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

فرهاد غروی*'، کامران امینی'، فیروز فدائی فرد

چکیدہ

در این تحقیق، اثر استعداد میکرو ساختار مقطع جوشکاری شده آلیاژ ۶۰۶۱ با روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به خوردگی مرز دانه ای 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 نمونه های جوشکاری شده، مناطق مختلف جوش مستعد به خوردگی مرزدانه 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 دانه ای از ان 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 دانه ای از خود نشان داد. آلیاژ پایه رفتار خوردگی متفاوتی را در هر دو زمان نیز از خود نشان داد. محصولات خوردگی در ناحیه دانه ای از خود نشان داد. آلیاژ پایه رفتار خوردگی متفاوتی را در هر دو زمان نیز از خود نشان داد. محصولات خوردگی در ناحیه در مشاهده گردید.

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

³- Chimney

^{ٔ -} استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، واحد تیران، دانشگاه آزاد اسلامی، اصفهان، ایران

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

drfgharavi@gmail.com : اویسنده مسوول مقاله *

پیشگفتار

فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی ' بعنوان یک فرآیند اتصال حالت جامد به منظور اتصال آلیاژهای آلومينيوم بويژه آلياژهايي كه اساسا" قابليت جـوش يـذيري پایینی دارند، بکار می رود [۱]. در این فرآیند، اتصال صفحات فلزى بر اساس يک عمليات ترمو مكانيكي توسط یک ابزار جوش غیر مصرفی انجام می گیرد [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 جـوش کاملا یکپارچه تولید می گردد. اگرچه حرارت ورودی در این نوع فرآیند جوشکاری نسبتا" کم است و مدت زمان جوشکاری در مقایسه با فرآیند جوشکاری ذوبی کوتاه تـر است، ولى تغييرات ميكرو ساختار و بويژه يديده تبلور مجدد دینامیکی در طول فرآیند جوشکاری اتفاق می افتد که این امر موجب تغییر در خواص خوردگی مناطق مختلف جوش از جمله دکمه جوش و منطقه متاثر از حرارت 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 ممكن است باعث استعداد اینگونه از آلیاژهای آلومینیوم به خوردگی موضعی از قبیل خوردگی مرز دانه ای و حفره دار شدن بشود [۴و۵]. در این راستا میتوان گفت که در آلیاژهای آلومینیوم ساری ۶۰۰۰، استعداد به خوردگی موضعی و میزان شدت حملات خوردگی بطور عمده توسط نوع، مقدار و توزيع رسوبات بين فلزى موجود در آلياژ كه در حین عملیاتهای حرارتی و ترمو مکانیکی تشکیل شده اند، کنترل می شود [۶و۷]. با توجه به ترکیب شیمیایی آلیاژ و نوع عمليات انجام شده بر روى آلياژ، اين رسوبات بين فلـزى در مرز دانهها و یا در درون دانـههـا تشـکیل مـیشـوند. بـر اساس تحقيقات انجام شده، رسوبات بين فلزى تشكيل شده در حین عملیات های حرارتی و ترمو مکانیکی در آلیاژهای

سری ۶۰۰۰ شامل رسوبات فاز Q (با ترکیب Al₄Mg₈Si₇Cu₂) ، فاز بتا (^β) (با ترکیب Mg₂Si) و نیز رسوبات فقیر از فاز Si (بشرطی که مقدار Si در فاز Mg₂Si فراتر از مقدار استکیومتری باشد) خواهد بود[۸–۱۰].

اساسا" 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 مـیافتـد. ولـی در بعضـی دیگـر 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 می-آورند که نتیجه آن خوردگی انتخاب دانهها خواهد بود [۱۴-۱۱]. 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 [10] گزارش کردہ است که مقاطع جوشکاری شدہ آلیاژ ۶۰۱۳ از حساسیت کمتری به خوردگی مرز دانه ای نسبت به فلز پایه برخوردار هستند. با این وجود، اشمیت و همکاران [۱۶] اخیرا" مشاهده نمودند که مقاومت به خوردگی مرز دانهای مقاطع جوش اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ ۶۰۸۲ هـیچ-گونه 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 فلـز یایه 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 نسبتا" سريع مي باشد. بنابراين يک شيب يکنواخت و همخوان (قرینه) میکرو ساختاری از ناحیه دکمه جـوش بـه

میکوان (کریک) میکرو ساختاری از کافیه کافیه جوش با سمت آلیاژ پایه^۴ با توزیع رسوبات در داخل و اطراف مرز دانهها میتواند گسترش یابد [۳]. تفاوتهایی در خواص شیمیایی اینگونه میکرو ساختار ها بویژه در امتداد مرز دانهها مشاهده شده است بطوری که وقتی در معرض یک

¹- Friction stin welding (FSW)

² - Weld Nugget Zone (WNZ)

³- Heat Affected Zone (HAZ)

⁴ - Parent Alloy (PA)

www.SID.ir

محیط خورنده قرار می گیرند، یک حمله انتخابی مرز دانه ای در آنها اتفاق می افتد و پتانسیل حفره دار شدن آنها در مقایسه با آلیاژ پایه کاهش مییابد[۳و ۱۱]. بدلیل اینکه فعل و انفعال میکرو ساختاری شدیدی در حین فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی صورت می گیرد، 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 عمدتا" در امتداد مرز دانه ها در نواحی دکمه جوش و متاثر از حرارت ایجاد میشود. در این رابطه بایستی عنوان نمود که میزان و شدت خوردگی مرز دانه ها در خوانهای در حضور رسوبات خشن و درشت در امتداد مرز دانه ما افزایش مییابد [۳و ۱-۱۲].

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 دانه ای 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 ارایه شده است. پارامتر های 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 در نمونهها در جهت مقطع عرضی بریده و در درون قالبهای با رزین سرد مانت گردیدند. پس از آن سطح تمامی نمونه-های مانت شده با استفاده از سنبادههای شماره ۲۰۰ تا ماکر ۱ ماسه (یک

ارزیابی خوردگی مرز دانه ای توسط آزمون غوطه وری و مطابق با استاندارد ASTM G110 [۸۸] انجام گرفت. آزمون استعداد به خوردگی مرز دانه ای در دو زمان ۲۴ و ۴۸ ساعت و در یک غلظت ثابتی از پراکسید هیدروژن (آب اکسیژنه) (H₂O₂) بر اساس استاندارد ASTM مورد بررسی قرار گرفت.

قبل از آزمون غوطه وری، بر روی سطوح نمونه های 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 فلئوریدریک (HF) و ۵۰ میلی لیتر اسید نیتریک (HNO₃) 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 نمونه ها در آب دوبار تقطیر.

بعد از انجام تمیز کاری شیمیایی سطوح، نمونه ها 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 غوط وری نمونها در محلول مذکور و در زمانهای تعیین شده، سطح خورده شده نمونه ها مطابق با استاندارد ASTM [۱۸] تمیز گردیدند و جهت بررسی آنالیز سطوح از یک میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) استفاده شد.

آزمون خوردگی



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

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

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 می گیرد. لذا اغتشاش ایجاد شده توسط ابزار باعث خرد شدن و توزیع مجدد ذرات بین فلزی موجود در منطقه جوش می شود. بعضی از این ذرات که نقطه ذوب پایینی دارند در اثر حرارت بوجود آمده در منطقه جوش، حل خواهند شد.

بطـور کلـی ذرات بـین فلـزی موجـود در آلیاژهـای آلومینیوم سری ۶۰۰۰ و دیگر آلیاژهـای آلومینیـوم بـه سـه دسته عمده طبقه بندی میشوند. ایـن دسـته بنـدی شـامل رسوبات^۱، ذرات متشکله (سـازنده)^۲ و ذرات پراکنـده^۳ مـی-باشـند. رسـوبات و ذرات متشـکله بـین فلـزی دارای ابعـاد ناشـند. رمقیاس میکرو) هستند که بـه آسـانی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی قابل تشخیص میباشـند. امـا ذرات پراکنده به دلیل داشتن ابعاد بسـیار کوچـک (مقیـاس نـانو) فقـط توسـط میکروسـکوپ الکترونـی عبـوری قابـل تشخیص خواهند بود [۲۲–۲۰].

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 رسین فلزی سفید رنگ از نوع ذرات عنی شده از آهین (Fe) و بین فلزی سفید رنگ از نوع ذرات غنی شده از آهین (Fe) و نرات متشکله بین فلزی سیاه رنگ از نوع ذرات غنی شده از فرات متشکله بین فلزی سیاه رنگ از نوع ذرات غنی شده از

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



شکل ۲- (a)تصویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون برگشتی) از زمینه آلیاژ پایه، (b,c) 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 می شود 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 می-شوند. اندازه این ذرات تقریبا" در حدود مقیاس آنگستروم تا میکرومتر میباشد و به صورت اشکال مختلفی همچون کروی، سوزنی و صفحهای بر روی مرز دانهها حضور دارند [٢٣]. حضور رسوبات بین فلزی بر روی مرز دانهها علاوه بر افزایش استحکام مکانیکی، تمایل به خوردگی مرز دانه ای را در محیطهای خورنده افزایش می دهد [۲۴]. اساسا" مشخص شدہ است کے کنترل رفتار خوردگی آلیاژھای آلومینیوم بطور چشمگیری وابسته به حضور ذرات بین فلزی در زمینه آلیاژ داشته و عواملی همچون ترکیب شیمیایی ذرات و میرزان دانسیته و توزیع این ذرات بین فلزی در زمینه آلیاژ می تواند نقش مهمی را در مقاومت به خوردگی آلیاژهای آلومینیوم در محیط های خورنده ایفا کند [۲۰].

تصاویر میکروسکویی از نواحی مختلف جـوش شـامل منطقه دکمه جوش و ناحیه متاثر 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 می -توان بیان نمود که میزان متوسط درصد وزنی ذرات غنے از آهن و سلیس از آلیاژ پایه به سمت منطقه دکمه جوش کاهش یافته است. بنظر میرسد که در ناحیه دکمـه جـوش عمل اغتشاش باعث خرد شدن و ریز شدن ذرات بین فلزی شده و آنها را در درون زمینه توزیع و پخش کرده است. هم-چنین در ناحیه متاثر از حرارت که در نزدیکی آلیاژ یایه 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،

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







شکل ۳– (a)تصویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون برگشتی) از فازهای موجود در زمینه آلیاژ پایه، (b) آنالیز EDX گرفته شده از نقاط مشخص شده



شده از نقاط مشخص شده

141

بایستی توجه داشت که اندازه ذرات بین فلزی و توزیع آنها در منطقه دکمه جوش از ناحیه متاثر از حرارت کمتـر مـی-باشد.

بررسی میکرو ساختار بعد از آزمون غوطه وری مورفولوژی خــوردگی آلیــاژ پایــه بعــد از ۲۴ ســاعت غوطهوری

شکل ۶ ناحیه خورده شده از آلیاژ پایه را بعد از مدت زمان ۲۴ ساعت غوطه وری نشان میدهد. بنظر می رسد که خوردگی موضعی به شکل حفره دار شدن مکانیزم خوردگی غالب در زمینه آلیاژ پایه نبوده و در بعضی از نواحی خوردگی مرز دانه ای در امتداد مرز دانهها رخ داده است. هم چنین از شکل ۶ می توان دریافت که حفرات تشکیل شده در زمینه به دلیل کوتاه بودن زمان غوطه وری نتوانسته اند از لحاظ اندازه و عمق رشد پیدا کنند و در همان مرحله رشد متوقف شده اند و محصولات خوردگی به صورت حلقه-های سفید رنگ در اطراف این حفرات تشکیل شده اند. معمولا محصولات خوردگی شامل ترکیبات اکسیدی و یا هیدرو اکسیدی می باشند. در این مورد می توان گفت که محصولات خوردگی در جایی که یون های آلومینیوم به دلیل انحلال موضعی زمینه آلومینیومی انباشته و اشباع شده اند، تشکیل می گردند. مکانیزم خوردگی مرز دانه ای بوجود آمده شامل تشکیل یک میکرو پیل گالوانیک در مرز دانهها که می تواند 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 کوچـک با اندازه و عمق کم و نیز خوردگی مرز دانه ای در امتداد مرز دانهها نشان دهنده استعداد پایین آلیاژ پایه به خوردگی موضعی بعد از مدت زمان ۲۴ ساعت غوطه وری می باشد.

مورفولوژی خوردگی آلیاژ پایه بعد از ۴۸ ساعت غوطهوری

بر اساس شکل ۲ میتوان بیان نمود که وقتی زمان غوطه وری به ۴۸ ساعت افزایش یافته است، باز هم مکانیزم خوردگی موضعی شامل خوردگی مرز دانه ای و حفره دار شدن میباشد ولی در این شرایط اندازه و عمق حفرات بیشتر و خوردگی مرز دانه ای وسیع تر و عمیق تر می باشد.

همانطور که از شکل ۷ مشاهده می شود حفراتی در اطراف ذرات بین فلزی تشکیل شده اند که این حفرات توسط حلقه ای از محصولات خوردگی احاطه شده است. مکانیزم تشکیل حفرات، ایجاد یک پیل گالوانیک بین ذرات بین فلزی نجیب و زمینه فعال آلومینیومی می باشد. بر این اساس، در اثر واکنش کاتدی احیاء اکسیژن بر روی ذرات بین فلزی، میزان H محلول در اطراف این ذرات افزایش انحلال زمینه فعال آلومینیومی می شود. بنابراین با گذشت زمان میزان انحلال زمینه آلومینیومی افزایش یافته و حفرات تشکیل شده در اطراف ذرات بین فلزی بزرگتر و عمیق تر می شوند. لذا تشکیل شدن حفرات بزرگتر و عمیق تر به همراه خوردگی مرز دانه ای شدید تر در سرتاسر مرز دانه ها نشان دهنده استعداد بالای آلیاژ پایه به خوردگی موضعی بعد از گذشت ۸۲ ساعت غوطه وری خواهد بود.

مورفولوژی خوردگی نمونه های جوشکاری شده بعد از ۲۴ ساعت غوطه وری

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

الف) اگرچه نواحی مختلف جوش حملات خوردگی مشابه-ای را از خود نشان می دهند اما میزان و سرعت حملات خوردگی موضعی در ناحیه متاثر از حرارت به مراتب بیشتر از منطقه دکمه جوش می باشد. 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 متاثر از حرارت است (شکل ۵). علاوه بر این خوردگی مرز دانهای، مکانیزم خوردگی غالب در این ناوحی نمی باشد.

 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 می باشد (شکل ۸). بدلیل کافی نبودن زمان غوطه وری، محصولات خوردگی که

معمولا بطور طبیعی به شکل ترکیبات هیدرو اکسید-کلریـد آلومینیـوم (AlCl_x(OH)، تشـکیل مـی شـوند[۱۲]، در نواحی دکمه جوش و ناحیه متاثر 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 متاثر 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 حلقه های سفید رنگ در اطراف درمه 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 متاثر 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 متاثر 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 غوط-ه وری بیشتر شده و محیط خورنده تری را بوجود آورده است.

¹ - Chimney

۲- مرز دانهها در ناحیه متاثر 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.

نتيجه گيري

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 متاثر از حرارت نمایان شد.

۳- ناحیه متاثر از حرارت بعد از گذشت ۴۸ ساعت غوطه وری حساسیت بیشتری را به خوردگی مرز دانهای 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 ۴۸ساعت غوطه وری(b) آنالیز EDX گرفته شده از نقطه مشخص

شده



EDX شکل ۸– (a,b,c,d) مورفولوژی خوردگی مناطق مختلف جوش بعد از ۲۴ساعت غوطه وری (e,f) آنالیز (a,b,c,d) مرفولوژی خوردگی مناطق مختلف مشخص شده



شکل ۹– (a,b,c,d)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 معلو م 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.

- 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.
- H. Zhan, J. M. C. Mo, F. Hannour, L. Zhuang, H. Terryn, 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.
- M. H. Larsen, J. C. Walmsley, O. Lunder, Mathiesen, RH, Kemal Nisancioglu, Intergranular corrosion of copper-containing AA6xxx AlMgSi aluminum alloys, Journal of Electrochemical Society, vol.155, pp. C550-C556, 2008.
- 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.
- 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.
- 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, О. Lunder. R.H. Mathiesen, Κ. 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.

Refrence

- W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Church, P. Templesmith, 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.
- 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.
- H. Zhan, J. M. C. Mol, F. Hannour, L. Zhuang, H. Terryn, 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.
- 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.

- 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.
- 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.
- V. Fahimpour, S.K. Sadrnezhaad, 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.
- 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..
- 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.
- 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.
- J. L. Searles, P. I. Gouma, and R. G. Buchheit, "Stress Corrosion Cracking of Sensitized AA5083 (Al-4.5Mg-1.0Mn)",