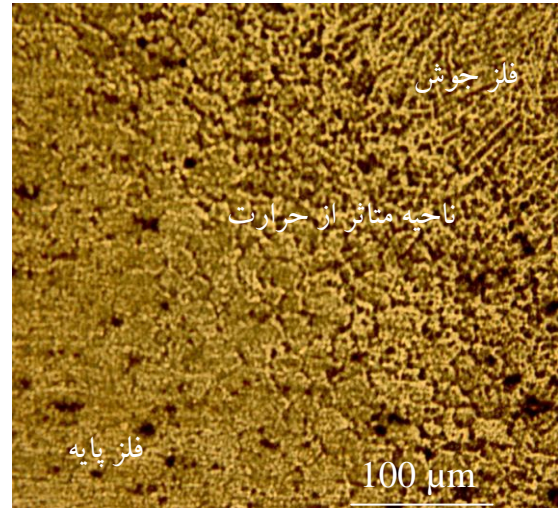
در نمونه W₁ به دلیل پایین بودن شدت جریان و بالا بودن سرعت جوشکاری، حرارت ورودی به نمونه کم است و این نمونه جوشکاری شده سریع‌تر سرد می‌شود. بنابراین در ناحیه متأثر از حرارت تغییر زیادی ایجاد نمی‌شود. در نمونه W₂ شدت جریان نسبت به نمونه W₁ افزایش پیدا نکرده؛ اما سرعت جوشکاری نسبت به نمونه قبل کاهش چشم‌گیری پیدا کرده است. بنابراین، نرخ سرد شدن نمونه کاهش پیدا کرده و در نتیجه در ناحیه متأثر از حرارت نمونه W₂ پدیده تبلور مجدد^۲ و رشد دانه رخ داده و دانه‌های ناحیه متأثر از حرارت نمونه W₂ بزرگتر از دانه‌های ناحیه متأثر از حرارت نمونه W₁ هستند. در نمونه W₃ شدت جریان و سرعت جوشکاری همزمان افزایش می‌یابند و بیش‌تر از نمونه‌های W₁، W₂ هستند. در نتیجه حرارت بیش‌تری به قطعه مورد جوشکاری W₃ وارد شده و قطعه دیرتر از دو نمونه قبلی سرد شده و دانه‌ها زمان بیش‌تری را برای رشد داشته و باعث درشت‌تر شدن دانه‌ها در اثر تبلور مجدد و

² Recrystallization

صورت خطوط پررنگ تیره مشخص می‌شوند [۳]. در نمونه W₃ علاوه بر رسوبات غنی از آهن، لکه‌های تیره رنگ بزرگی نیز مشاهده می‌شود که آخال‌اند. در شکل‌های (۱۲)، (۱۴) و (۱۶)، ترکیب شیمیایی عناصر مختلف با استفاده از آنالیز رسوب مشخص شده است.

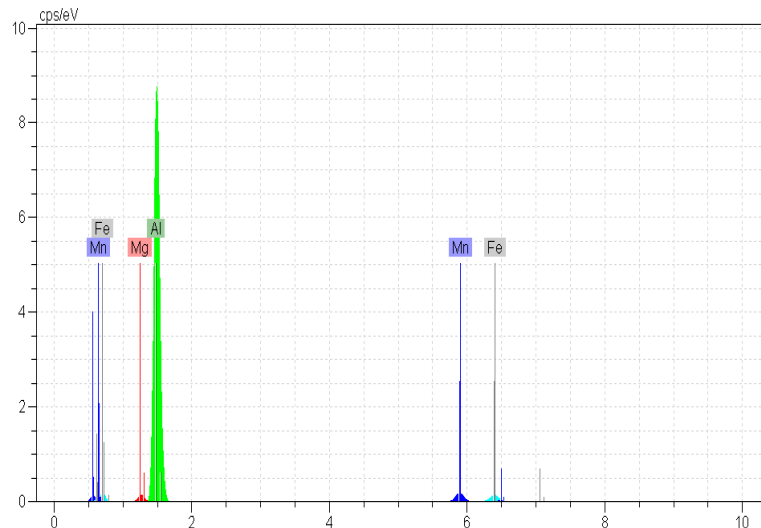


شکل ۱۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی از ناحیه متاثر از حرارت نمونه W₁



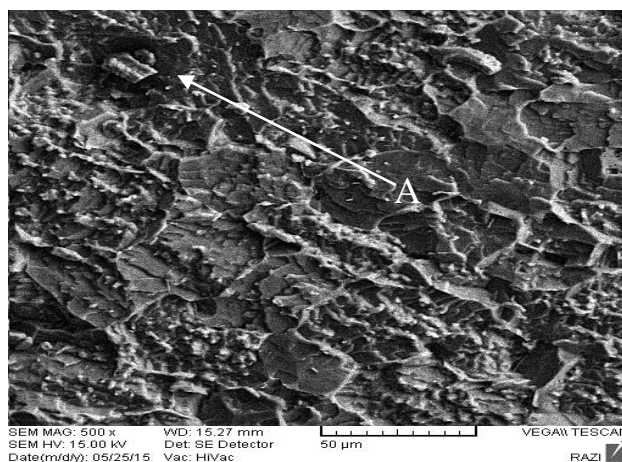
شکل ۱۰- تصویر ریز ساختار فصل مشترک نمونه W₃

با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در شکل‌های (۱۱)، (۱۳) و (۱۵)، در ناحیه متاثر از حرارت نمونه‌های W₁، W₂ و W₃ نیز مانند فلز جوش تنها رسوبات غنی از آهن Al₆(Fe-Mn) مشاهده شد. با افزایش حرارت ورودی در اثر افزایش شدت جریان، رسوبات به سمت مرز دانه‌ها حرکت کرده و کاملاً زمینه را از فاز سخت تهی می‌کنند و در مرز دانه یک شبکه پیوسته‌ای از رسوبات تشکیل می‌گردد و مرز دانه‌ها به

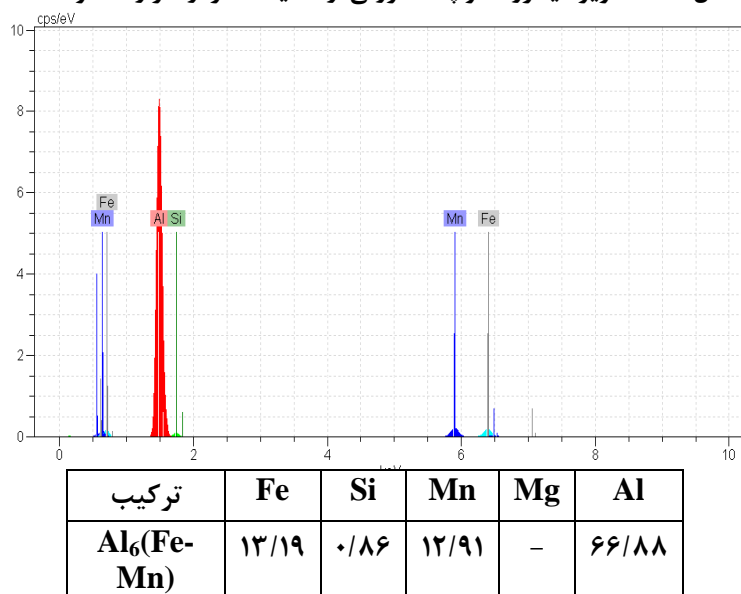


ترکیب	Fe	Si	Mn	Mg	Al
Al ₆ (Fe - Mn)	۹.۵۴	-	۱۰.۲۴	۱.۲۶	۷۵.۰۹

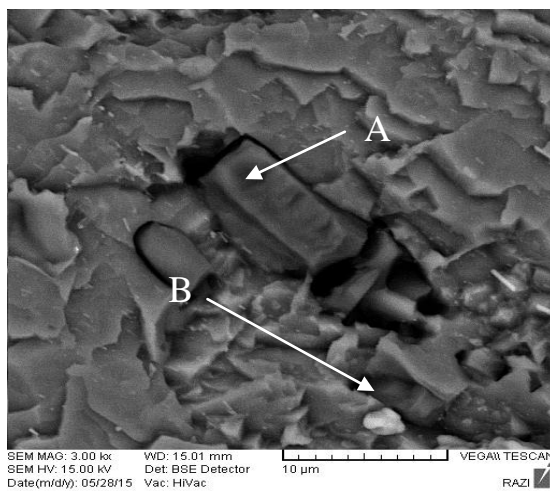
شکل ۱۲- نتایج آنالیز رسوب در ناحیه متاثر از حرارت نمونه W₁



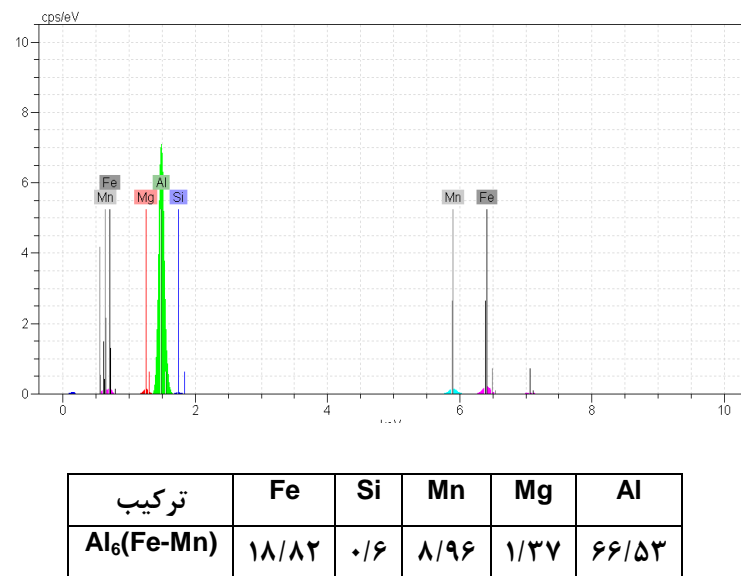
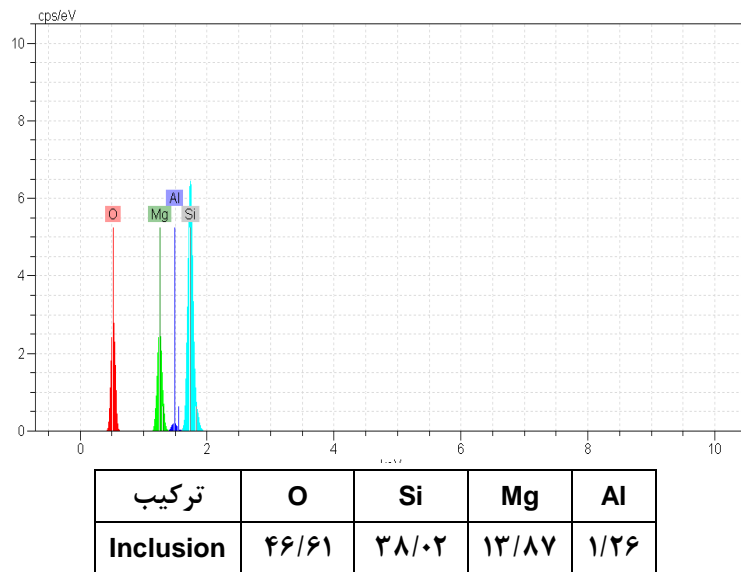
شکل ۱۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی از ناحیه متاثر از حرارت نمونه W۲



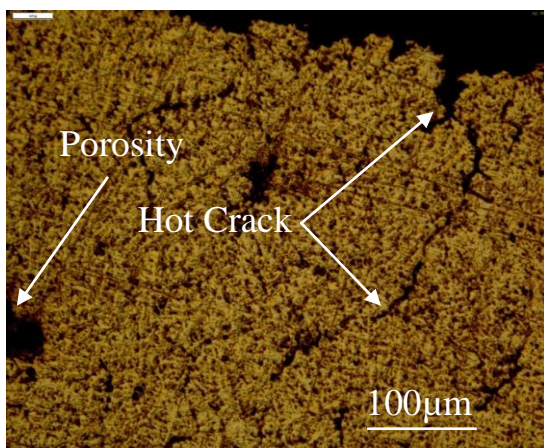
شکل ۱۴- نتایج آنالیز رسوب در ناحیه متاثر از حرارت نمونه W۲



شکل ۱۵- تصویر میکروسکوپ الکترونی از ناحیه متاثر از حرارت نمونه W۳



شکل ۱۶- نتایج آنالیز رسوب در ناحیه متأثر از حرارت نمونه W_۳



شکل ۱۷- تصویر ریز ساختار عیوب جوش نمونه W_۳

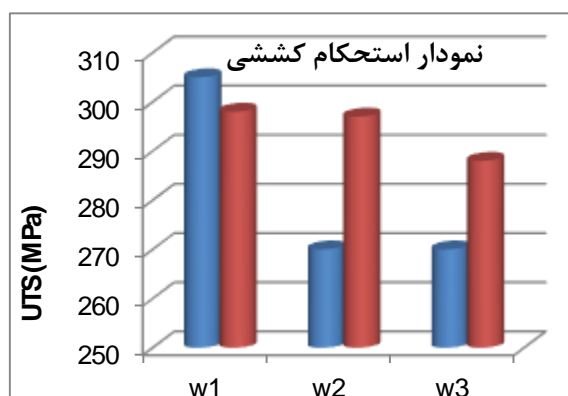
عیوب جوش

در شکل (۱۷) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه W_۳ مشاهده می‌شود. نمونه W_۳ با شدت جریان و سرعت بالا جوشکاری شده و حرارت ورودی به نمونه نیز بالا می‌باشد و باعث ایجاد عیوب جوش و تغییرات ابعادی در نمونه W_۳ می‌شود. از عیوب جوش می‌توان به ترک گرم و تخلخل اشاره کرد، درحالی‌که در دو نمونه W_۱ و W_۲ هیچ‌گونه عیبی مشاهده نشده است.

به افزایش شدت جریان در هر دو بار آزمایش کشش رسم شده است. همچنین در شکل‌های (۱۹)، (۲۰) و (۲۱) نمودار کشش هریک از نمونه‌های W₁، W₂ و W₃ نشان داده شده است.

جدول ۴- نتایج آزمایش کشش

محل شکست	درصد ازدیاد طول		استحکام کشش (Mpa)		کد نمونه
	نمونه ۲	نمونه ۱	نمونه ۲	نمونه ۱	
-	۱۹	-	۳۱۴	-	آلومینیم ۵۰۸۳
فلز پایه	۷/۵	۳/۵	۲۹۸	۳۰۵	W ₁
فلز جوش	۸/۲۳	۴/۷	۲۹۷	۲۷۰	W ₂
فلز جوش	۳/۵	۴/۷	۲۸۸	۲۷۰	W ₃



شکل ۱۸- نمودار استحکام کششی نهایی نسبت به افزایش حرارت ورودی

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 می‌گردد. ریزساختار دندریتی، به دلیل پس زده شدن منیزیم به داخل مذاب در زمان انجماد، ذاتاً به ترک گرم حساس است. افزایش غلظت عنصر حل شونده در نواحی مرزدانه‌ای که انجماد نهایی در آنجا رخ داده است، سبب می‌شود که دمای انجماد موثر در آن نواحی کاهش یابد. این مرزدانه‌ها که غلظت عنصر حل شونده در آن‌ها بالاست، مناطقی هستند که ترک گرم از آنجا جوانه زنی و رشد می‌کند. علت اصلی تشکیل تخلخل در جوش آلیاژهای آلومینیم اختلاف زیاد میان حلالیت گاز هیدروژن در مذاب و جامد است [۲۰ و ۲۱].

خواص مکانیکی

ریزساختار، اندازه دانه، ترکیبات بین فلزی و همچنین عوامل خارجی از قبیل مقدار تنش، درجه حرارت، سرعت و مدت وارد آمدن تنش و نوع تنش بر روی خواص مکانیکی موثرند؛ بنابراین می‌توان با انتخاب پارامترهای مناسب جوشکاری و انجام جوش بدون عیب به خواص مکانیکی مناسب دست یافت. در این بخش، خواص مکانیکی نمونه‌ها در اثر افزایش شدت جریان بررسی می‌شود. از هر قطعه جوشکاری شده دو نمونه تحت آزمون کشش قرار گرفتند. نتایج مربوط به آزمایش کشش انجام شده در دمای محیط بر روی نمونه‌ها در جدول (۴) نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود، کم‌ترین میزان استحکام کششی مربوط به نمونه W₃ است که دارای بیش‌ترین حرارت ورودی است. همچنین عیوب جوشی مانند تخلخل^{۱۵} و ترک گرم^{۱۶} در آن مشاهده شده است که سبب افت خواص مکانیکی می‌شود. بیش‌ترین استحکام کششی مربوط به نمونه W₁ است که کم‌ترین میزان حرارت ورودی را دارد و همچنین فلز جوش آن عاری از هرگونه عیب است. همچنین در شکل (۱۸)، نمودار استحکام نهایی نسبت

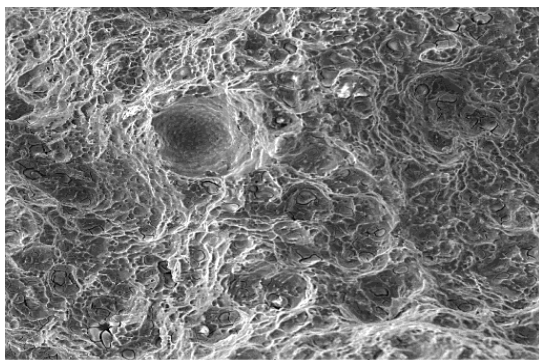
¹⁵ Porosity

¹⁶ Hot Cracking

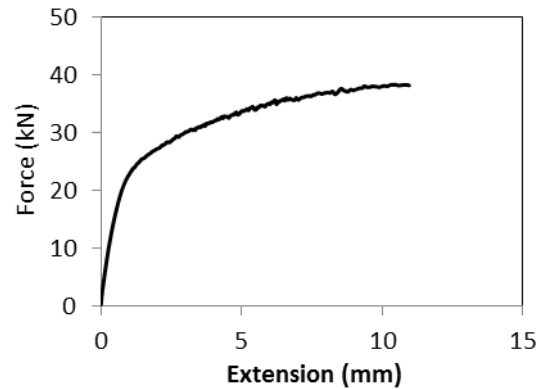


شکل ۲۲- نمودار استحکام نهایی میانگین نسبت به حرارت ورودی

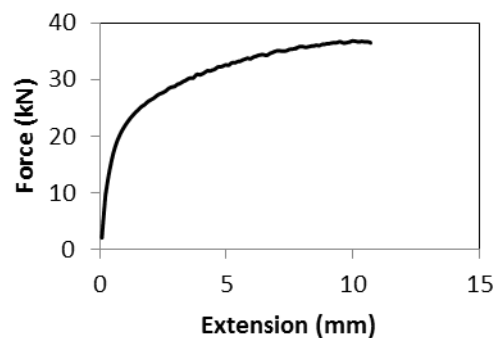
در شکل (۲۳) تصویر میکروسکوپ الکترونی سطح شکست نمونه W۳ در آزمون کشش نشان داده شده است. سطح شکست نمونه‌های کشش در تمامی قطعات جوشکاری شده مشابه است. نمونه W۱ بالاترین استحکام نهایی را دارد و نمونه W۳ کمترین استحکام نهایی را دارد. وجود حفرات ریز و حفره‌های^{۱۸} درشت در سطوح شکست نشان دهنده‌ی مکانیسم شکست نرم^{۱۹} در این نمونه‌ها می‌باشد. 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.



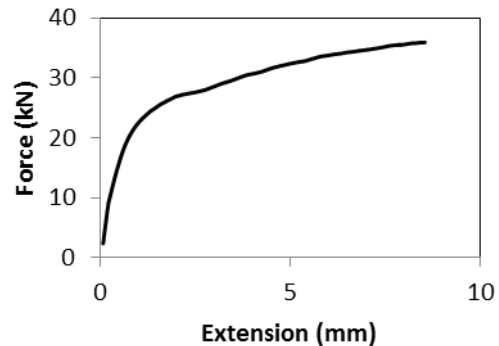
شکل ۲۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح شکست نمونه کشش W۳



شکل ۱۹- نمودار تست کشش نمونه W۱



شکل ۲۰- نمودار تست کشش نمونه W۲



شکل ۲۱- نمودار تست کشش نمونه W۳

همان گونه که در شکل (۲۲) مشاهده می‌شود، با افزایش شدت جریان، حرارت ورودی به نمونه‌ها افزایش پیدا کرده و در نتیجه سبب کاهش استحکام نهایی می‌گردد. از دلایل آن می‌توان به عیوب جوش از قبیل تخلخل و عدم ذوب دیواره^{۱۷} به ویژه در نمونه W۳ و همچنین تجمع رسوبات در مرزخانه‌ها و تشکیل شبکه پیوسته‌ای در مرز دانه و تهی شدن زمینه از فاز سخت در اثر افزایش حرارت ورودی اشاره کرد.

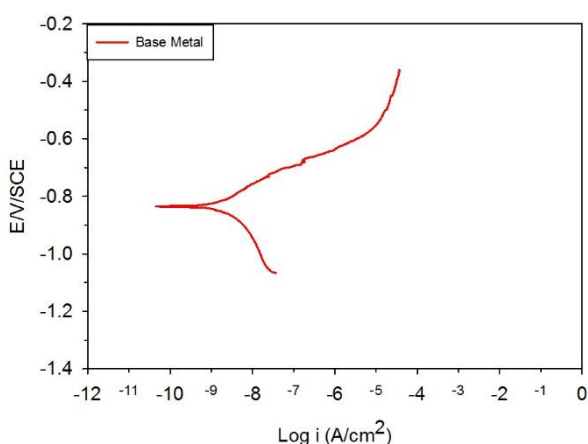
¹⁸ Dimple

¹⁹ Ductile Fracture Mechanism

¹⁷ Lack of fusion

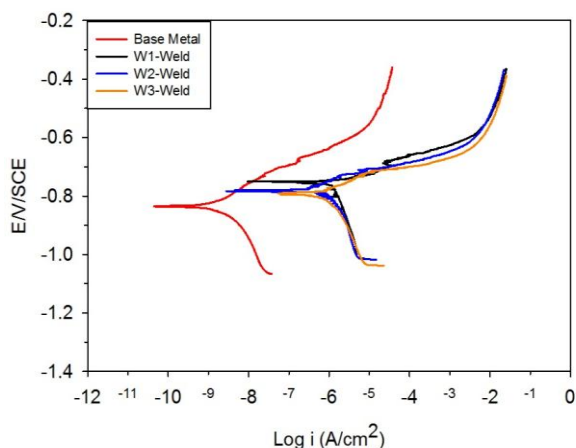
نمودار رفتار خوردگی فلز پایه نیز به عنوان یک معیار در کنار سایر نمودارها قرار داده شده است.

با توجه به شکل (۲۵) می‌توان نتیجه گرفت که تمامی نمونه‌های جوشکاری شده مقاومت به خوردگی 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 ناحیه جوش در حین فرآیند جوشکاری، سبب افت خواص خوردگی می‌گردد [۱۱-۱۲].



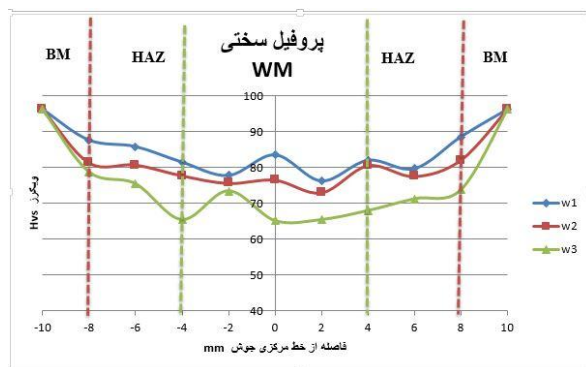
شکل ۲۵- نمودار خوردگی فلز پایه

با مقایسه نمودار خوردگی ناحیه جوش نمونه‌ها نیز می‌توان دریافت که تغییر پارامترهای فرآیند جوشکاری علی‌رغم تغییرات ریزساختاری، تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر روی رفتار خوردگی ناحیه جوش نداشته است.



شکل ۲۶- نمودار خوردگی فلز جوش نمونه‌های W1، W2، W3 و

با توجه به پروفیل سختی حاصل از آزمون سختی سنجی ویکرز بر سطح مقطع جوش نمونه‌های W1، W2 و W3 در شکل (۲۴) مشاهده می‌شود که فلز پایه به دلیل کار سرد بودن و عدم تأثیر حرارت به این منطقه و احتمالاً عدم وجود رسوبات در مرزخانه‌ها بالاترین حد سختی را دارا است. در نمونه W1 پایین بودن حرارت ورودی باعث ایجاد ساختاری ریز دانه در اثر سریع سرد شدن می‌شود؛ بنابراین سختی بالاتری در فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت نسبت به نمونه‌های W2 و W3 دارد؛ اما در نمونه‌های W2 و W3 افزایش شدت جریان باعث افزایش حرارت ورودی به نمونه‌ها شده و در نتیجه منجر به افزایش فاصله بین بازوهای دندربیتی شده و تبلور مجدد، جوانه زنی و رشد دانه‌ها، باعث کاهش سختی فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت نمونه‌های W2 و W3 نسبت به نمونه W1 می‌شود. در نمونه W3 به دلیل حرارت ورودی بالاتر و همچنین وجود عیوب جوش مانند تخلخل و ترک گرم، پایین‌ترین میزان سختی را در بین دو نمونه دیگر دارا است.



شکل ۲۴- پروفیل سختی نمونه‌های W1، W2، W3.

تأثیر حرارت ورودی بر رفتار خوردگی

نمودار خوردگی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک فلز پایه در شکل (۲۵) نشان داده شده است. برای مقایسه‌ی بهتر، نمودار خوردگی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک فلز جوش همه‌ی نمونه‌های با حرارت ورودی مختلف در شکل (۲۶) نشان داده شده است. نمودار خوردگی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک ناحیه‌ی متأثر از حرارت این نمونه‌ها نیز به همین صورت در شکل (۲۷) نشان داده شده است. لازم به ذکر است که در این دو شکل

نمونه‌های W_2 و W_3 (فاز β (Mg_2Al_3) تشکیل شده تا حدودی حل شده و خواص خوردگی بهبود یافته است.

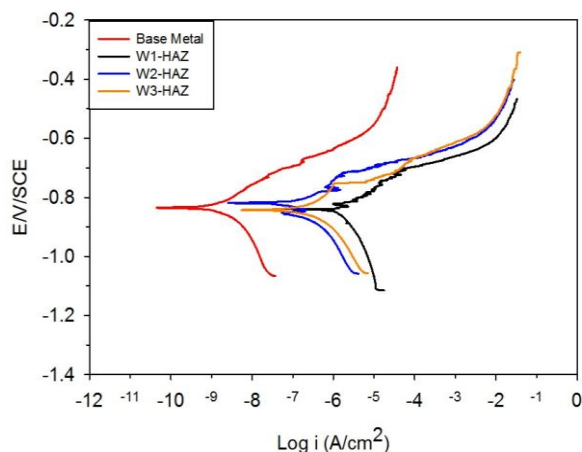
در رابطه با تغییرات ریزساختاری و اثر اندازه دانه بر خواص خوردگی، بیان شده است که کاهش اندازه‌ی دانه، سبب افزایش کسر حجمی مرز دانه‌ها و در نتیجه‌ی آن کاهش عدم تطابق بین لایه غیرفعال سطحی و زیرلایه‌ی فلزی می‌شود. این امر منجر به چسبندگی بهتر لایه غیرفعال سطحی و در نتیجه آن منجر به کاهش نرخ خوردگی می‌شود [۱۲-۱۴]. با این وجود مشاهده می‌شود که با افزایش اندازه دانه (با افزایش حرارت ورودی)، در فلز جوش تغییر قابل ملاحظه‌ای مشاهده نشده است و در ناحیه متاثر از حرارت نیز بهبود خواص خوردگی حاصل گشته است. در توجیه و توضیح این اتفاق می‌توان بیان نمود که از عوامل مهم مطابق با منابع مطالعاتی ذکر شده در کنترل رفتار خوردگی این آلیاژ وجود و یا عدم وجود فاز β و همچنین اندازه آن است. این فاز نسبت به زمینه آندی و به صورت یک آند کوچک در میان کاتدی بزرگ است که سبب جوانه زنی و رشد حفره می‌شود. برخی دیگر از ترکیبات نقش کاتدی با زمینه را دارند، مانند $Al_6(Fe-Mn)$ و به دلیل پایداری بالا تاثیری بر آسیب پذیری در برابر خوردگی ندارند.

نتیجه گیری

در این تحقیق نتایج زیر به دست آمد:

۱- در اثر افزایش شدت جریان، حرارت ورودی بیش‌تری به نمونه‌ها وارد شده و در نتیجه، باعث افزایش فاصله بین بازوهای دندردیتی در فلز جوش، تبلور مجدد، جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها در ناحیه متاثر از حرارت می‌شود. همچنین با افزایش حرارت ورودی پهنای ناحیه متاثر از حرارت افزایش پیدا می‌کند. با افزایش شدت جریان رسوبات غنی از آهن به سمت مرز دانه‌ها حرکت کرده و زمینه از فاز سخت تهی می‌شود و مرز دانه‌ها به صورت لکه‌های تیره مشاهده می‌شود. با افزایش شدت جریان به ویژه در نمونه W_3 عیوب جوش از قبیل ترک گرم و تخلخل و عدم ذوب دیواره افزایش پیدا می‌کند که منجر به شکست زود هنگام نمونه‌های کشش می‌شود.

با این وجود در رابطه با رفتار خوردگی ناحیه‌ی متاثر از حرارت نمونه‌ها مشاهده می‌شود که با افزایش حرارت ورودی نمودار خوردگی دو نمونه‌ی W_2 و W_3 در مقایسه با نمونه W_1 به سمت چپ جابجا شده‌اند. همچنین در نمودار خوردگی ناحیه متاثر از حرارت نمونه‌ی W_3 رفتار خوردگی پایدارتری دیده می‌شود که این امر نشان‌دهنده بهبود خواص خوردگی ناحیه‌ی متاثر از حرارت نمونه‌ها با افزایش حرارت ورودی است. گزارش شده است که ترکیبات بین فلزی کاتدی موجود در آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ (عمدتاً ترکیبات غنی از آهن، کروم و منگنز) دارای دمای انحلال بالاتری نسبت به دمای انجماد این آلیاژند و بنابراین، تنها در ناحیه‌ی جوش امکان حل شدن آن‌ها در حین جوشکاری وجود دارد و در ناحیه‌ی متاثر از حرارت نیز به دلیل پایداری بالا، دستخوش تغییر چندانی نمی‌شوند. از طرفی تغییرات دمایی می‌تواند بر شکل‌گیری و یا درشت شدن ترکیبات آندی (فاز β) بسیار موثر باشند. فاز β به دلیل اینکه با زمینه یک فصل مشترک غیرهمبسته دارد، سبب افت خواص مکانیکی آلیاژ نیز می‌گردد [۱۱-۱۳].



شکل ۲۷- نمودار خوردگی ناحیه متاثر از حرارت برای نمونه‌های W_1 ، W_2 و W_3

از این‌رو، در رابطه با رفتار خوردگی نمونه‌ها در ناحیه‌ی متاثر از حرارت می‌توان بیان نمود که در نمونه W_1 به دلیل شکل‌گیری و یا درشت شدن فاز β خواص خوردگی کاهش یافته است که در ادامه و با افزایش حرارت ورودی در جوشکاری و در نتیجه آن، اعمال حرارت بیش‌تر به ناحیه‌ی متاثر از حرارت (در

است. در ناحیه متأثر از حرارت در نمونه W_1 به دلیل شکل‌گیری و یا درشت شدن فاز β خواص خوردگی کاهش یافته است و با افزایش حرارت ورودی در نمونه‌های W_2 و W_3 فاز β تشکیل شده تا حدودی حل شده و خواص خوردگی بهبود یافته است.

۲- در اثر افزایش حرارت ورودی، زمینه از فاز سخت تهی می‌شود و همچنین باعث افزایش اندازه دانه شده که منجر به کاهش خواص مکانیکی به ویژه سختی نمونه‌ها خواهد شد.

۳- تمامی نمونه‌های جوشکاری شده مقاومت به خوردگی پایین‌تری نسبت به فلز پایه دارند. افزایش حرارت ورودی ناشی از افزایش شدت جریان تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر روی رفتار خوردگی ناحیه جوش نداشته

References:

۱- م. لرکی و ع. فرزادی، "بررسی تأثیر پارامترهای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر خوردگی مرزدانه‌ای آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳"، سومین کنفرانس بین‌المللی مواد و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی، تهران، ۱۳۹۳.

۲- ج. ماترز، ع. راستکردار و م. شمعانیان، جوشکاری آلومینیم و آلیاژهای آن، جهاد دانشگاهی، واحد صنعتی اصفهان، ۱۳۹۲.

۳- ح. دهکردی، "بررسی تأثیر دمای پیشگرم بر ریزساختار آلیاژ آلومینیم ۵۰۸۳ در جوشکاری به روش MIG"، فصلنامه فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دانشگاه آزاد شهر مجلسی، شماره دوم، ص ۲۹-۲۱، ۱۳۹۱.

4- ASM Handbook, Metallography and Microstructure, Vol. 9, p. 345-359, 2003.

5- A. Aballe, M. Bethencourt, F. J. Botana, M. J. Cano and M. Marcos, "Localized alkaline corrosion of alloy AA5083 in neutral 3.5%NaCl solution", Corrosion Science, Vol. 43, pp.1657-1664, 2001.

6- B. F. Christian and M. W. Mahoney, "The effect of friction stir processing on 5083-H321-5356 Al arc weld", Microstructural weld Microstructural and mechanical analysis", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37, pp.

3607-3609, 2006.

7- S. Katsas, I. Nikolaou and G. Papadimitriou, "Microstructural changes accompanying repair welding and their effect on the mechanical properties", Materials and Design, Vol. 27, pp. 968-975, 2006.

8- S. Katsas, I. Nikolaou and G. Papadimitriou, "Corrosion resistance of repair welded naval aluminium alloys", Materials and Design, Vol. 28, pp. 831-836, 2007.

۹- ک. جعفرزاده و ت. شهرابی، "ارزیابی خوردگی آلیاژ آلومینیم-منیزیم AA5083-H321 در محیط NaCl ساکن به روش امپدانس الکتروشیمیایی"، کنفرانس مهندسی سطح، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ۱۳۸۶.

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

11- K. Nisancioglu, "Corrosion protection of aluminum alloys in seawater", Eurocorr., 2004.

12- A. Aballe, M. Bethencourt, F. J. Botana, M. J. Cano, M. Marcos, "Influence of the cathodic intermetallics distribution on the reproducibility of the electrochemical measurements on

AA5083 alloy in NaCl solutions", Corrosion Science., Vol. 45, pp. 161-180, 2003.

13- Y. Yang, T. Allen, "Direct visualization of β phase causing intergranular forms of corrosion in Al-Mg alloys", Materials Characterization., Vol. 80, pp. 76-85, 2013.

14- A. Aballe, and M. Bethencourt, "The Influence of the Degree of Polishing of Alloy AA5083 on It S Behaviour Against Localized Alkaline Corrosion ", Corrosion Science, Vol. 43, pp. 1909-1920, 2004.

15- A. Kumar and S. Sundarrajan, "Optimization of pulsed TIG welding process parameters on mechanical properties of AA 5456 Aluminum alloy weldments", Materials and Design, Vol. 30, pp. 1288-1297, 2009.

16- ASTM, "Test Method for Measurement of Corrosion Potentials of Aluminum Alloys", G 69, Annual Book of ASTM Standard, American Society for Testing and Material, 1997.

۱۷- ف. غروی، ک. امینی و ف. فدائی فر، "بررسی استعداد به خوردگی مرزانه ای مقاطع جوشکاری شده آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ به روش جوشکاری اصطکاکی

اغتاشی"، مجله مواد نوین، شماره سوم، جلد پنجم، ص ۱۳۵-۱۵۰، بهار ۱۳۹۴.

۱۸- م. حداد سبزواری "بررسی اثر دو فرایند TIG و FSW بر خواص ناحیه‌ی جوش در جوشکاری بر خواص ناحیه‌ی جوش در جوشکاری H321-۵۰۸۳"، ششمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، ۱۳۹۰.

19- Y. Liu, W. Wang, J. Xie, S. Sun, L. Wang, Y. Qian, Y. Mng and Y. Wei, "Microstructure and mechanical properties of aluminum 5083 weldments by gas tungsten arc and gas metal arc welding", Materials Science and Engineering A, Vol. 549., pp. 7-13, 2012.

20- S. Krishnakumar and W. Weidong, "Effect of welding and weld repair on crack propagation behavior in aluminium alloy 5083 plates", Materials and Design, Vol. 23, pp. 201-211, 2002.

21- J. C. Lippold, E. F. Neppes and W. F. Savage, "An Investigation of Hot Cracking in 5083-O Aluminum Alloy Weldments", Welding Research Supplement, pp. 171s-178s, 1977.