

بررسی استعداد به خوردگی مرز دانه‌ای مقطع جوشکاری شده آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ به

روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی

فرهاد غروی^{۱*}، کامران امینی^۱، فیروز فدائی فرد^۲

چکیده

در این تحقیق، اثر استعداد میکرو ساختار مقطع جوشکاری شده آلیاژ ۶۰۶۱ با روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به خوردگی مرز دانه‌ای مورد ارزیابی قرار گرفت. آزمون غوطه وری مطابق با استاندارد ASTM G110 بر روی آلیاژ پایه و مناطق مختلف جوش (نواحی دکمه جوش و متاثر از حرارت) انجام پذیرفت و سطوح خورده شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) آنالیز شدند. بعد از اجرای آزمون در دو زمان غوطه وری متغییر ۲۴ و ۴۸ ساعت، نتایج حاصل از آنالیز میکرو ساختاری نشان داد که در نمونه‌های جوشکاری شده، مناطق مختلف جوش مستعد به خوردگی مرز دانه ای بودند و هم-چنین تمایل به حفره دار شدن نیز از خود نشان دادند. میزان حساسیت به حملات خوردگی با افزایش زمان غوطه‌وری، افزایش یافت. منطقه دکمه جوش نسبت به منطقه متاثر از حرارت در دو زمان غوطه وری ۲۴ و ۴۸ ساعت، مقاومت به خوردگی مرز دانه‌ای از خود نشان داد. آلیاژ پایه رفتار خوردگی متفاوتی را در هر دو زمان نیز از خود نشان داد. محصولات خوردگی در ناحیه دکمه جوش به شکل خاصی (شبیه به مجرای دودکش^۳) در نمونه‌های جوشکاری شده بعد از گذشت ۴۸ ساعت از زمان غوطه وری مشاهده گردید.

واژه‌های کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱، خوردگی مرز دانه ای، ذرات بین فلزی.

Archive of SID

^۱- استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، واحد تهران، دانشگاه آزاد اسلامی، اصفهان، ایران

^۲- مربی، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مکانیک، واحد شهرکرد، دانشگاه آزاد اسلامی، شهرکرد، ایران

*- نویسنده مسوول مقاله: drfgharavi@gmail.com

^۳- Chimney

پیشگفتار

فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی^۱ بعنوان یک فرآیند اتصال حالت جامد به منظور اتصال آلیاژهای آلومینیوم بویژه آلیاژهایی که اساساً قابلیت جوش پذیری پایینی دارند، بکار می‌رود [۱]. در این فرآیند، اتصال صفحات فلزی بر اساس یک عملیات ترمو مکانیکی توسط یک ابزار جوش غیر مصرفی انجام می‌گیرد [۲]. در حقیقت در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بعنوان یک عملیات ترمو مکانیکی که ترکیبی از حرارت ناشی از اصطکاک و عمل اغتشاش (هم زدن) است، با نرم شدن و مخلوط شدن فصل مشترک بین دو ورق فلزی یک جوش کاملاً یکپارچه تولید می‌گردد. اگرچه حرارت ورودی در این نوع فرآیند جوشکاری نسبتاً کم است و مدت زمان جوشکاری در مقایسه با فرآیند جوشکاری ذوبی کوتاه تر است، ولی تغییرات میکرو ساختار و بویژه پدیده تبلور مجدد دینامیکی در طول فرآیند جوشکاری اتفاق می‌افتد که این امر موجب تغییر در خواص خوردگی مناطق مختلف جوش از جمله دکمه جوش^۲ و منطقه متاثر از حرارت^۳ خواهد شد [۳].

بطور کلی، اکثر آلیاژهای سری ۶۰۰۰ آلومینیوم در مقایسه با دیگر سری‌های آلیاژهای آلومینیوم از مقاومت به خوردگی خوبی برخوردار هستند. با این وجود، فاکتورهایی همچون عملیات ترمو مکانیکی، آلیاژ سازی و عوامل دیگر ممکن است باعث استعداد اینگونه از آلیاژهای آلومینیوم به خوردگی موضعی از قبیل خوردگی مرز دانه ای و حفره دار شدن بشود [۵و۴]. در این راستا می‌توان گفت که در آلیاژهای آلومینیوم سری ۶۰۰۰، استعداد به خوردگی موضعی و میزان شدت حملات خوردگی بطور عمده توسط نوع، مقدار و توزیع رسوبات بین فلزی موجود در آلیاژ که در حین عملیات‌های حرارتی و ترمو مکانیکی تشکیل شده اند، کنترل می‌شود [۷و۶]. با توجه به ترکیب شیمیایی آلیاژ و نوع عملیات انجام شده بر روی آلیاژ، این رسوبات بین فلزی در مرز دانه‌ها و یا در درون دانه‌ها تشکیل می‌شوند. بر اساس تحقیقات انجام شده، رسوبات بین فلزی تشکیل شده در حین عملیات‌های حرارتی و ترمو مکانیکی در آلیاژهای

سری ۶۰۰۰ شامل رسوبات فاز Q (با ترکیب $(Al_4Mg_8Si_7Cu_2)$ ، فاز بتا (β) (با ترکیب (Mg_2Si) و نیز رسوبات فقیر از فاز Si (بشرطی که مقدار Si در فاز Mg_2Si فراتر از مقدار استکیومتری باشد) خواهد بود [۸-۱۰].

اساساً اعتقاد بر این است که مکانیزم خوردگی مرز دانه‌ای به چندین صورت اتفاق می‌افتد. در بعضی از آلیاژهای آلومینیوم، خوردگی مرز دانه‌ای ناشی از بروز خوردگی گالوانیکی بین رسوبات (بین فلزی) آندی مرز دانه و فاز زمینه کاتدی اتفاق می‌افتد. ولی در بعضی دیگر از آلیاژهای آلومینیوم، خوردگی مرز دانه‌ای از نواحی دارای رسوب (بین فلزی) در امتداد مرز دانه شروع و با انحلال فاز مرز دانه‌ای انتشار می‌یابد و در مرحله نهایی با پیوستن به حفرات تشکیل شده، حفرات میکرو ساختاری را بوجود می‌آورد که نتیجه آن خوردگی انتخاب دانه‌ها خواهد بود [۱۱-۱۴]. تحقیقات محدودی بر روی استعداد به خوردگی موضعی بویژه خوردگی مرز دانه‌ای مقاطع جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی در آلیاژهای آلومینیوم سری ۶۰۰۰ انجام گرفته است. در این راستا، براون و همکاران [۱۵] گزارش کرده است که مقاطع جوشکاری شده آلیاژ ۶۰۱۳ از حساسیت کمتری به خوردگی مرز دانه ای نسبت به فلز پایه برخوردار هستند. با این وجود، اشمیت و همکاران [۱۶] اخیراً مشاهده نمودند که مقاومت به خوردگی مرز دانه‌ای مقاطع جوش اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ ۶۰۸۲ هیچ‌گونه تفاوتی با فلز پایه ندارد. هم‌چنین فهیم پور و همکاران [۱۷] نشان دادند که مقاطع جوش اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ ۶۰۶۱ از مقاومت به خوردگی پایین تری نسبت به فلز پایه برخوردار هستند.

از طرف دیگر می‌توان گفت که در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در نواحی دکمه جوش و متاثر از جوش، زمان توقف در دمای بحرانی (ماکزیمم) کوتاه و سرعت سرد شدن نسبتاً سریع می‌باشد. بنابراین یک شیب یکنواخت و همخوان (قرینه) میکرو ساختاری از ناحیه دکمه جوش به سمت آلیاژ پایه^۴ با توزیع رسوبات در داخل و اطراف مرز دانه‌ها می‌تواند گسترش یابد [۳]. تفاوت‌هایی در خواص شیمیایی این گونه میکرو ساختارها بویژه در امتداد مرز دانه‌ها مشاهده شده است بطوری که وقتی در معرض یک

¹ - Friction stir welding (FSW)

² - Weld Nugget Zone (WNZ)

³ - Heat Affected Zone (HAZ)

⁴ - Parent Alloy (PA)

آزمون خوردگی

ارزیابی خوردگی مرز دانه‌ای توسط آزمون غوطه وری و مطابق با استاندارد ASTM G110 [۱۸] انجام گرفت. آزمون استعداد به خوردگی مرز دانه‌ای در دو زمان ۲۴ و ۴۸ ساعت و در یک غلظت ثابتی از پراکسید هیدروژن (آب اکسیژنه) (H_2O_2) بر اساس استاندارد ASTM مورد بررسی قرار گرفت. قبل از آزمون غوطه وری، بر روی سطوح نمونه‌های آماده سازی شده، مطابق با استاندارد ASTM [۱۹] تمیز کاری شیمیایی انجام گرفت. مراحل تمیز کاری شیمیایی به شرح ذیل می‌باشد:

(الف) اچ شیمیایی سطوح نمونه‌ها با استفاده از یک محلول اسیدی در دمای ۹۵ درجه سانتیگراد به مدت زمان ۱ دقیقه.

اچ شیمیایی توسط محلولی شامل ۵ میلی لیتر اسید فلوئوریدریک (HF) و ۵۰ میلی لیتر اسید نیتریک (HNO_3) در یک لیتر آب مقطر انجام شد.

(ب) شستشوی نمونه‌ها در آب دوبار تقطیر.

(ج) قرارگیری نمونه‌ها در تماس با اسید نیتریک (۷۰ درصد) به مدت زمان یک دقیقه.

(د) شستشوی نمونه‌ها در آب دوبار تقطیر.

بعد از انجام تمیز کاری شیمیایی سطوح، نمونه‌ها در محلول آزمایش در مدت زمان‌های غوطه وری انتخاب شده غوطه ور شدند. محلول آزمایش با ترکیبی از ۵۷ گرم سدیم کلراید (NaCl) و ۱۰ میلی لیتر پراکسید هیدروژن (۳۰ درصد) در یک لیتر آب مقطر انتخاب گردید.

با اتمام غوطه وری نمونه‌ها در محلول مذکور و در زمان‌های تعیین شده، سطح خورده شده نمونه‌ها مطابق با استاندارد ASTM [۱۸] تمیز گردیدند و جهت بررسی آنالیز سطوح از یک میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) استفاده شد.

محیط خورنده قرار می‌گیرند، یک حمله انتخابی مرز دانه‌ای در آنها اتفاق می‌افتد و پتانسیل حفره دار شدن آنها در مقایسه با آلیاژ پایه کاهش می‌یابد [۱۳ و ۱۱]. بدلیل اینکه فعل و انفعال میکرو ساختاری شدیدی در حین فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی صورت می‌گیرد، چرا که ابعاد مختلفی از رسوبات و فازهای مرز دانه‌ای در بین نواحی دکمه جوش و متاثر از حرارت بوجود خواهد آمد. خوردگی مرز دانه‌ای عمدتاً در امتداد مرز دانه‌ها در نواحی دکمه جوش و متاثر از حرارت ایجاد می‌شود. در این رابطه بایستی عنوان نمود که میزان و شدت خوردگی مرز دانه‌ای در حضور رسوبات خشن و درشت در امتداد مرز دانه‌ها افزایش می‌یابد [۱۱-۱۲].

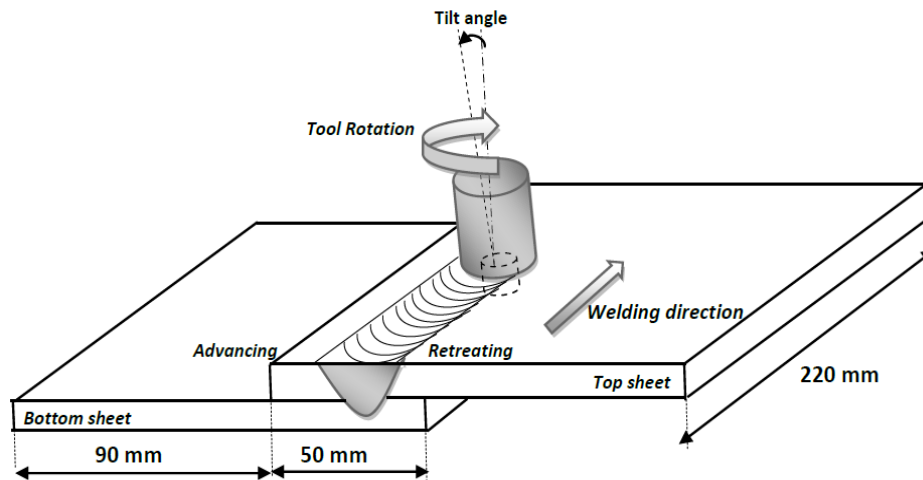
با توجه به اینکه پژوهش‌های بسیار محدودی در ارتباط با رابطه بین میکرو ساختار و خوردگی مرز دانه‌ای در مقاطع جوشکاری شده آلیاژهای آلومینیوم بویژه با طرح اتصال رویهم توسط فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی وجود دارد، لذا هدف از این تحقیق، ارزیابی میزان استعداد میکرو ساختار نواحی مختلف جوش در برابر خوردگی مرز دانه‌ای می‌باشد.

روش پژوهش

مواد مورد استفاده و آماده سازی نمونه‌ها

در این تحقیق از آلیاژ تجاری آلومینیوم ۶۰۶۱ بصورت ورق نوردی با سابقه حرارتی T651 و با ضخامت ۵ میلیمتر استفاده گردید. ترکیب شیمیایی آلیاژ در جدول ۱ ارائه شده است. پارامترهای جوشکاری مورد استفاده جهت اتصال ورق‌های آلومینیومی با طرح اتصال رویهم در جدول ۲ نیز گزارش شده است. از یک ابزار جوشکاری غیر مصرفی از جنس فولاد ابزار گرم کار (H13) برای انجام جوشکاری استفاده گردید. شمایی از طرح اتصال و فرآیند جوشکاری در شکل ۱ نمایش داده شده است. بعد از انجام جوشکاری، نمونه‌ها در جهت مقطع عرضی بریده و در درون قالب‌هایی با رزین سرد مانع گردیدند. پس از آن سطح تمامی نمونه‌های مانع شده با استفاده از سنباده‌های شماره ۴۰۰ تا ۱۲۰۰ سنباده زنی و با استفاده از خمیر الماسه (یک میکرون) پولیش و آماده سازی شدند.

شکل ۱- شمایی از طرح اتصال و فرآیند جوشکاری مورد استفاده در این تحقیق



جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه (wt.%) مورد استفاده در این تحقیق

Alloy	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Zn
۶۰۶۱	Bal	۰.۶۶	۰.۳۰	۰.۲۷	۰.۰۳	۱.۰۰	۰.۱۸	۰.۰۲	۰.۰۵

جدول ۲- پارامترهای جوشکاری انتخاب شده

پارامتر	مقدار
سرعت دورانی (rpm)	۱۰۰۰
سرعت پیشروی (mm/min)	۶۰
قطر شانه ابزار (mm)	۲۰
قطر پین (mm)	۸
ارتفاع پین (mm)	۸
زاویه انحراف ابزار (degree)	۳

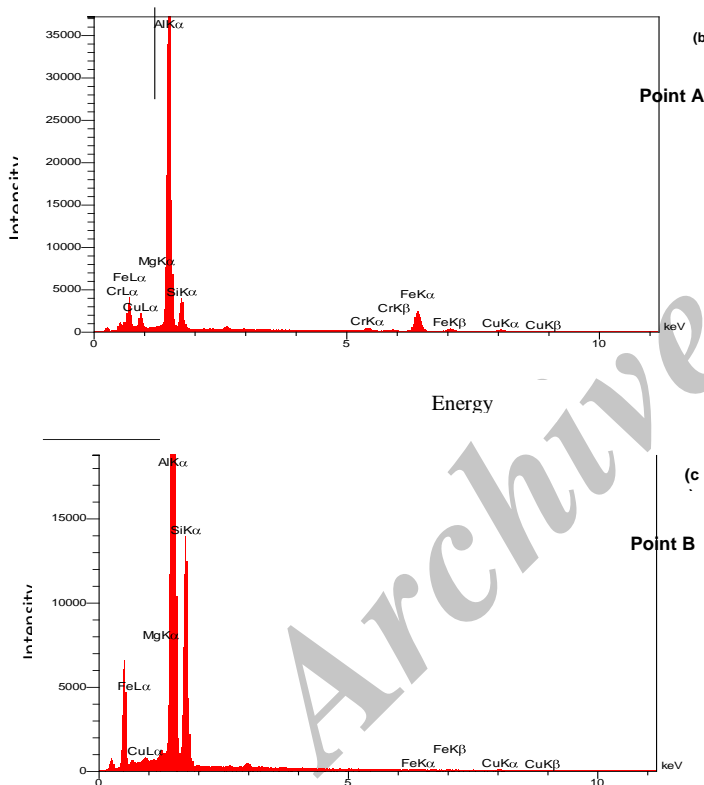
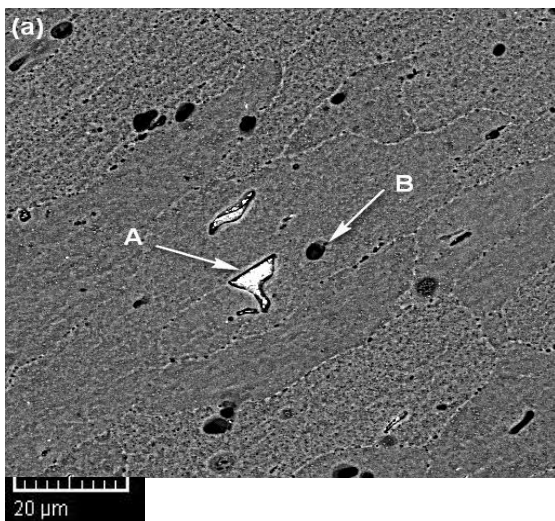
نتایج و بحث

بررسی میکرو ساختار قبل از آزمون غوطه وری

همان گونه که مشخص است در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی عمل اتصال بر اساس یک کار مکانیکی شدید توسط پین و شانه ابزار که در نتیجه با نرم شدن مواد در اثر اغتشاش بوجود آمده از چرخش ابزار انجام می‌گیرد. لذا اغتشاش ایجاد شده توسط ابزار باعث خرد شدن و توزیع مجدد ذرات بین فلزی موجود در منطقه جوش می‌شود. بعضی از این ذرات که نقطه ذوب پایینی دارند در اثر حرارت بوجود آمده در منطقه جوش، حل خواهند شد.

بطور کلی ذرات بین فلزی موجود در آلیاژهای آلومینیوم سری ۶۰۰۰ و دیگر آلیاژهای آلومینیوم به سه دسته عمده طبقه بندی می‌شوند. این دسته بندی شامل رسوبات^۱، ذرات متشکله (سازنده)^۲ و ذرات پراکنده^۳ می‌باشند. رسوبات و ذرات متشکله بین فلزی دارای ابعاد نسبتاً بزرگ (مقیاس میکرو) هستند که به آسانی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی قابل تشخیص می‌باشند. اما ذرات پراکنده به دلیل داشتن ابعاد بسیار کوچک (مقیاس نانو) فقط توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری قابل تشخیص خواهند بود [۲۰-۲۲].

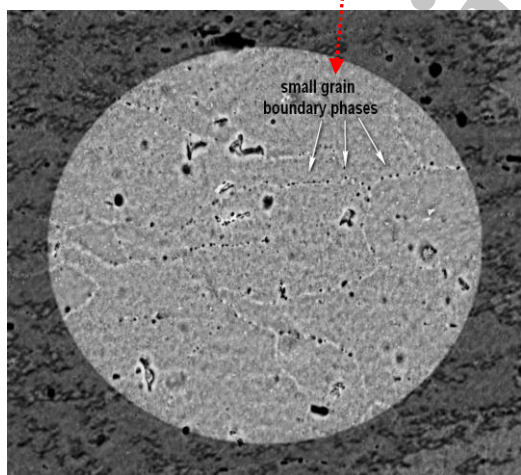
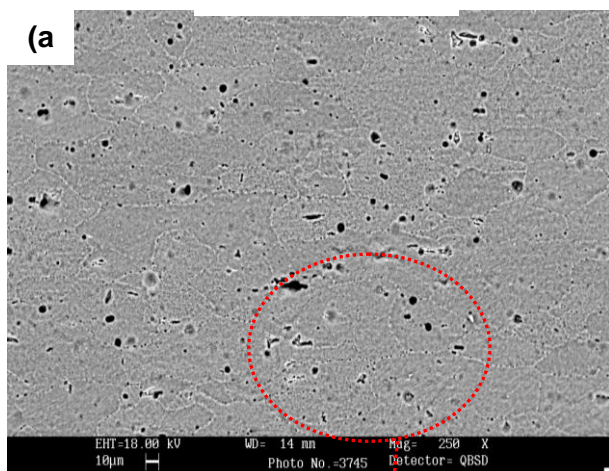
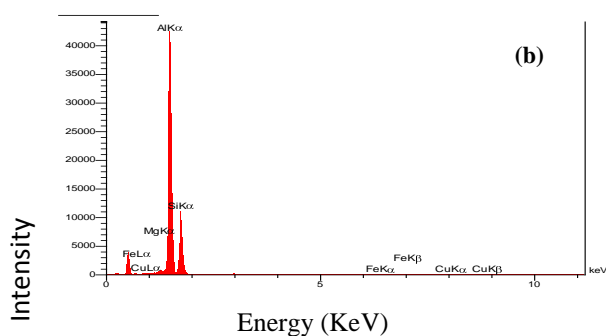
در این تحقیق با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی مشخص شد که در آلیاژ پایه دو نوع ذرات بین فلزی از نوع رسوبات و ذرات متشکله وجود دارند که ذرات متشکله بین فلزی بصورت ذرات سیاه و سفید رنگ و از نوع خشن و درشت، و رسوبات بین فلزی به صورت کوچک و ریز سیاه رنگ نمایان شدند. ذرات متشکله بین فلزی در درون دانه‌ها و در زمینه آلیاژ، و رسوبات بین فلزی در امتداد مرز دانه‌ها توزیع و پخش شده بودند (شکل‌های ۲ و ۳). با کمک آنالیز EDX^۴ مشخص گردید که ذرات متشکله بین فلزی سفید رنگ از نوع ذرات غنی شده از آهن (Fe) و ذرات متشکله بین فلزی سیاه رنگ از نوع ذرات غنی شده از سیلیس (Si) می‌باشند.



شکل ۲- (a) تصویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون برگشتی) از زمینه آلیاژ پایه، (b,c) آنالیز EDX گرفته شده از نقاط مشخص شده

1 - Precipitates
2 - Constituent
3 - Dispersoids
4 - Energy Dispersive X-Ray

ذرات کوچکتر در اثر حل شدن ذرات بزرگتر و رسوب‌گذاری مجدد آنها بوجود می‌آیند.



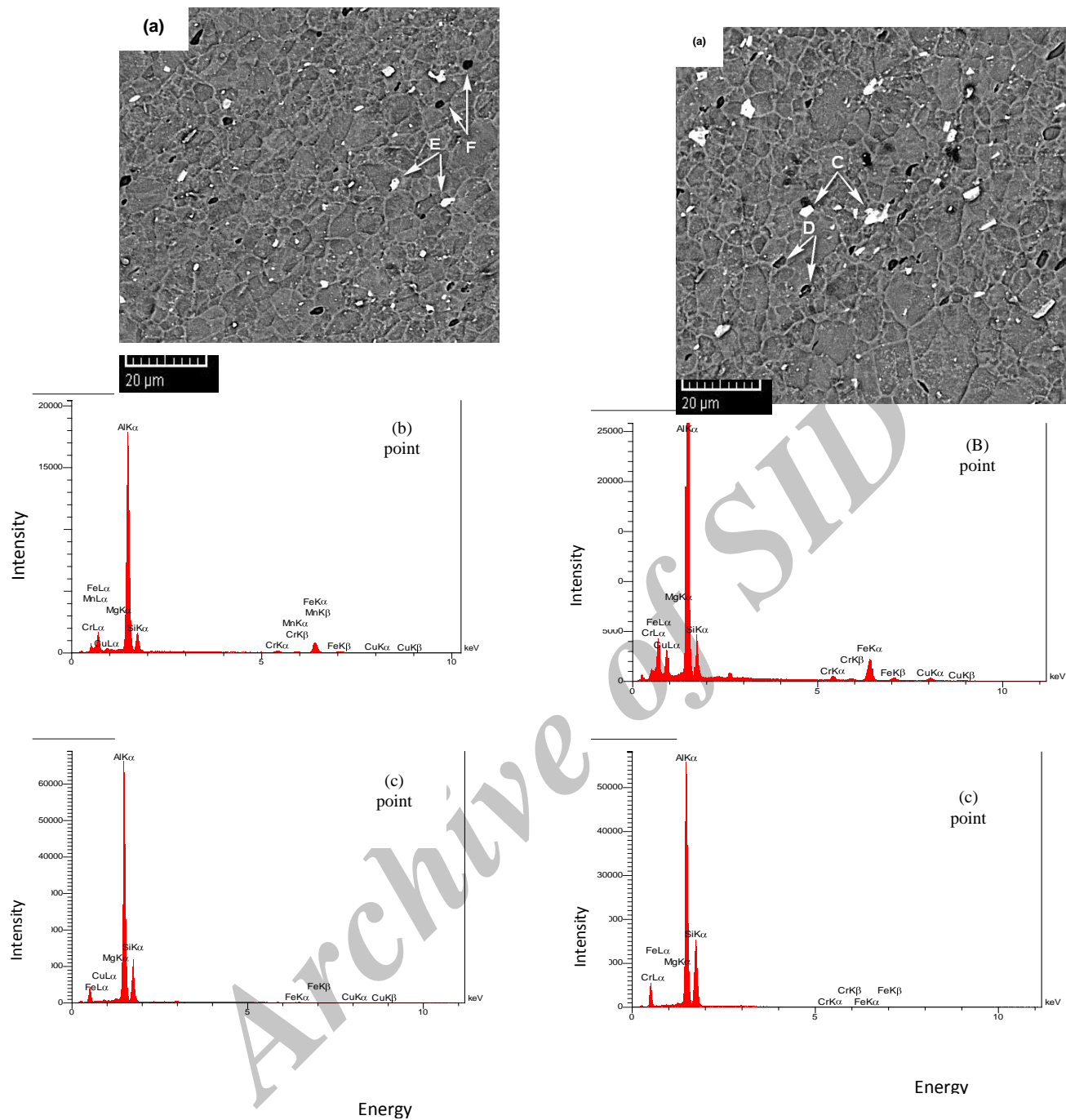
شکل ۳- (a) تصویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون

برگشتی) از فازهای موجود در زمینه آلیاژ پایه، (b) آنالیز

EDX گرفته شده از نقاط مشخص شده

ذرات غنی از آهن بشکل بی قاعده و غیر هندسی و ذرات غنی از سیلیس بشکل نیمه کروی در زمینه توزیع شده اند. همچنین رسوبات بین فلزی کوچک و ریز موجود بر روی مرز دانه‌ها که بصورت نقاط سیاه رنگ دیده می‌شود از نوع ذرات غنی از سیلیس تشخیص داده شدند (شکل ۳). بطور کلی این رسوبات موجود در مرز دانه از یک محلول جامد فوق اشباع بوسیله جوانه زنی و رشد در طول عملیات پیر سختی مصنوعی در دمای پایین و یا محیط تشکیل می‌شوند. اندازه این ذرات تقریباً در حدود مقیاس آنگستروم تا میکرومتر می‌باشد و به صورت اشکال مختلفی همچون کروی، سوزنی و صفحه‌ای بر روی مرز دانه‌ها حضور دارند [۲۳]. حضور رسوبات بین فلزی بر روی مرز دانه‌ها علاوه بر افزایش استحکام مکانیکی، تمایل به خوردگی مرز دانه ای را در محیط‌های خورنده افزایش می‌دهد [۲۴]. اساساً مشخص شده است که کنترل رفتار خوردگی آلیاژهای آلومینیوم بطور چشمگیری وابسته به حضور ذرات بین فلزی در زمینه آلیاژ داشته و عواملی همچون ترکیب شیمیایی ذرات و میزان دانسیته و توزیع این ذرات بین فلزی در زمینه آلیاژ می‌تواند نقش مهمی را در مقاومت به خوردگی آلیاژهای آلومینیوم در محیط‌های خورنده ایفا کند [۲۰].

تصاویر میکروسکوپی از نواحی مختلف جوش شامل منطقه دکمه جوش و ناحیه متأثر از حرارت در شکل‌های ۴ و ۵ نشان داده شده است. بر طبق این تصاویر می‌توان دریافت که ذرات بین فلزی غنی از آهن (نقاط سفید رنگ) و غنی از سیلیس (نقاط سیاه رنگ) در زمینه و در طی فرآیند جوشکاری حل نشده و باقی مانده اند. با توجه به نتایج حاصل از آنالیز EDX در نواحی مختلف جوش می‌توان بیان نمود که میزان متوسط درصد وزنی ذرات غنی از آهن و سیلیس از آلیاژ پایه به سمت منطقه دکمه جوش کاهش یافته است. بنظر می‌رسد که در ناحیه دکمه جوش عمل اغتشاش باعث خرد شدن و ریز شدن ذرات بین فلزی شده و آنها را در درون زمینه توزیع و پخش کرده است. همچنین در ناحیه متأثر از حرارت که در نزدیکی آلیاژ پایه قرار دارد، با وجود شیب گرادیان دمایی در این ناحیه، اندازه ذرات بین فلزی کوچکتر از آلیاژ پایه بوده و توزیع آنها در زمینه وسیع تر است. بدلیل وجود دمای کافی در این ناحیه،



شکل ۴- (a) تصویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون برگشتی) از ناحیه متاثر از حرارت، (b,c) آنالیز EDX گرفته شده از نقاط مشخص شده

شکل ۵- (a) تصویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون برگشتی) از ناحیه دکمه جوش، (b,c) آنالیز EDX گرفته شده از نقاط مشخص شده

همانطور که از شکل ۷ مشاهده می‌شود حفراتی در اطراف ذرات بین فلزی تشکیل شده‌اند که این حفرات توسط حلقه‌ای از محصولات خوردگی احاطه شده است. مکانیزم تشکیل حفرات، ایجاد یک پیل گالوانیک بین ذرات بین فلزی نجیب و زمینه فعال آلومینیومی می‌باشد. بر این اساس، در اثر واکنش کاتدی احیاء اکسیژن بر روی ذرات بین فلزی، میزان pH محلول در اطراف این ذرات افزایش یافته و به سمت قلیایی شدن پیش می‌رود و منجر به انحلال زمینه فعال آلومینیومی می‌شود. بنابراین با گذشت زمان میزان انحلال زمینه آلومینیومی افزایش یافته و حفرات تشکیل شده در اطراف ذرات بین فلزی بزرگتر و عمیق‌تر می‌شوند. لذا تشکیل شدن حفرات بزرگتر و عمیق‌تر به همراه خوردگی مرز دانه‌ای شدید تر در سرتاسر مرز دانه‌ها نشان دهنده استعداد بالای آلیاژ پایه به خوردگی موضعی بعد از گذشت ۴۸ ساعت غوطه‌وری خواهد بود.

مورفولوژی خوردگی نمونه‌های جوشکاری شده بعد از ۲۴ ساعت غوطه‌وری

تصاویر میکروسکوپی از حملات خوردگی موضعی نمونه‌های جوشکاری شده بعد از گذشت ۲۴ ساعت غوطه‌وری در محلول آزمایش در شکل ۸ نشان داده شده است. با بررسی این تصاویر می‌توان دریافت که:

الف) اگرچه نواحی مختلف جوش حملات خوردگی مشابه-ای را از خود نشان می‌دهند اما میزان و سرعت حملات خوردگی موضعی در ناحیه متأثر از حرارت به مراتب بیشتر از منطقه دکمه جوش می‌باشد. این امر به دلیل بزرگتر بودن ذرات بین فلزی در این ناحیه و بیشتر بودن توزیع آنها در درون دانه‌ها و در امتداد مرز دانه‌های ناحیه متأثر از حرارت است (شکل ۵). علاوه بر این خوردگی مرز دانه‌ای، مکانیزم خوردگی غالب در این نواحی نمی‌باشد.

ب) در ناحیه دکمه جوش، مکانیزم خوردگی از نوع حفره‌دار شدن تشخیص داده شد. مکانیزم حفره دار شدن در اینجا نیز در اثر تشکیل شدن یک پیل گالوانیک میان ذرات بین فلزی کاتدی و زمینه فعال آلومینیومی خواهد بود که نشانه فعالیت کاتدی این ذرات، حضور حلقه‌های سفید رنگ از محصولات خوردگی در اطراف آنها می‌باشد (شکل ۸). بدلیل کافی نبودن زمان غوطه‌وری، محصولات خوردگی که

بایستی توجه داشت که اندازه ذرات بین فلزی و توزیع آنها در منطقه دکمه جوش از ناحیه متأثر از حرارت کمتر می‌باشد.

بررسی میکرو ساختار بعد از آزمون غوطه‌وری مورفولوژی خوردگی آلیاژ پایه بعد از ۲۴ ساعت غوطه‌وری

شکل ۶ ناحیه خورده شده از آلیاژ پایه را بعد از مدت زمان ۲۴ ساعت غوطه‌وری نشان می‌دهد. بنظر می‌رسد که خوردگی موضعی به شکل حفره دار شدن مکانیزم خوردگی غالب در زمینه آلیاژ پایه نبوده و در بعضی از نواحی خوردگی مرز دانه‌ای در امتداد مرز دانه‌ها رخ داده است. هم‌چنین از شکل ۶ می‌توان دریافت که حفرات تشکیل شده در زمینه به دلیل کوتاه بودن زمان غوطه‌وری نتوانسته‌اند از لحاظ اندازه و عمق رشد پیدا کنند و در همان مرحله رشد متوقف شده‌اند و محصولات خوردگی به صورت حلقه-های سفید رنگ در اطراف این حفرات تشکیل شده‌اند. معمولا محصولات خوردگی شامل ترکیبات اکسیدی و یا هیدرو اکسیدی می‌باشند. در این مورد می‌توان گفت که محصولات خوردگی در جایی که یون‌های آلومینیوم به دلیل انحلال موضعی زمینه آلومینیومی انباشته و اشباع شده‌اند، تشکیل می‌گردند. مکانیزم خوردگی مرز دانه‌ای بوجود آمده شامل تشکیل یک میکرو پیل گالوانیک در مرز دانه‌ها که می‌تواند ناشی از نجیب تر و یا فعال تر بودن ذرات بین فلزی نسبت به زمینه آلومینیومی احاطه شده در اطراف آنها، باشد. بنابراین بنظر می‌رسد که تشکیل حفرات کوچک با اندازه و عمق کم و نیز خوردگی مرز دانه‌ای در امتداد مرز دانه‌ها نشان دهنده استعداد پایین آلیاژ پایه به خوردگی موضعی بعد از مدت زمان ۲۴ ساعت غوطه‌وری می‌باشد.

مورفولوژی خوردگی آلیاژ پایه بعد از ۴۸ ساعت غوطه‌وری

بر اساس شکل ۷ می‌توان بیان نمود که وقتی زمان غوطه‌وری به ۴۸ ساعت افزایش یافته است، باز هم مکانیزم خوردگی موضعی شامل خوردگی مرز دانه‌ای و حفره دار شدن می‌باشد ولی در این شرایط اندازه و عمق حفرات بیشتر و خوردگی مرز دانه‌ای وسیع‌تر و عمیق‌تر می‌باشد.

۲- مرز دانه‌ها در ناحیه متأثر از حرارت در طول فرآیند جوشکاری حساس تر شده اند چرا که گرادیان دمایی ایجاد شده در طول جوشکاری باعث تغییر در خواص شیمیایی مرز دانه ها در این ناحیه شده است و این حساس شدن مرز دانه ها موجب بروز خوردگی مرز دانه ای خواهد شد. بطور کلی می توان گفت که پارامتر هایی که باعث حساس شدن مرز دانه‌ها و تغییر خواص شیمیایی آنها می شوند عبارتند از درجه حرارت بحرانی (ماکزیمم) در ناحیه جوش، مدت زمان قرار گیری ناحیه جوش مورد نظر در دمای بحرانی و میزان سرعت سرد شدن ناحیه جوش [۱۱].

با مشاهده دقیق تر از شکل ۱۰ می توان فهمید که شکل محصولات خوردگی ایجاد شده شبیه به یک مجرای دودکش و یا یک جزیره آتشفشانی است که در وسط آن یک سوراخ وجود دارد. این محصولات خوردگی بسیار شکننده و ترد می باشند و براحتی درهم پاشیده می شوند. هم‌چنین این محصولات خوردگی در دهانه حفره ایجاد شده در زمینه تشکیل می شوند و مکانیزم تشکیل شدن آنها را می توان چنین گزارش نمود:

هنگامی که یون‌های کلر باعث تخریب لایه اکسیدی زمینه آلومینیومی شده و حفره تشکیل شد، با آزاد شدن حباب گازی در اثر واکنش کاتدی در درون حفره، این حباب گازی به سطح حفره منتقل شده و با یون های آلومینیوم و کلرید اطراف دهانه حفره واکنش داده و محصولاتی با ترکیب هیدرو اکسید- کلرید آلومینیوم را بوجود می آورند. آنالیز EDX در شکل ۱۰ حضور یون‌های کلر، آلومینیوم و اکسیژن را در این محصولات خوردگی تایید می نماید.

نتیجه گیری

در این پژوهش، استعداد به خوردگی مقطع جوشکاری شده آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ توسط آزمون غوطه وری بررسی گردید و نتایج ذیل بدست آمد:

- ۱- اندازه ذرات بین فلزی در نواحی جوش بعد از فرآیند جوشکاری نسبت به آلیاژ پایه کاهش یافت.
- ۲- در ناحیه دکمه جوش بدلیل گرمای حاصل از اصطکاک و عمل اغتشاش، اندازه ذرات بین فلزی کوچکتر از ناحیه متأثر از حرارت نمایان شد.

معمولا بطور طبیعی به شکل ترکیبات هیدرو اکسید-کلرید آلومینیوم ($\text{AlCl}_x(\text{OH})_{3-x}$) تشکیل می شوند [۱۲]، در نواحی دکمه جوش و ناحیه متأثر از حرارت مشاهده نشدند.

مورفولوژی خوردگی نمونه‌های جوشکاری شده بعد از ۴۸ ساعت غوطه وری

شکل ۹ تصاویر نواحی خورده شده را بعد از گذشت ۴۸ ساعت غوطه وری را نشان می‌دهند. با مشاهده این تصاویر می توان عنوان نمود که:

الف) با گذشت زمان ۴۸ ساعت، شدت و میزان حملات خوردگی در ناحیه دکمه جوش به مراتب کمتر از ناحیه متأثر از حرارت می باشد. در ناحیه دکمه جوش آثاری از خوردگی مرز دانه ای مشاهده نشد و مکانیزم خوردگی غالب مکانیزم حفره دار شدن در اثر تشکیل شدن پیل گالوانیک میان ذرات بین فلزی و زمینه آلومینیومی خواهد بود. افزایش زمان غوطه وری باعث افزایش اندازه و عمق حفرات تشکیل شده در این ناحیه شده است. حضور فعالیت کاتدی ذرات بین فلزی به شکل حلقه‌های سفید رنگ در اطراف آنها نیز بوضوح قابل تشخیص می باشد. هم‌چنین در ناحیه دکمه جوش در بعضی مناطق محصولات خوردگی از نوع هیدرو اکسید- کلرید آلومینیوم که به شکل خاصی شبیه به مجرای دودکش^۱ هستند مشاهده گردید.

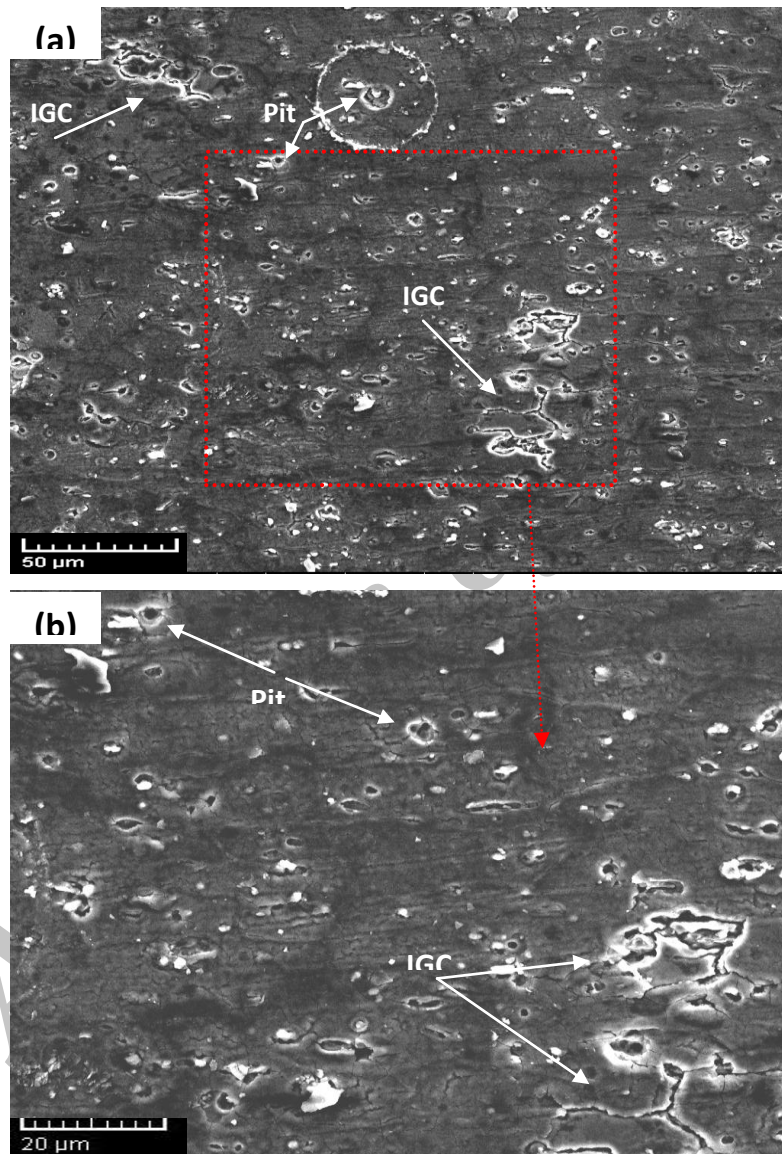
ب) در ناحیه متأثر از حرارت علاوه بر خوردگی مرز دانه ای، مکانیزم حفره دار شدن نیز مشاهده گردید. میزان و شدت خوردگی مرز دانه ای در این ناحیه با گذشت زمان ۴۸ ساعت شدید تر نمایان شد. در ضمن عمق و اندازه حفرات در این ناحیه به مراتب بیشتر از ناحیه دکمه جوش مشاهده شد.

علت افزایش میزان خوردگی در نواحی دکمه جوش و ناحیه متأثر از حرارت را بعد از گذشت ۴۸ ساعت غوطه وری در مقایسه با زمان ۲۴ ساعت غوطه وری می توان به دلایل ذیل عنوان نمود:

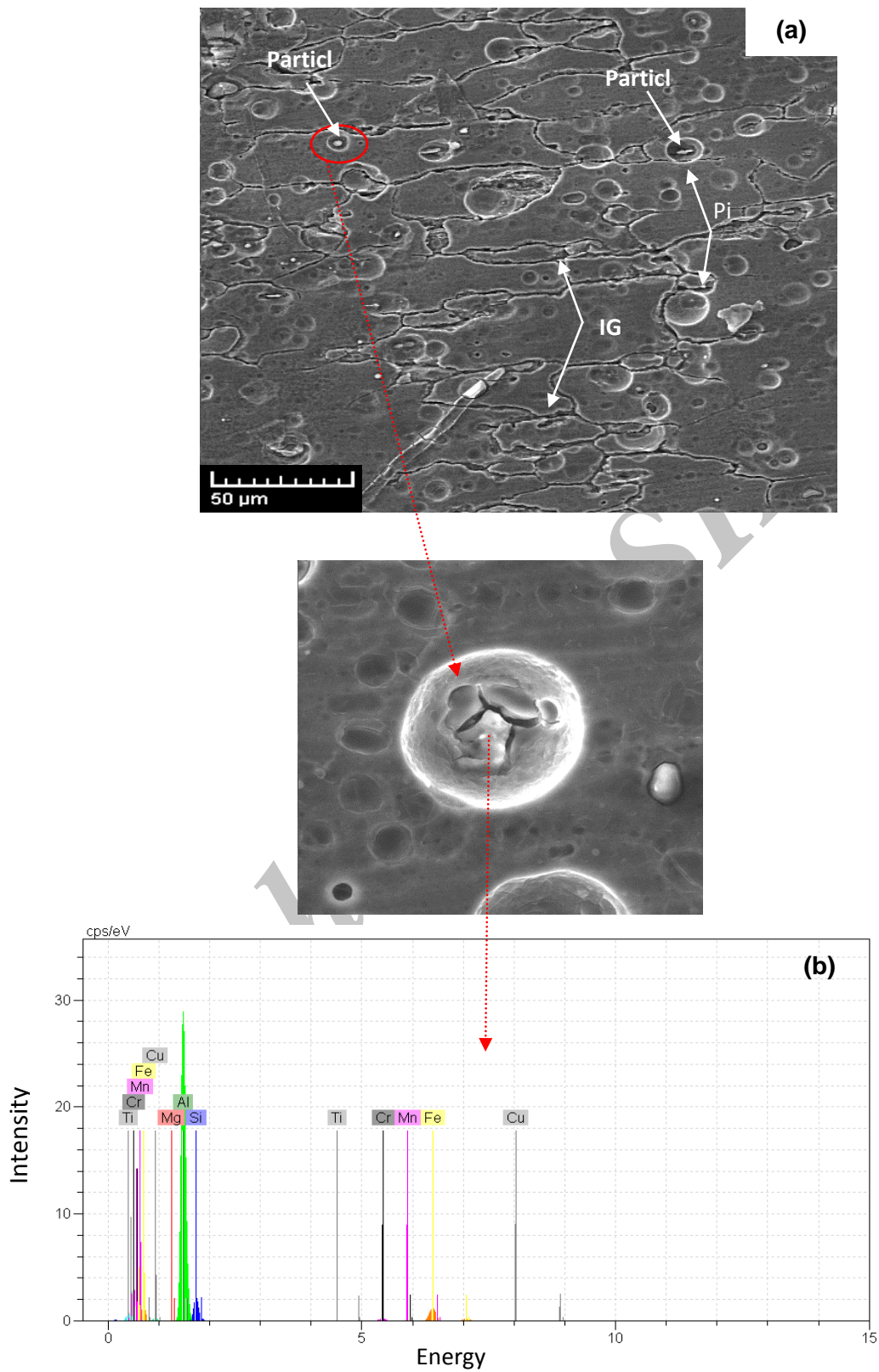
- ۱- میزان تجزیه پراکسید هیدروژن با افزایش زمان غوطه- وری بیشتر شده و محیط خورنده تری را بوجود آورده است.

^۱ - Chimney

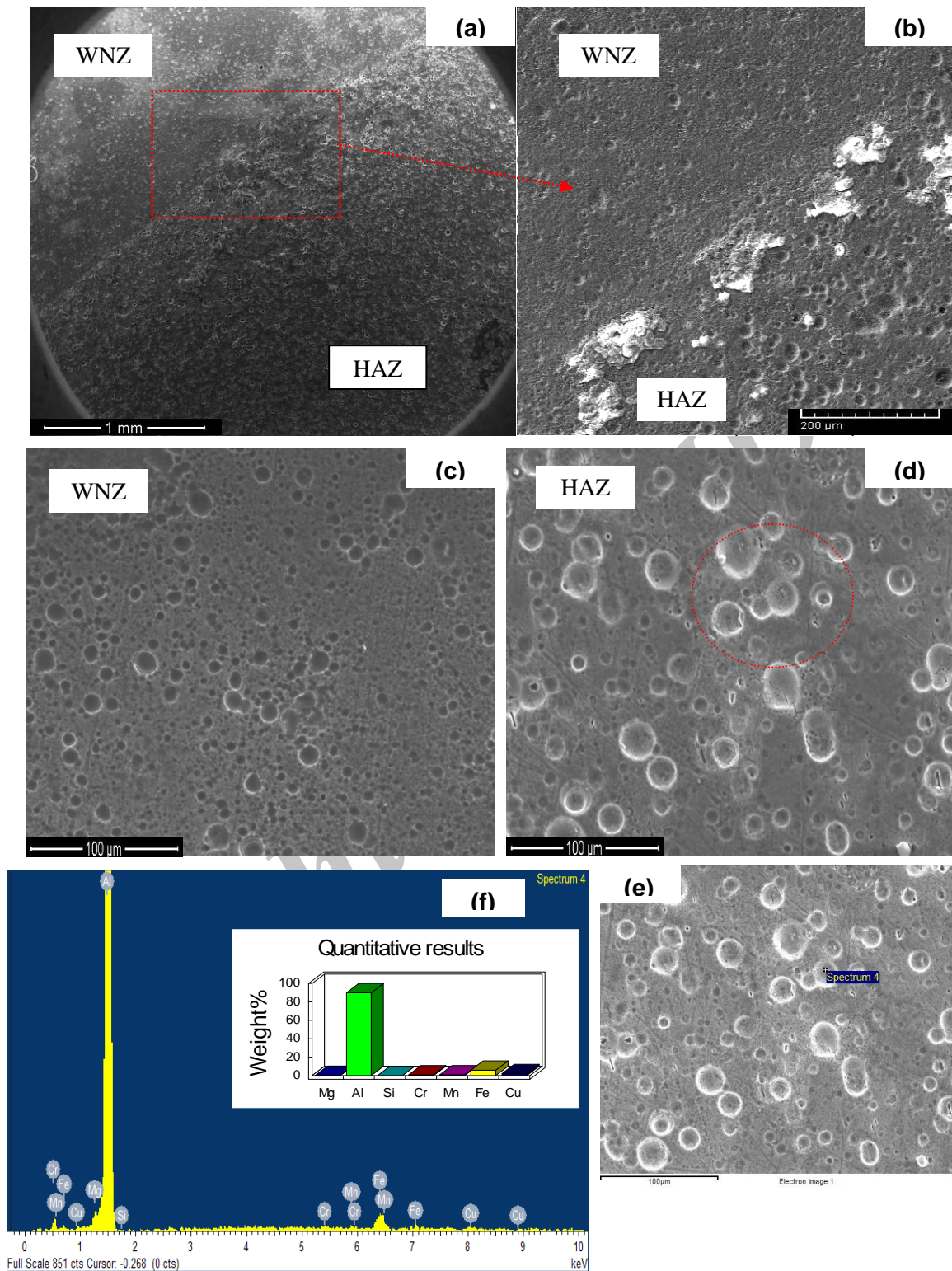
۳- ناحیه متأثر از حرارت بعد از گذشت ۴۸ ساعت غوطه-وری حساسیت بیشتری را به خوردگی مرز دانه‌های در مقایسه با زمان ۲۴ ساعت از خود نشان داد.
 ۴- بعد از گذشت ۴۸ ساعت غوطه وری، در آلیاژ پایه میزان و شدت خوردگی مرز دانه‌ها نسبت به زمان ۲۴ ساعت افزایش یافته بود.



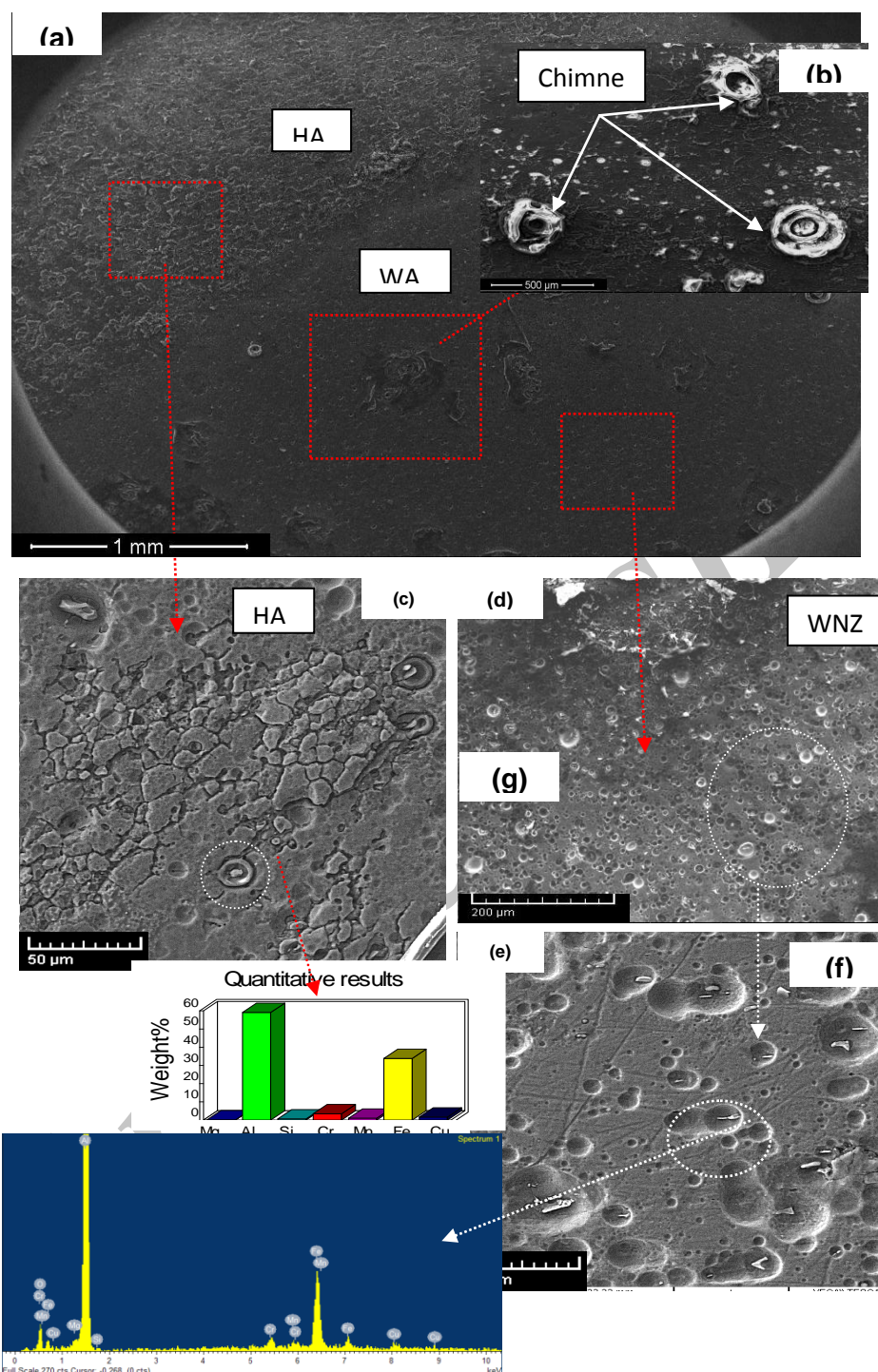
شکل ۶- مورفولوژی خوردگی آلیاژ پایه بعد از ۲۴ ساعت غوطه وری
 (a) بزرگنمایی پایین (b) بزرگنمایی بالا



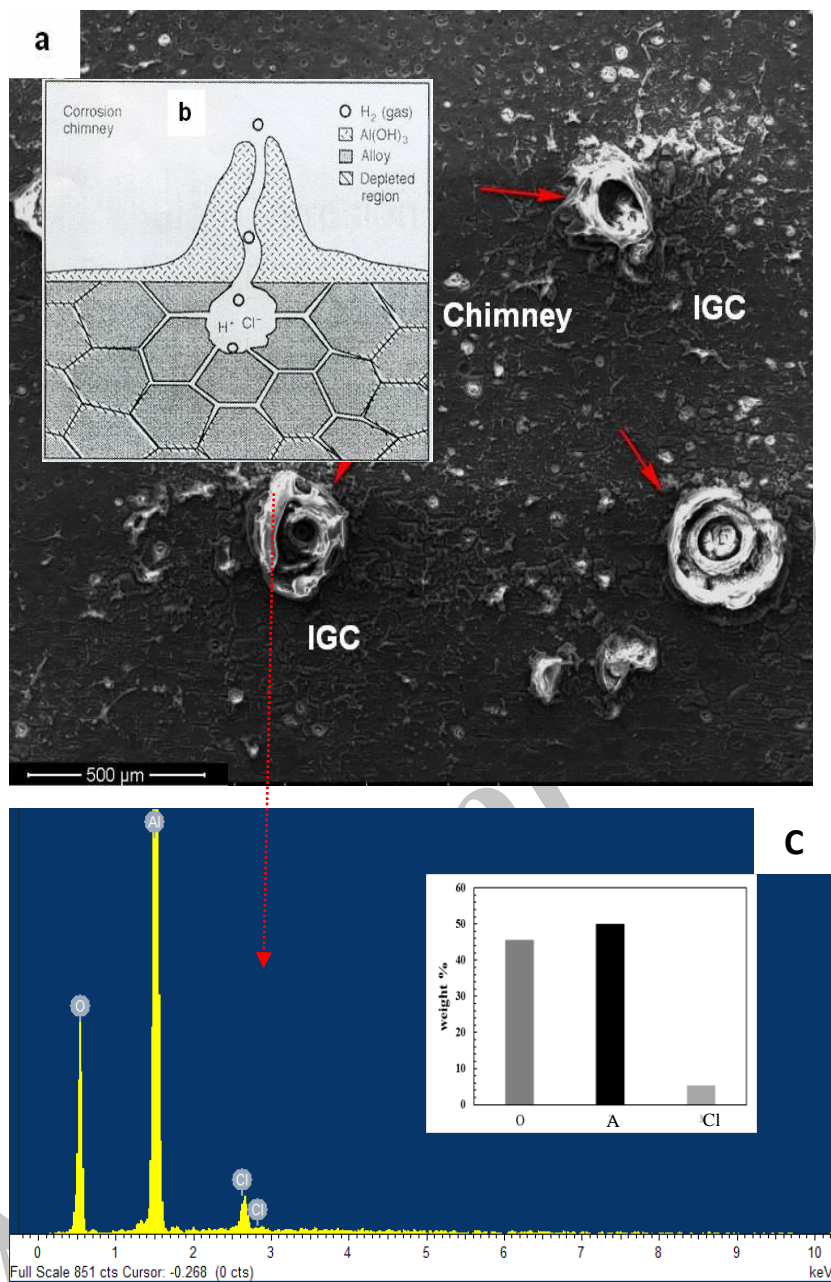
شکل ۷- (a) مورفولوژی خوردگی آلیاژ پایه بعد از ۴۸ ساعت غوطه وری (b) آنالیز EDX گرفته شده از نقطه مشخص شده



شکل ۸- مورفولوژی خوردگی مناطق مختلف جوش بعد از ۲۴ ساعت غوطه وری (e,f) آنالیز EDX گرفته شده از نقطه مشخص شده



شکل ۹- مورفولوژی خوردگی مناطق مختلف جوش بعد از ۴۸ ساعت غوطه وری (e,f) آنالیز EDX گرفته شده از نقطه مشخص شده



شکل ۱۰- (a) محصولات خوردگی تشکیل شده در ناحیه دکمه جوش بعد از ۴۸ ساعت غوطه وری (b) شمایی از مقطع عرضی محصولات خوردگی تشکیل شده (c) آنالیز EDX گرفته شده از محصولات خوردگی

- intergranular corrosion of AlMgSi(Cu) model alloy”, Corrosion Science, vol.48, pp. 258–272, 2006.
7. G. Svenningsen, M.H. Larsen, “Effect of thermomechanical history on intergranular corrosion of extruded AlMgSi(Cu) model alloy”, Corrosion Science, vol.48, pp. 3969–3987, 2006.
 8. H. Zhan, J. M. C. Mo, F. Hannour, L. Zhuang, H. Terry, J. H. W. de Wit, “The influence of copper content on intergranular corrosion of model AlMgSi(Cu) alloys”, Materials and Corrosion, vol. 59, pp. 670–675, 2008.
 9. M. H. Larsen, J. C. Walmsley, O. Lunder, Mathiesen, R.H., Kemal Nisancioglu, Intergranular corrosion of copper-containing AA6xxx AlMgSi aluminum alloys, Journal of Electrochemical Society, vol.155, pp. C550-C556, 2008.
 10. M. H. Larsen, J. C. Walmsley, O. Lunder and K. Nisancioglu, “Effect of Excess Silicon and Small Copper Content on Intergranular Corrosion of 6000-Series Aluminum Alloys”, Journal of Electrochemical Society, vol.157, pp. C61-C68, 2010.
 11. J. B. Lumsden, M. W. Mahoney, G. Pollock, C. G. Rhodes. “Intergranular corrosion following friction stir welding of aluminium alloy 7075-T651”. Corrosion, vol. 55, pp. 1127-1135, 1999.
 12. G.S. Frankel and Z. Xia, "Localized Corrosion and Stress Corrosion Cracking Resistance of Friction Stir Welded Aluminium Alloy 5454", Corrosion, vol. 55, pp.139-150, 1999.
 13. M.H. Larsen, J.C. Walmsleg, O. Lunder, R.H. Mathiesen, K. Nisancioglu, “Intergranular corrosion of copper-containing AA6xxx AlMgSi aluminum alloy”, Journal of Electrochemical Society, vol. 155, pp. C550-C556, 2008.
 14. J.R. Galvele, S.M. Micheli, “Mechanism of intergranular corrosion
- ۵- تصاویر میکروسکوپی وجود محصولات خوردگی به شکل خاصی (شبیه به مجرای دودکش) را در سطح فوقانی حفرات تشکیل شده در ناحیه دکمه جوش بعد از گذشت ۴۸ ساعت غوطه وری نشان دادند.
- ۶- در آزمون غوطه وری مشخص شد که زمان غوطه وری پارامتر تاثیر گذار در میزان و شدت حملات خوردگی موضعی بویژه خوردگی مرز دانه ای در قطعات جوشکاری شده می باشد.

Reference

1. W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Church, P. Templemith, C. J. Dawes. G.B. Patent application no. 9125.978.9[P].,1991. (Patent)
2. F. Fadaeifard, K. A. Matori, M. Toozandehjani, A. R. Daud, M. K. A. M. Ariffin, N. K. Othman, F. Gharavi, A. H. Ramzani, F. Ostovan, “Influence of rotational speed on mechanical properties of friction stir lap welded 6061-T6 Al alloy”. Journal of Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 24, pp. 1004–1011, 2014.
3. C. S. Paglia, R. G. Buchheit. “A look in the corrosion of aluminum alloy friction stir welds”. Journal of Scripta Materialia, vol.58, pp. 383-387, 2008.
4. H. Zhan, J. M. C. Mol, F. Hannour, L. Zhuang, H. Terry, J. H. W. de Wit. “The influence of copper content on intergranular corrosion of model AlMgSi(Cu) alloys”. Journal of Materials and Corrosion, vol. 59, pp. 670-675, 2008.
5. P. Dong, D. Sun, B. Wang, Y. Zhang, H. Li. “Microstructure, microhardness and corrosion susceptibility of friction stir welded AlMgSiCu alloy”. Materials and Design, vol. 54, pp. 760–765, 2014.
6. G. Svenningsen, M.H. Larsen, J.H. Nordlien, K. Nisancioglu, “Effect of high temperature heat treatment on

- Metallurgical and Materials Transaction A, vol. 32 (11), pp. 2859-2867, 2001.
24. R. G. Buchheit, "A Compilation of Corrosion Potentials Reported for Intermetallic Phases in Aluminium Alloys", Journal of the Electrochemical Society, 142 (11), pp. 3994-3996, 1995.
 - of Al-Cu alloys", Corrosion Science, vol. 10, pp. 759-807, 1970.
 15. R. Braun, C. Dalle Donne, G. Staniek. "Laser beam welding and friction stir welding of 6013-T6 aluminium alloy sheet". Materials and Corrosion, vol. 31, pp. 1017-1026, 2000.
 16. S. Maggiolino, C. Schmid. "Corrosion resistance in FSW and in MIG welding techniques of AA6XXX". Journal of Materials Processing Technology, vol. 197, pp. 237-240, 2008.
 17. V. Fahimpour, S.K. Sadrnezhad, F. Karimzadeh. "Corrosion behavior of aluminum 6061 alloy joined by friction stir welding and gas tungsten arc welding methods". Materials & Design, vol. 39, pp. 329-333, 2012.
 18. ASTM G-110-92: "Practice for evaluating intergranular corrosion resistance of heat-treatable aluminum alloys by immersion in sodium chloride+ hydrogen peroxide solution". Annual Book of ASTM Standards 2009.
 19. ASTM G-1-03: "Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens". Annual Book of ASTM Standards, 2003..
 20. N. Birbilis, and R. G. Buchheit, "Electrochemical Characteristics of Intermetallic Phases in Aluminium Alloys: An Experimental Survey and Discussion", Journal of the Electrochemical Society, vol. 152 (4), pp. B140-B151, 2005.
 21. J. E. Hatch, 1984, "Aluminium: Properties and Physical Metallurgy", Editor, ASM, Metals Park, OH.
 22. H. Ezuber, A. El-Houd and F. El-Shawesh, "A Study on the Corrosion Behaviour of Aluminium Alloys in Seawater", Materials and Design, vol. 29 (4), pp. 801-805, 2008.
 23. J. L. Searles, P. I. Gouma, and R. G. Buchheit, "Stress Corrosion Cracking of Sensitized AA5083 (Al-4.5Mg-1.0Mn)",