

ارزیابی رفتار خوردگی نواحی مختلف ورق تیتانیوم Ti-6Al-4V جوشکاری شده با روش اصطکاکی اغتشاشی

علیرضا نصر اصفهانی، عبدالرضا سلطانی پور، خسرو فرمنش و علی قاسمی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر (اصفهان)

(دریافت مقاله : ۹۳/۰۹/۱۹ - پذیرش مقاله : ۹۴/۰۲/۰۲)

چکیده

فرآیند جوشکاری ذوبی می تواند رفتار خوردگی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V را تضعیف نماید. علت آن را می توان ناشی از وجود معایب متالورژیکی از جمله ناپیوستگی های ساختاری، جذب اکسیژن، نیتروژن و حفره دار شدن دانست. در صورتی که از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی استفاده شود، رفتار خوردگی مناسب تری حاصل خواهد شد. در این تحقیق از ورق آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V به ضخامت ۳ میلی متر جهت جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی استفاده شد. ریزساختار جوش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز عنصری و فازی ناحیه اغتشاش با روش طیف نگار تفکیک انرژی و پراش اشعه ایکس مورد بررسی قرار گرفت. رفتار خوردگی سطح جوش با استفاده از دستگاه پتانسیو استات و محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم ارزیابی شد. بررسی های ریزساختاری نشان داد که وجود شیب حرارتی به همراه سایش پین باعث بوجود آمدن ساختارهای متفاوت با ترکیب شیمیایی گوناگون در نواحی مختلف جوش می شود بنحوی که ناحیه اغتشاش دارای فازهای آلفا و بتای تبلور یافته به همراه مقدار قابل توجهی تنگستن بوده ولی ناحیه انتقال دارای مجموعه ای از ساختارهای لایه ای، هم محور و بای مودال است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و نتایج آنالیز عنصری نشان دهنده غیر یکنواخت بودن ترکیب شیمیایی و وجود فازهای گوناگون در مناطق مختلف جوش بود. این موضوع باعث شده که مقاومت به خوردگی ناحیه انتقال از ناحیه اغتشاش کمتر و رفتار خوردگی هر دو ناحیه از فلز پایه ضعیف تر باشد. نتایج نشان داد نواحی اغتشاش، انتقال و فلز پایه به ترتیب با شدت جریان های ۳/۱۲۶، ۱/۸۳۲ و ۰/۵۳۰ میکروآمپر و پتانسیل های -۲۴۰، -۲۲۶ و -۱۷۲ میلی ولت خورده شده است.

واژه های کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V، ریز ساختار، رفتار خوردگی.

Comparison of Corrosion Behavior of Friction Stir Welded (FSW) of Ti-6Al-4V Titanium Alloy

A. Nasresfahani, A. Soltanipour, Kh. Farmanesh and A. Ghasemi

Department of Materials Engineering, Maleke-ashtar University of Technology

(Received 10 December 2014, accepted 12 May 2015)

Abstract

Fusion welding can deteriorate the corrosion feature of Ti-6Al-4V alloys due to the existence of some metallurgical defenses such as discontinuity, Oxygen and Nitrogen absorption and creation of pore holes. By employing friction stir welding, the appropriate corrosion resistance could be reachable. In current research, Ti-6Al-4V with thickness of 3mm was used. Structural characterize of welded zone were evaluated by scanning electron microscopy, equipped by EDS microanalyses X-Ray diffractometry (XRD). Corrosion behavior of fabricated specimen was investigated by means of potentiostat (EG & G 273A). The SEM micrographs and EDS results confirmed that ununiformity chemical composition and various types of metallurgical phase were formed, which caused the corrosion resistance of transition zone declined as compared to the stir zone and the base metal zone has the highest value of corrosion resistance. It was found that the stir zone contain the typical Alpha (α) phase plus recrystallization Beta (β) phase along with tungsten debris while transition zone contain equiaxed and bimodal lamellae structure. The corresponding current density for stir zone, transition zone and base metal were 3.126, 1.532, 0.530 μA respectively, while obtained potential for those mentioned zones were -240, -226 and -172 mV respectively.

Keywords: Friction Stir Welding, Ti-6Al-4V Titanium Alloy, Microstructure, Corrosion Behavior.

E-mail of corresponding author: nasr_alireza@yahoo.com

مقدمه

با توجه به اینکه در فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی ماده تحت عملیات ترمومکانیکی قرار می‌گیرد، لذا ریز ساختار و پیوستگی ماده تغییر کرده و خواص خوردگی آن بطور موثر تحت تاثیر قرار خواهد گرفت. وجود لایه چسبنده، سخت، پایدار و غیر فعال اکسید تیتانیوم (TiO_2) بر روی سطح تیتانیوم موجب شده است این آلیاژ بعنوان یک انتخاب بسیار مناسب برای محیط‌های خورنده مطرح باشد [۱].

با این حال ساختارهای سوزنی موجب تضعیف رفتار خوردگی تیتانیوم خالص تجاری می‌شود [۲]. زیاد بودن جدایش عناصر آلیاژی در ساختار ویدمنش‌تاتن نیز در بعضی آلیاژها موجب کم شدن پتانسیل حفره‌دار شدن خواهد شد [۳]. این در حالی است که ساختار کروی بتا همراه با زمینه آلفای هم محور دارای مقاومت به خوردگی بهتری نسبت به ساختارهای لایه‌ای است [۴]. ابوشهاب^۱ نشان داد رفتار خوردگی آلیاژ Ti-6Al-4V تابع لایه اکسیدی تیتانیوم (TiO_2)، آلومینیم (Al_2O_3) و وانادیم (V-Oxides) خواهد بود که بی‌تاثیر از غلظت یون کلر نیست [۵]. زوئیلی^۲ [۶] و متیکو^۳ [۷] نیز مکانیزم روئین شدن لایه اکسید تیتانیوم را ناشی از وجود مقادیر کم اکسید آلومینیم و وانادیم دانسته‌اند [۶]. اکسید وانادیم بیشتر بر روی فاز غنی از وانادیم (β) و اکسید آلومینیم بر روی فاز α تشکیل می‌شود [۷]. متیکو علت تضعیف رفتار خوردگی آلیاژ Ti-6Al-4V را ناشی از وجود وانادیم دانسته است که می‌تواند افزایش جاهای خالی آنیون‌ها را در لایه رویین بدنبال داشته باشد [۷]. همچنین بمبرگ^۴ و همکارانش نشان دادند که نتیجه غنی سازی فاز β با نیوبیوم (Nb) و تانتالوم (Ta) باعث کاهش جاهای خالی

یونها در اکسید تیتانیوم و در نتیجه افزایش مقاومت به خوردگی و رویین شدن آن خواهد شد [۸]. یوشکوف^۵ [۹] و کانچان^۶ [۱۰] نشان دادند بر خلاف آنکه مقاومت به خوردگی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V بسیار خوب است، ولی در محیط‌های کلر دار (نظیر آب دریا)، مقاومت آن به شدت تحت تاثیر قرار گرفته و در برابر خوردگی حفره‌ای بسیار حساس می‌شود.

تحقیقات نشان داده است که رفتار خوردگی گرده جوش تیگ از جمله سرعت خوردگی، پیک جریان و جریان رویین شدن نسبت به نواحی دیگر ضعیف‌تر است [۱۱]. هان^۷ رفتار خوردگی گرده جوش تیگ را ضعیف‌تر از سایر نواحی گزارش کرد [۱۲]. ولی ثابت^۸ نشان داد در صورتی که دانه‌بندی گرده جوش حاصل از روش تیگ ریز و هم محور شود، مقاومت به خوردگی آن بهبود می‌یابد [۱۳]. عطاپور^۹ و همکارانش رفتار خوردگی آلیاژ Ti-6Al-4V را در حالت جوشکاری ذوبی تیگ و فراوری اصطکاکی اغتشاشی با هم مقایسه کردند [۱۱]. نتایج اندازه‌گیری پتانسیل مدار باز^{۱۰} نشان داد که زمان فعال سازی برای جوش تیگ کمتر از فلز پایه، ولی برای نمونه اصطکاکی اغتشاشی بیشتر است. نمودارهای پلاریزاسیون پتانسیل دینامیکی نیز نشان داده که انتقال از حالت فعال به رویین برای هر سه نمونه فلز پایه و نمونه‌های تیگ و اصطکاکی اغتشاشی وجود داشته است. عطاپور ضعیف بودن رفتار خوردگی ناحیه ذوب در آلیاژ Ti-6Al-4V جوشکاری شده به روش ذوبی را ناشی از اختلاف ریز ساختار، ترکیب شیمیایی و حضور نقص کریستالی از جمله جدایش عناصر آلیاژی بین فازهای α و β در حین قرار گرفتن در دماهای کاری بالا و همچنین

5 Ushkov

6 Kanchan

7 Han

8 Sabet

9 Atapour

10 Open Circuit Potential (OCP)

1 Abou Shahab

2 Zwilling

3 Metiko

4 Bomberger

$\alpha+\beta$ است، لکن دارای مقاومت به خوردگی نسبتاً زیادی است. این یافته بطور ضمنی مشخص کننده آن است که دانه بندی فاز β اولیه و ریز ساختار لایه‌های $\alpha+\beta$ از اهمیت زیادی برخوردار است.

تحقیقات انجام شده نشان دهنده آن است که تا کنون در خصوص بررسی رفتار خوردگی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی فعالیت چندانی صورت نگرفته است، لذا این تحقیق به منظور ارزیابی رفتار خوردگی مناطق مختلف جوش اصطکاکی اغتشاشی انجام شده است. در این تحقیق ابتدا ورق آلیاژ Ti-6Al-4V با ضخامت سه میلی‌متر با استفاده از فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی جوشکاری شد. سپس رفتار خوردگی نواحی اغتشاش و ترمومکانیکال با استفاده از نمودارهای پلاریزاسیون بررسی و نتایج با فلز پایه مقایسه شد.

مواد و روش تحقیق

جهت انجام عملیات جوشکاری از ورق آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V با آنالیز اشاره شده در جدول ۱ و ابعاد $۱۰۱ \times ۱۰۱ \times ۳$ میلی‌متر استفاده شد.

جدول ۱. آنالیز عنصری ورق Ti-6Al-4V بر حسب درصد وزنی.

O	H	N	C	Fe	V	Al	Ti
۰/۰۸	۰/۰۰۳	۰/۰۰۹	۰/۰۲	۰/۳۰	۴/۱۴	۶/۰۰	Bal

ابزار مورد استفاده در این فرآیند از جنس کاربید تنگستن کبالت‌دار و مطابق شکل ۱ به صورت مخروط ناقص و مشخصات ارائه شده در جدول ۲ ساخته و مورد استفاده قرار گرفت. ورقه‌ها ابتدا سنگ‌زنی و سپس با استن شستشو و در نهایت طبق جدول ۳ به روش اصطکاکی اغتشاشی بصورت لب به لب جوشکاری شد.

تغییرات ریزساختاری دانسته است [۱۴]. این در حالی است که نوع و درصد فازهای تشکیل دهنده نیز بر روی رفتار خوردگی بی تاثیر نیست [۱۴]. سرعت خوردگی ناحیه اغتشاش در نمونه‌های جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی^۱ شبیه فلز پایه است. چرا که ریز ساختار مشاهده شده نشان دهنده آن است که دمای عملیات از دمای استحاله فاز β تجاوز کرده و در حین جوشکاری تبلور مجدد بطور کامل رخ خواهد. ریزساختار جوش شامل کلونی‌های $\alpha+\beta$ بهمراه دانه‌های کوچک β اولیه و مرزدانه‌های ضخیم فاز α است. فاز آلفای مرزدانه‌ای در حین سرد شدن در دمای زیاد بوجود آمده و دارای غلظت بیشتری از آلومینیم و غلظت کمتری از وانادیم در مقایسه با خود فاز α است. بنابر این ماهیت حملات خوردگی مشاهده شده در ناحیه اغتشاش نشان دهنده مقاومت به خوردگی نسبتاً زیاد این ناحیه بخاطر مرزدانه‌ها و کلونی‌های $\alpha+\beta$ است.

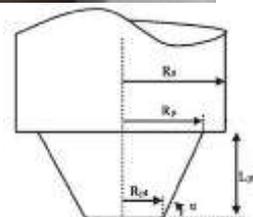
ساندارسن^۲ و کودارو^۳ بطور جداگانه دریافتند که سرعت خوردگی نمونه جوشکاری شده به روش تیگ بیشتر از نمونه‌های فلز پایه و نمونه‌های جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی است [۱۵، ۱۶]. نمونه تیگ دارای دانه‌های درشت β اولیه با ریزساختار سوزنی ریز α است که مقدار آن در فصل مشترک زیادتر است [۱۵]. فصل مشترک $\alpha-\beta$ بعنوان محلی ترجیحی برای انحلال است و لذا سرعت خوردگی را افزایش می‌دهد. همچنین بلاسکو که بر روی خوردگی گالوانیکی تیتانیوم تحقیق کرده است، گزارش کرده که ساختار سوزنی تیتانیوم خالص تجاری در محلول LiBr سرعت خوردگی بیشتری دارد [۱۷]. این رفتار با آزمون نمونه جوش تیگ بعد از غوطه‌وری تایید شده است. هر چند ریز ساختار در ناحیه اغتشاش نمونه اصطکاکی اغتشاشی بصورت لایه‌ای با فصل مشترک‌های

1 Friction Stir Processing(FSP)

2 FrSundaresan

3 Codaro

برای این کار ابتدا نمونه‌هایی از نواحی اغتشاش، ترمومکانیکال و فلز پایه تهیه و تا سنباده شماره ۲۰۰۰ آماده سازی اولیه و سپس با الکل شستشو و طبق جدول ۴ تحت آزمایش قرار گرفت. رفتار خوردگی نمونه‌ها با رسم نمودارهای تافل برای نواحی مختلف جوش و مقایسه آنها با یکدیگر و نیز اندازه گیری پتانسیل مدار باز، پتانسیل خوردگی، شدت جریان خوردگی و سرعت خوردگی مورد بررسی قرار گرفت.



شکل ۱. بین و شانه مورد استفاده جهت جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی.

جدول ۳. پارامترهای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی.

محدوده تغییرات	پارامترهای قابل تغییر
۶۳۰	سرعت چرخش (RPM)
۱	سرعت فروری (mm/min)
۰/۲	عمق فروری (mm)
۲۰-۴	سرعت پیشروی (mm/min)
۲	زاویه انحراف
گاز آرگون	سیستم حفاظتی

جدول ۲. ابعاد و مشخصات ابزار مورد استفاده جهت جوشکاری.

مشخصه‌های ابزار	ابعاد*
شکل هندسی	مخروط ناقص ساده
Rs: شعاع شانه	۱۲/۵
Rp: شعاع ریشه بین	۶/۴
Rpt: شعاع نوک بین	۴/۸
Lpin: طول بین	۲/۶
alpha: زاویه بین	۳۰
زاویه کف شانه	۲
پنج انحناء لبه بین	۰/۳
پنج انحناء ریشه بین	۰/۵
شعاع انحناء شانه	۰/۵

* ابعاد بر حسب میلی‌متر و زوایا درجه است.

نتایج و بحث

بررسی‌های ریزساختاری

شکل ۲ تصویر ماکروساختار مقطع جوش را نشان می‌دهد. در این شکل نواحی اغتشاش، ترمومکانیکال، موثر از حرارت و فلز پایه به خوبی مشاهده می‌شود. شکل ۳ نیز تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریز ساختار نواحی مختلف جوش از جمله ناحیه اغتشاش تا ناحیه ترمومکانیکال و موثر از حرارت (ناحیه انتقال) را نشان می‌دهد. همانگونه که در این شکل مشاهده می‌شود، مناطق مختلف دارای ریزساختارهای متفاوتی است که این تفاوت ناشی از شیب حرارتی و شیب تنش است که مناطق مختلف را تجربه کرده‌اند [۱۸ و ۱۹]. به این صورت که قسمتی از ماده که با پین در تماس بوده و یا زیر شانه قرار داشته است، انرژی بیشتری دریافت کرده و بیشتر

بررسی‌های ریزساختاری در مقطع جوش با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی (SEM) انجام گرفت. از روش طیف‌نگار تفکیک انرژی (EDS) برای آنالیز عنصری و روش پراش اشعه ایکس (XRD) برای آنالیز فازی استفاده شد. برای انجام آزمون خوردگی نیز از دستگاه پتانسیوستات مدل EG & G 273 و نرم افزار آن^۱ استفاده شد.



شکل ۲. تصویر میکروساختار از مقطع جوش.

نموده و تبلور مجدد رخ دهد. به این ترتیب ناحیه اغتشاش، ناحیه‌ای نسبتاً یکنواخت و بدون تنش است. با ادامه کار مکانیکی نابجائی‌های جدیدی بوجود خواهد آمد. در این صورت اگر ماده مستعد تغییر فاز باشد، در محل‌های نابجائی جوانه‌زنی فاز دوم رخ داده و براحتی استحاله انجام خواهد شد. به این ترتیب با توجه به اینکه تغییر شکل در نواحی مختلف جوش متفاوت است، در نتیجه نوع و مقدار تغییر فاز نیز در هر ناحیه متفاوت بوده و نواحی مختلف دارای اختلاف فاز و درصد‌های متفاوتی از آنها خواهد بود. همانگونه که در شکل ۳ دیده می‌شود در بعضی از قسمت‌های نواحی اغتشاش و ترمومکانیکال ساختارهای دومی^۱ آلفا-بتا ($\beta + \alpha$) و ساختارهای لایه‌ای^۲ به چشم می‌خورد [۲۰ و ۲۱]. این ساختارها که ناشی از تاثیر هم‌زمان تغییر فاز و تبلور مجدد در منطقه دو فازی است، معمولاً در قسمت‌های کناری ناحیه اغتشاش و ترمومکانیکال بوجود می‌آید. با توجه به اینکه این قسمت -ها کمتر وارد منطقه پلاستیک شده است، در نتیجه هم‌زمان با تبلور مجدد دینامیکی، استحاله فازی نیز رخ داده است، لذا قسمتی از آن بصورت آلفای اولیه (α_p) باقی مانده و قسمتی هم به لایه‌های ($\beta + \alpha$) تبدیل شده است. لکن بر حسب آن‌که چه محدوده‌ای از دمای تغییر فاز را تجربه کرده باشد، در بعضی دانه‌ها کلونی‌های آلفا به همراه لایه‌های بتا تشکیل خواهد شد که در مجموع ساختارهای لایه‌ای و دومی را تشکیل داده است [۲۱].

گرم شده است. این قسمت که عموماً شامل ناحیه اغتشاش و قسمتی از ناحیه ترمومکانیکال است، بیشترین دما را تجربه کرده است. از طرفی نواحی اغتشاش و ترمومکانیکال بیشترین تغییر شکل را داشته، لذا بیشترین بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی در این ناحیه رخ داده است (شکل ۳a). در این ناحیه دانه‌بندی درشت بوده و لایه‌های آلفا و بتا بطور کامل رشد کرده‌اند. شکل‌های ۴ و ۵ به ترتیب نتایج آنالیز عنصری و فازی سطح جوش را نشان می‌دهد. همانگونه که ملاحظه می‌شود، در اینجا فازهای گوناگونی از جمله فازهای آلفا و بتا در کنار یکدیگر بوجود آمده است.

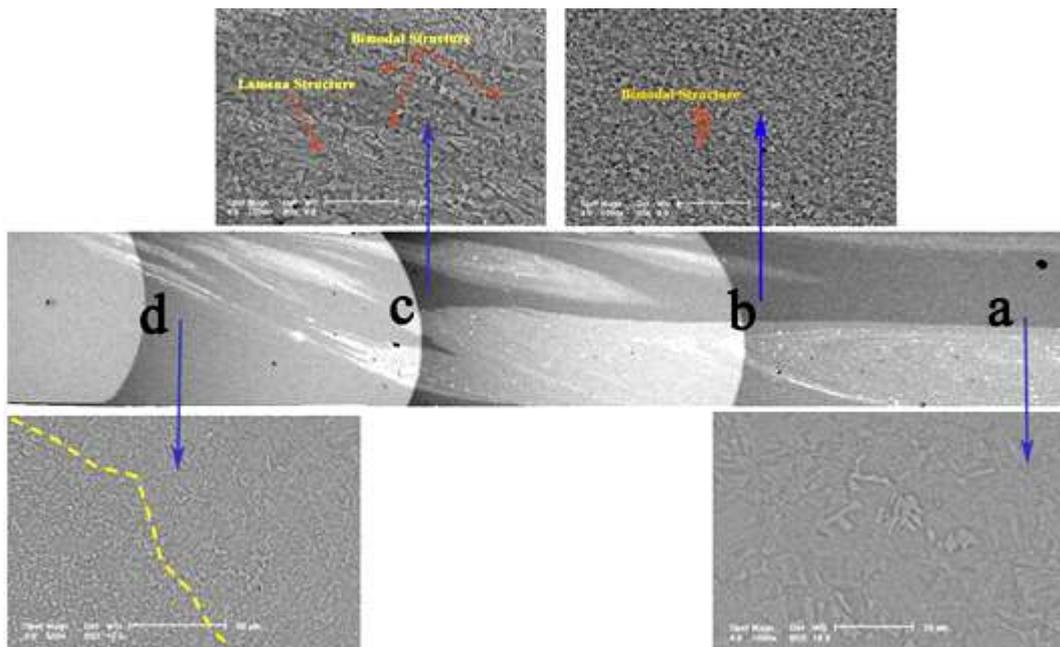
جدول ۴. شرایط کاری آزمون خوردگی.

الکتروود کاری	نمونه جوش آلیاژ Ti-6Al-4V
الکتروود مرجع	اشباع کالومل
الکتروود شمارنده	پلاتین
محلول	۳/۵ درصد کلرید سدیم
دما	دمای محیط
دامنه پتانسیل (mV)	۳۰۰- تا +۳۰۰ نسبت به OCP
سرعت تغییر پتانسیل (mV/s)	۱
سطح نمونه آزمایش (cm ²)	۱

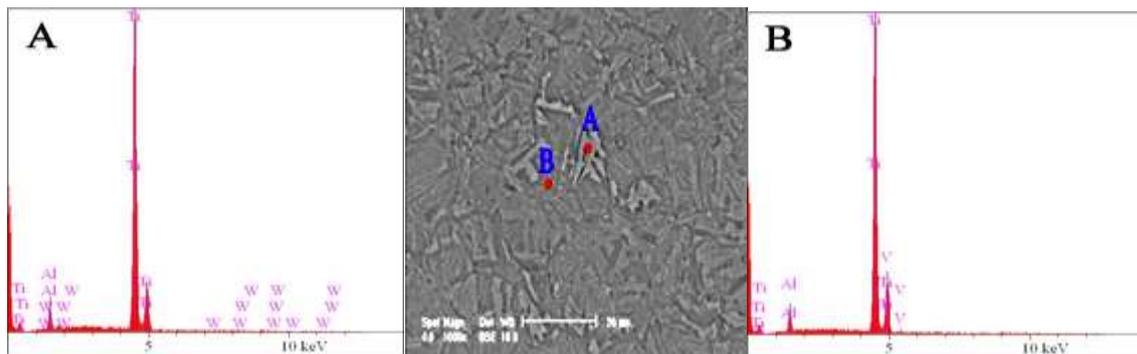
در بسیاری از فرآیندهای شکل‌دهی پدیده بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی رخ می‌دهد. بنحوی که اگر ماده قبلاً تحت کار مکانیکی قرار گرفته باشد و دوباره تحت عملیات شکل‌دهی قرار گیرد، می‌تواند خودش را بازیابی

1 Bimodal

2 Lamellae



شکل ۳. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریز ساختار نواحی مختلف جوش a: ناحیه اغتشاش، b تا c: ناحیه انتقال و d: فلز پایه.

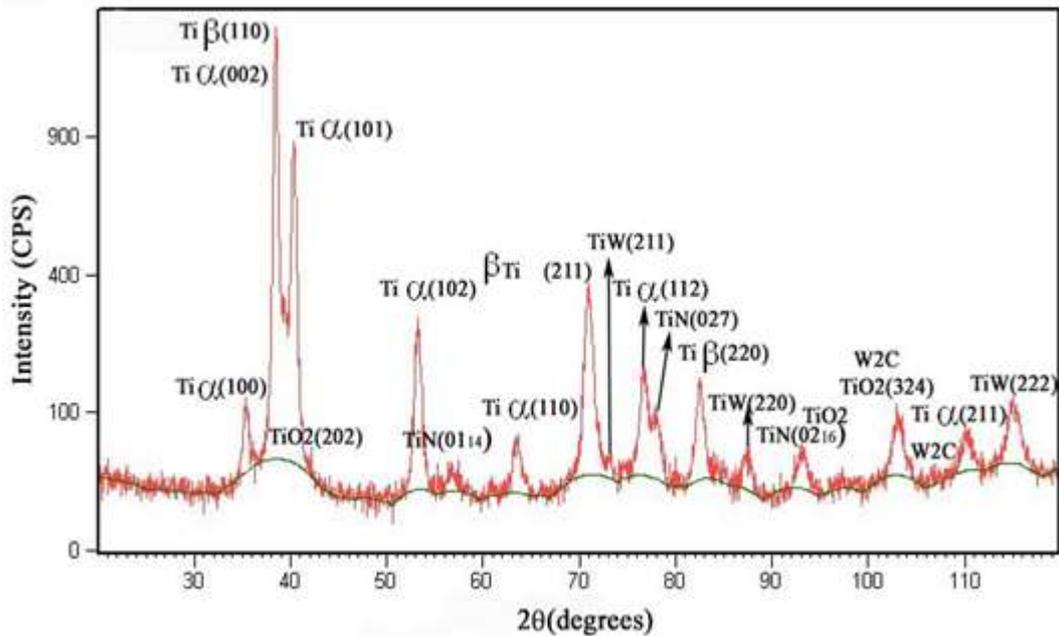


Elt.	Line	Intensity (c/s)	Atomic (%)	Conc	(c/s) Intensity	Atomic (%)	Conc	Units
		A			B			
Al	Ka	115.95	7.02	3.54	106.56	6.80	3.94	wt.%
Ti	Ka	1,560.26	87.73	78.44	1,573.51	87.61	89.95	wt.%
W	La	14.53	5.25	18.02				wt.%
V	Ka	--	--	--	92.53	5.59	6.11	wt.%
Total			100.00	100.00		100.00	100.00	wt.%

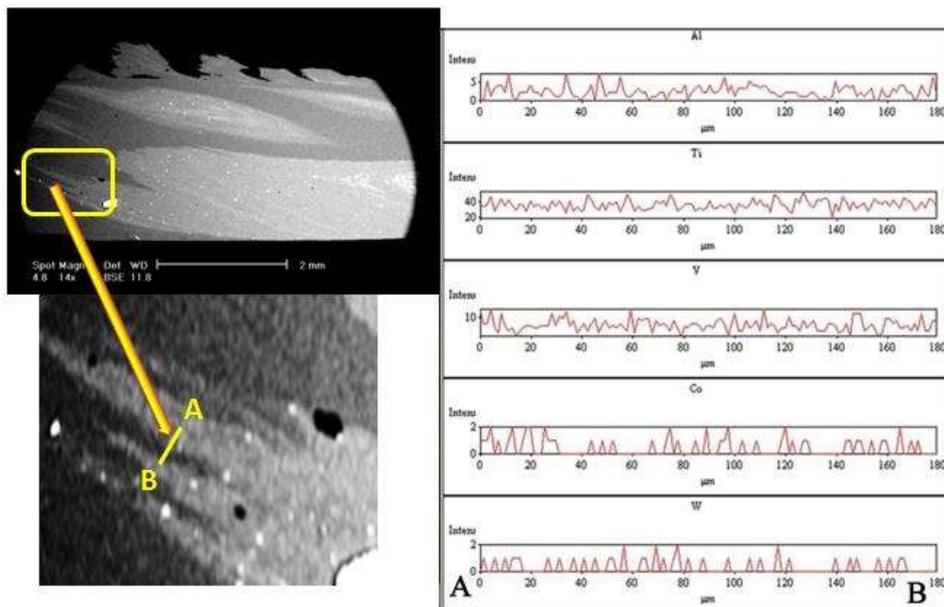
شکل ۴. آنالیز EDS نقاط A و B از فازهای آلفا (α) و بتا (β) در ناحیه اغتشاش.

از عناصر تنگستن و کبالت و فازهای مربوطه را در آن نشان می‌دهد (شکل‌های ۴ و ۵) [۲۲]. وجود این عناصر که ناشی از سایش پین است، موجب تغییر ساختار و ترکیب شیمیایی ناحیه انتقال و اغتشاش شده و خواص آن را تحت تاثیر قرار داده است. به علاوه وجود عناصر فوق در این ناحیه یکنواخت نبوده و موجب شده است یک غیر یکنواختی در ترکیب شیمیایی نیز بوجود آید.

به این ترتیب می‌توان گفت در نواحی مختلف جوش اصطکاکی اغتشاشی جدایش ساختاری بوجود آمده است. شکل ۶ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع ناحیه اغتشاش و ترمومکانیکال را نشان می‌دهد. در این شکل مناطق سفید رنگی مشاهده می‌شود که آنالیز EDS و XRD انجام شده از آن‌ها وجود قابل ملاحظه‌ای



شکل ۵. آنالیز فازی (XRD) از سطح جوش.



شکل ۶. آنالیز خطی عنصری (EDS) در طول خط AB در ناحیه اغتشاش.

شیمیایی شده و رفتار خوردگی را تحت تاثیر قرار خواهد داد.

بررسی رفتار خوردگی

شکل ۷ رفتار خوردگی نواحی مختلف جوش از جمله ناحیه اغتشاش، ناحیه انتقال و فلز پایه را نشان می‌دهد.

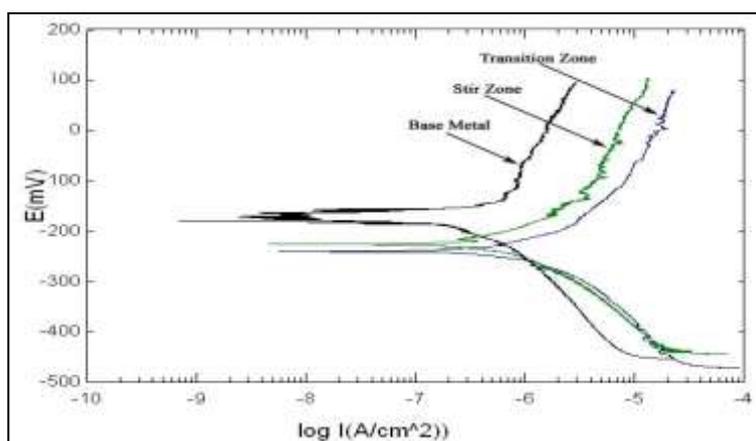
به این ترتیب غیر یکنواختی ساختاری و ترکیب شیمیایی که ناشی از اختلاف در میزان انرژی ورودی، دمای فرآیند، میزان تغییر شکل و سایش بین است، در مجموع موجب تشکیل ساختارهای متفاوت و جدایش ساختاری و

دانست. چرا که این عوامل موجب تغییر پتانسیل الکتریکی ماده شده و در نتیجه رفتار خوردگی آن را تحت تاثیر قرار می دهد. در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی انرژی زیادی به ماده وارد می شود که علاوه بر تغییر شکل آن، موجب گرم شدن، تغییر ساختار و تغییر فاز آن خواهد شد.

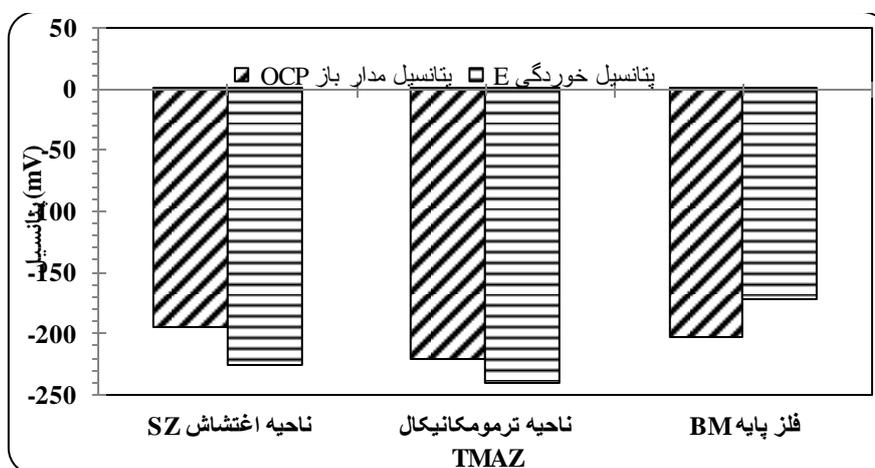
خلاصه ای از نتایج خوردگی نمونه ها در جدول ۵ آمده است. شکل های ۸ و ۹ نشان دهنده آن است که پتانسیل خوردگی و پتانسیل مدار باز انتقال نسبت به ناحیه اغتشاش و فلز پایه کمتر و سرعت خوردگی و شدت جریان آن بیشتر شده است. علت این رفتار را می توان در عیوب متالورژیکی، غیر یکنواختی های ساختاری و تنش و وجود فازهای گوناگون و اختلاف در ترکیب شیمیایی

جدول ۵. نتایج حاصل از اندازه گیری رفتار خوردگی در نواحی مختلف جوش.

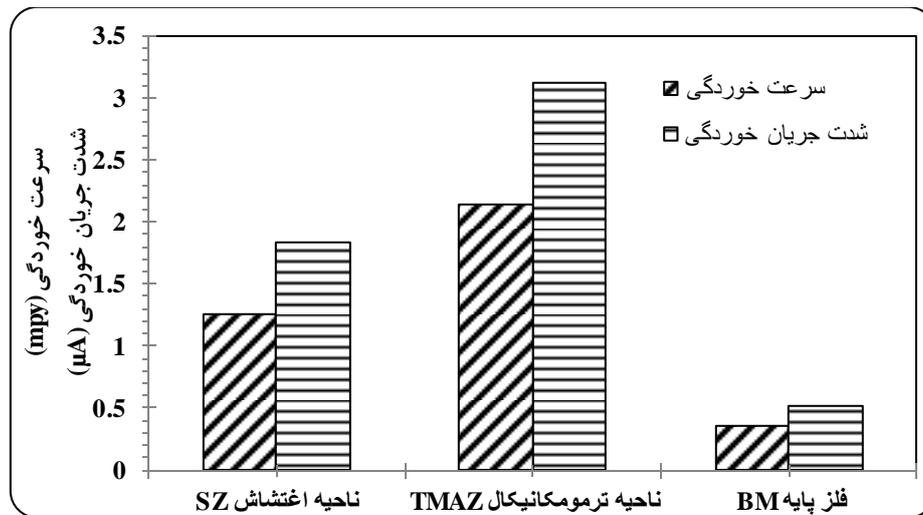
پارامتر اندازه گیری شده	واحد	ناحیه انتقال	ناحیه اغتشاش	فلز پایه
پتانسیل مدار باز (OCP)	mV	-۲۲۲	-۱۹۶	-۲۰۴
پتانسیل خوردگی (E)	mV	-۲۴۰	-۲۲۶/۲	-۱۷۱/۹
شدت چگالی جریان خوردگی (I)	μA	۳/۱۲۶	۱/۸۳۲	۰/۵۳۰
سرعت خوردگی (mpy)	mils/year	۲/۱۳۴	۱/۲۵۱	۰/۳۵۷



شکل ۷. مقایسه رفتار خوردگی نواحی اغتشاش، انتقال و فلز پایه با یکدیگر.



شکل ۸. پتانسیل مدار باز (OCP) و پتانسیل خوردگی (E) در نواحی مختلف جوش.



شکل ۹. شدت جریان و سرعت خوردگی در نواحی مختلف جوش.

آن شده است. به این ترتیب رفتار خوردگی این ناحیه نه تنها از فلز پایه، بلکه از ناحیه اغتشاش نیز ضعیف‌تر شده است. چرا که در ناحیه اغتشاش فقط سایش ابزار موجب تضعیف رفتار خوردگی خواهد شد و تنش باقی‌مانده و اختلاف ساختاری و فازی چندانی وجود ندارد، ولی در ناحیه انتقال سایر عوامل از جمله وجود ساختارهای هم‌محور، بای‌مودال و لایه‌ای در کنار هم به همراه فازهای مختلف می‌تواند رفتار خوردگی آن را به شدت تحت تاثیر قرار دهد.

نتایج

۱) وجود شیب حرارتی و متفاوت بودن سیلان ماده از مرکز جوش تا فلز پایه، باعث متفاوت بودن ریز ساختار نواحی مختلف جوش خواهد شد. در نتیجه جدایش ساختاری بوجود خواهد آمد.

۲) سایش پین نه تنها موجب تغییر ترکیب شیمیایی جوش خواهد شد، بلکه ساختار آن را نیز تحت تاثیر قرار خواهد داد. در نتیجه جدایش شیمیایی نیز بوجود خواهد آمد.

۳) جدایش شیمیایی در ناحیه اغتشاش موجب ضعیف‌تر

انرژی ورودی در ناحیه اغتشاش بیشتر از سایر نواحی است. در این ناحیه پین و شانه بطور مستقیم با ماده در تماس بوده و اصطکاک بین آنها موجب گرم شدن این منطقه شده است. از طرفی با توجه به کم بودن هدایت حرارتی تیتانیوم، مقدار زیادی از این حرارت از طریق پین به بیرون منتقل می‌شود که می‌تواند در نرم شدن پین و سایش آن موثر باشد، لذا در این ناحیه برخلاف آنکه تغییر شکل زیاد و دمای بالا موجب تبلور مجدد دینامیکی می‌شود، ولی به همان نسبت سایش پین نیز اتفاق افتاده و ترکیب شیمیایی و فازی منطقه را تغییر خواهد داد، لذا اختلاف پتانسیل الکتریکی بوجود آمده و رفتار خوردگی این ناحیه نسبت به فلز پایه ضعیف‌تر شده است.

در ناحیه انتقال شدت گرما و تغییر شکل کمتر از ناحیه اغتشاش است. در نتیجه آلوده شدن این ناحیه بخاطر سایدگی پین کمتر اتفاق افتاده است. ولی با توجه به اینکه هدایت حرارتی تیتانیوم کم است، اختلاف دمایی که در ابتدا و انتهای این ناحیه بوجود می‌آید، بسیار زیاد است. در نتیجه میزان تبلور مجدد، بازیابی و تنش باقی‌مانده در نقاط مختلف این ناحیه متفاوت بوده و در مجموع موجب حصول ساختارها و فازهای گوناگونی در

- of titanium based implants in phys., *Biomaterials*, 24 (2003) 3765-3775.
8. H. B. Bomberger, P. J. Camboure and G. E. Hutchinson, *Corrosion Properties of Titanium in Marine Environment*, J. Electrochem. Soc., 101 (1954) 442-447.
 9. S. S. Ushkov and A. S. Kudryavtsev, *The Main Problems of Titanium and Titanium Alloys Civil Application*, CRISM "PROMETEEY", 2010, www.ginattatecnologie.it.
 10. P. O. Kancharbagh and I. Gurrappa, *Characterization of titanium alloy Ti-6Al-4V for chemical, marine and industrial applications*. Materials Characterization, 51 (2003) 131-139.
 11. M. Atapour, A. Pilchak, G. S. Frankel and J. C. Williams, *Corrosion Behavior of Friction Stir-Processed and Gas Tungsten Arc-Welded Ti-6Al-4V*, Metallurgical and Materials Transaction A, 41 (2010) 2318-2327.
 12. Z. Han, H. Zhao, X. F. Chen and H.C. Lin, *Corrosion behavior of Ti-6Al-4V alloy welded by scanning electron beam*, Materials Science and Engineering, A 277 (2000) 38-45.
 13. H. Sabeti, N. Mirza Mohammad and Z. Moniri, *Improving Corrosion Resistance of Ti-6Al-4V Alloy Weld Metal by Grain Size Refining*. Journal of Applied Chemical Research, 17 (2011) 59-64.
 14. M. Atapour, A. Pilchak, G. S. Frankel and J. C. Williams, *Corrosion behaviour of investment cast and friction stir processed Ti-6Al-4V*. Corrosion Science, 52 (2010) 3062-3069.
 15. S. Sundaresan, G. D. J. Ram and G. M. Reddy, *Microstructural refinement of weld fusion zone in a/b titanium alloys using pulsed current*
- شدن رفتار خوردگی این ناحیه نسبت به فلز پایه شده است.
- (۴) هر دو جدایش شیمیایی و ریزساختاری در ناحیه انتقال موجب شده است رفتار خوردگی این ناحیه نسبت به ناحیه اغتشاش ضعیفتر باشد.
- مراجع
1. C. Leyens, M. Peters, 2003. *Titanium and titanium alloys-Fundamental and Applications*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim.
 2. J. M. Donachie, 2000, *Titanium- A Technical Guide*. Second Edition, ASM international, OH, United States of America.
 3. V. S. Raja, R. D. Angal, and M. Suresh, *Effect of widmanstatten structure on protection potential of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (0.1Si) alloy in 1 M NaBr solution*. Corrosion Science, 49 (1993) 2-7.
 4. R. Mythili, R. Mythili, V. Thomas Paul, S. Saroja, M. Vijayalakshmi and V.S. Raghunathan,, *Study of transformation behavior in a Ti-4.4Ta-1.9Nb alloy*, Mater. Sci. and Eng., A 390 (2005) 299-312.
 5. M. R. Abou Shahba, A. Waffa, E. Azza, S. Amal and M. Safaa, *Corrosion and Inhibition of Ti-6Al-4V Alloy in NaCl Solution*, Int. J. Electrochem. Sci, 6 (2011) 5499 - 5509.
 6. V. Zwillig, E. Darque, A. Boutry, D. David, M. Y. Perrin and M. Aucouturier, *Structure and physicochemistry of anodic oxide films on titanium and Ti-6Al-4v alloy*, Surf. Interface Anal., 27 (1999) 629-637.
 7. M. Metikos-Hukovic, A. Kwokal and J. Piljac, *The influence of niobium and vanadium on passivity*

and Materials Transactions A, 42
(2011) 745-762.

- welding. Mater. Sci. Eng., A 262 (1999) 88-100.
16. E. N. Codaro R. Z. Nakazato, A. L. Horovistiz, L. M. F. Ribeiro, R. B. Ribeiro and L.R.O. Hein, *An image analysis study of pit formation on Ti-6Al-4V*, Mater. Sci. Eng, A 341 (2003) 202-210.
 17. E. Blasco-Tamarit, A. Lgual-Murioz, J. Garcia Anton and D. M. Garcia-Garcia, *Galvanic corrosion of titanium coupled to welded titanium in LiBr solutions at different temperatures*. Corr. Sci., 51 (2009) 1095-1102.
 18. K. Kitamura, H. Fujii, Y. Lwata, Y. S. Sun and Y. Morisada, *Flexible control of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded Ti-6Al-4V joints*. Materials and Design, 46 (2013) 348-354.
 19. M. Esmaily, S. Nooshin Mortezaei, P. Todehfalah and M. Rashidi, *Microstructural characterization and formation of alpha' martensite phase in Ti-6Al-4V alloy butt joints produced by friction stir and gas tungsten arc welding processes*. Materials and Design, 47 (2013) 143-150.
 20. L. Zhou, H. J. Liu, and Q. W. Liu, *Effect of rotation speed on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welded joints*. Materials & Design, 31 (2010) 2631-2636.
 21. H. J. Liu, L. Zhou, and Q. W. Liu, *Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded joints of Ti-6Al-4V titanium alloy*. Materials and Design, 31 (2010) 1650-1655.
 22. A. L. Pilchak, A. L., Tang, W., Sahiner and H., Reynolds, J. C., *Microstructure Evolution during Friction Stir Welding of Mill-Annealed Ti-6Al-4V*. Metallurgical