نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال پنجم، شماره2، پاییز و زمستان1398، صفحه 134-123

بررسی تاثیر دما بر رفتار خوردگی اتصال مشابه جوشکاری شده آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V به روش اصطکاکی همزنی

محمد چیانی[1*]، مسعود عطاپور[2]

1-گروه مهندسی مواد، پردیس دانشگاه صنعتی اصفهان

2-دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: 1398/02/30 ؛ پذیرش مقاله: 1398/06/27)

چکیده

در این تحقیق رفتار خوردگی اتصال آلیاژ Ti-6Al-4V به روش جوشکاری اصطکاکی همزنی با سرعت چرخش 375 دور بر دقیقه و سرعت پیشروی 100 میلمتر بر دقیقه مورد بررسی قرار گرفت. جوشکاری این آلیاژ زیر دمای دگرگونی β انجام شد که متشکل از ساختار هم‌محور در ناحیه همزنی است. رفتار خوردگی این آلیاژ جوشکاری شده در محلول 3/5%NaCl در دماهای 25، 37 و 80 درجه سانتیگراد مورد بررسی قرار گرفت. منحنی‌های پتانسیودینامیک در محلول 3/5%NaCl در دمای 80 درجه سانتیگراد یک رفتار گذار رویین و فعال را نشان دادند. تجزیه و تحلیل سطوح نمونه‌ها پس از انجام آزمون‌های الکتروشیمیایی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) نشان داد که در این آلیاژ، فاز β به طور عمده در هر سه دمای مذکور خورده شده است، با این حال، میزان این خوردگی در نمونه های مربوط به دمای 80 درجه سانتیگراد بیشتر می‌باشد.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی همزنی،Ti-6Al-4V، خوردگی، پتانسیودینامیک.

Investigation of the effect of temperature on the corrosion behavior of welded joints similar of titanium alloy Ti-6Al-4V by friction stir welding method

M.Chiani[1*], M.Atapour[2]

1-Materials Engineering group, Pardis College, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

2-Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran

(Received 20 May 2017 ; Accepted 18 September 2018)

Abstract

In this study, corrosion behavior of Ti-6Al-4V titanium alloy joint fabricated by friction stir welding with a rotational speed of 375 rpm and a travel speed of 100 mm/min was investigated. The welding procedure was carried out under β-transus temperature that was consisted of equiaxed grains in the stir zone. The corrosion behavior of the welded joint was investigated in 3.5% NaCl solution at temperatures of 25, 37 and 80 ^{o}C . The potentiodynamic polarization curves showed a passive-active transition behaviour. Microstructure investigation of sample surfaces after electrochemical experiments was conducted using SEM, and the results revealed that the β phase was mainly corroded at all testing temperatures; however amount of corrosion in the sample tested at 80 °C was more considerable.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: chiani48@gmail.com

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

Keywords: Friction Stir welding, Ti-6Al-4V, Corrosion, Potentiodynamic.

1- مقدمه

آلیاژ Ti-6Al-4V پرکاربردترین آلیاژهای تیتانیوم است و بیش از 50 درصد آلیاژهای تیتانیوم را که در صنایع مختلف مورد استفاده قرار می‌گیرند شامل می‌شود. میزان مصرف این آلیاژ در صنعت هوافضا بیش از 80 درصد است.Ti-6Al-4V بعنوان یک آلیاژ دوفازی دارای کسر حجمی مختلفی از فازهای و می‌باشد که این نسبت به عملیات حرارتی و خواص شیمیایی بستگی دارد [1].

تیتانیوم ذاتا بسیار واکنش‌پذیر است، به طوری که هر زمان که سطح فلز در معرض هوا، و یا در هر محیط حاوی اکسیژن قرار گیرد، یک فیلم نازک سطحی چسبنده اکسیدی تشکیل می‌شود. این اکسید، تمایل دارد که در سطوح تیتانیوم در دمای محیط یا کمی بالاتر ایجاد و به نام روتایل، شناخته می‌شود. حضور این فیلم سطحی بر روی تیتانیوم باعث مقاومت به خوردگی عالی در طیف گسترده‌ای از محیط‌های خورنده می‌شود. تیتانیوم و آلیاژهای آن به طور قابل توجهی مقاوم‌تر از فولاد زنگ‌نزن است و تقریبا در برابر نمک‌ها به خصوص هالیدها مقاوم می‌باشند، لذا در دماهای بالاتر از 100 درجه سانتیگراد مورد استفاده قرار می‌گیرند. از سوی دیگر، تیتانیوم تمایل دارد در محلول‌های قوی فلز قلیایی سوزاننده به صورت محلول تیتانات‌ها رسوب کند، و مانند نیکل در این محیط‌ها مقاوم نیست.

پایداری ترمودینامیکی اکسیدها وابسته به پتانسیل الکتریکی بین فلز و محلول و pH است. حرکت به بیرون کاتیونها ممکن است منجر به خروج جای خالی در فصل مشترک فلز / اکسید شود و می‌تواند به تضعیف پیوند بین اکسید و فلز بیانجامد [3و2]. فیلم اکسیدی به طور عمده از TiO_2 تشکیل شده است که با توجه به شرایط رشد آن ممکن است آمورف یا بلورین باشد. در دماهای بالاتر، فیلم‌های اکسیدی بلورین آندی رخ می‌دهند (به عنوان مثال در 60 تا 80 درجه سانتیگراد فیلم اکسیدی معمولا شامل آناتاز است) [4].

بزرگترین مزیت جوشکاری اصطکاکی همزنی که یک فرآیند اتصال حالت جامد پیشرفته می‌باشد نسبت به روش‌های جوشکاری ذوبی این است که از آنجا که در این فرایند فاز مذاب تشکیل نمی‌شود، در اثر تغییرشکل پلاستیک قطعه در طی فرآیند، ساختار ریز هم‌محور ایجاد می‌شود [5]. ساختار ریزدانه در جوشکاری اصطکاکی همزنی می‌تواند به بهبود خواص مکانیکی مانند استحکام و انعطاف‌پذیری و همچنین افزایش مقاومت به خوردگی منجر شود که فاکتورهای مهم سنجش طراحی در بسیاری از کاربردها در صنایع مختلف می‌باشند [5و6].

روندلی وهمکاران گزارش کردند [7] که آلیاژهای تیتانیومی مقاومت فوق العاده‌ای در برابر کلریدها و شکل‌های متعدد خوردگی موضعی دارند. علت وجود این خاصیت در تیتانیوم، مقاومت بالا در برابر حفره‌دار شدن و خوردگی بین دانه‌ای است که در اثر حمله یون‌های کلرید ایجاد می‌شود. چنین ویژگی منجر به عدم ایجاد شکاف و نتیجتاً عدم ترک خوردگی تنشی می‌گردد، چرا که تیتانیوم در محلول نمک کلرید و سایر محلول‌های نمکی با غلظت‌ها و دماهای بالا مورد استفاده قرار می‌گیرد.

پترسن و همکاران اثرات ترکیب شیمیایی و ریزساختار را در حساسیت آلیاژهای تیتانیوم به ترک خوردگی تنشی بررسی کرد و اثرات این دو فاکتور را مهم و غیر قابل تفکیک دانستند [8]. تمام آلیاژهای تیتانیوم با ریزساختارهای و در شرایط خاص، حساس به ترک خوردگی تنشی می‌باشند، مقدار عناصر آلیاژی هر فاز پایه می‌تواند میزان حساسیت به ترک خوردگی تنشی را تغییر دهد[8].

ژانگ و همکاران [9] گزارش کردند که ترک خوردگی تنشی در Ti-6Al-4V با یک ریزساختار لایه‌ای درشت که صفحات لغزشی مورب در راستای اعمال نیرو است، منجر به شکست

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

جدول 1- ترکیب شیمیایی ورق تیتانیوم Ti-6Al-4Vمورد استفاده (برحسب درصد وزنی).

Ti	Al	V	Fe	Zr	Mo	Cr	H	O
پایه	۵/۹۲	۴/۱	۰/۰۳>	۰/۰۳۷>	۰/۰۴>	۰/۰۲۵>	۰/۰۰۴>	۰/۰۷۵>

جدول 2- پارامترهای الکتروشیمیایی نمونه Ti-6Al-4V در شرایط جوشکاری اصطکاکی همزنی در محیط 3/5 درصد کلرید سدیم در دماهای 25، 37 و 80 درجه سانتیگراد.

مشخصات نمونه	پتانسیل خوردگی (mV) vs. SCE	پتانسیل روبش (mV) vs. SCE	تغییرات پتانسیل روبش (mV) vs. SCE	دانسیته جریان خوردگی logi A/cm^2	دانسیته جریان روبش logi A/cm^2
BM-25°C	-۴۴۰ ± ۱۰	۸۳/۳ ± ۰/۰۳	۱۴۸۶ ± ۳۰	۰/۴۵	۰/۴۵
FSW- 25°C	-۴۹۰ ± ۱۱	۱۲۰ ± ۲	۱۲۸۸ ± ۲۵	۰/۴۹	۰/۴۹
BM- 37°C	-۳۹۰ ± ۱۱	۱۰۰ ± ۰/۴	۱۴۷۷ ± ۳۰	۰/۳۶	۰/۳۶
FSW- 37°C	-۳۴۰ ± ۸	۶۵ ± ۰/۰۳	۱۴۷۴ ± ۲۸	۰/۵۶	۰/۵۶
BM- 80°C	-۳۱۰ ± ۹	۱۶۰ ± ۰/۳	۱۰۰۰ ± ۲۰	۰/۶۴	۰/۶۴
FSW- 80°C	-۳۲۰ ± ۹	۸۳ ± ۰/۵	۱۰۴۸ ± ۲۲	۰/۴۴	۰/۴۴

مکانیکی فیلم اکسیدی محافظ می‌شود و به دنبال آن هیدروژن محیط به درون نمونه نفوذ می‌نماید. این محققین حرکت بیشتر نابجایی‌ها که نتیجه انحلال تدریجی اتم‌ها در طول باند لغزشی است را به عنوان عامل اصلی خوردگی پیشنهاد نمودند که موجب ایجاد یک ترک باریک در طول باند لغزشی می‌گردد. علاوه بر مطالعات ذکر شده در بالا، تحقیقات متعددی نیز در زمینه بررسی خوردگی مقاطع جوش شده آلیاژهای تیتانیوم توسط محققین دیگر انجام پذیرفته است. پیلچاک و همکاران [10و11] گزارش کردند که اکثر شکست‌ها در مقاطع جوش به دلیل تاثیر هیدروژن روی مکانیزم پلاستیکی شدن موضعی است، که به موجب آن جریان پلاستیکی به سرعت در مجاورت لبه ترک ایجاد شد، اما محدود و موضعی است به طوری که کند شدن لبه ترک به صورت مشخص قابل تشخیص نمی‌باشد. همچنین عطاپور و همکاران [12] رفتار خوردگی مقاطع جوش آلیاژ Ti-6Al-4V ریختگی را به دو روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز و جوشکاری اصطکاکی همزنی در محیط اسید کلریدریک بررسی کردند. در این بررسی مشخص شده که مقاطع جوش اصطکاکی همزنی به دلیل حرارت ورودی کمتر و ساختار همگن در ناحیه جوش حساسیت کمتر به خوردگی در محیط 5 و 20 میلی لیتر محلول اسید کلریدریک در دمای 35 درجه سانتیگراد نسبت به مقاطع جوش روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز دارند.

علی‌رغم اینکه تاکنون تحقیقات وسیعی در ارتباط با خوردگی مقاطع جوش شده آلیاژهای تیتانیوم انجام شده است، اما تاثیرات دما بر میزان خوردگی آنها کمتر مورد توجه قرار گرفته است. تمرکز اصلی در این پژوهش بر رفتار خوردگی اتصال مشابه جوشکاری شده آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V به روش اصطکاکی همزنی در محیط 3/5 درصد کلرید سدیم و دماهای 25، 37 و 80 درجه سانتیگراد بوده و برخی از خواص مکانیکی پس از جوشکاری مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته اند.

2-مواد و روش تحقیق

فلز بکار رفته در این تحقیق آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V نورد شده می‌باشد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ به روش اسپکتروسکوپی نشری (کوانتومتری) توسط دستگاه SPECTROMAXX انجام شد که در جدول (1) ارائه شده است. آزمون کشش نمونه‌ها توسط دستگاه Autograph AG 25TA انجام گردید. استحکام کششی نهایی و تسلیم آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V به ترتیب 980 MPa و 910 MPa با حداقل درصد ازدیاد طول برابر با 12% در شکست اندازه گیری گردید. ورق‌هایی با ابعاد 300 × 60 × 3 میلی متر از آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V طوری برش داده شدند تا از برش ورق‌ها در جهت عمود بر جهت

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

نورد اطمینان حاصل شود، به گونه‌ای که فرایند جوشکاری اصطکاکی عمود بر جهت نورد انجام گردد. جوشکاری اصطکاکی همزنی دو ورق برش خورده توسط اتصال لب به لب در طول 300 میلیمتر نمونه‌ها انجام شد. جهت جلوگیری از واکنش تیتانیوم با اکسیژن از گاز محافظ آرگون با خلوص بالا (99/999%) گرید 5 آزمایشگاهی که دارای حداقل ناخالصی و رطوبت است در حین فرآیند استفاده شد. نمونه‌هایی با سرعت‌های چرخشی 300، 375 و 450 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 100 میلمتر بر دقیقه جوش داده شدند.

شکل(1) ابزار جوشکاری مورد استفاده در این تحقیق از جنس کاربید تنگستن شامل یک شانه محدب با قطر 12 میلیمتر و یک پین مخروطی به قطر از 6/4تا 4/8 میلی‌متر و طول پین 2/8 میلی‌متر را نشان می دهد. فرایند جوشکاری اصطکاکی همزنی با سرعت‌های مختلف چرخش ابزار شامل300، 375 و 450 دور در دقیقه و سرعت پیشروی ابزار 100 میلیمتر بر دقیقه انجام شد.



شکل 1- تصویر پین و شولدر جوشکاری اصطکاکی همزنی.

در این روش جوشکاری بدلیل عدم تشکیل فاز مذاب، حرارت ورودی به اتصال کم است و ناحیه متاثر از حرارت باریک می‌باشد. بنابراین آزمایش‌های پلاریزاسیون فقط بر روی نمونه‌های ناحیه همزنی و فلز پایه انجام شد. در این مرحله مطابق شکل(2)، چندین نمونه از نواحی همزنی و فلز پایه تهیه شدند.

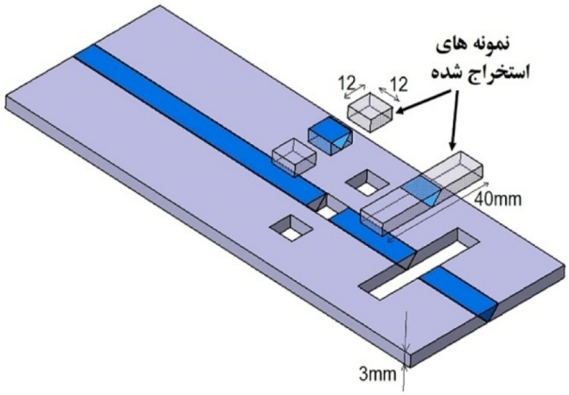
آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بر اساس سیستم سه الکترودی توسط دستگاه الکتروشیمیایی BHP2063+ و IVIUMSTAT XRe انجام شد. به این منظور از یک سیستم سل الکتروشیمیایی سه الکترودی متداول برای آزمایش‌ها پلاریزاسیون دینامیکی در محلول 3/5NaCl % استفاده شد. الکترود کالومل اشباع شده (SCE) و توری پلاتین به ترتیب به عنوان الکترود مرجع و شمارنده مورد استفاده قرار گرفتند. در آزمایش‌های پتانسیودینامیک پتانسیل الکترود کار از 1000- تا 2500 میلی ولت نسبت به پتانسیل مدار باز با سرعت اسکن 1 V/s افزایش داده شد. سطح 1 cm^2 برای آلیاژ Ti-6Al-4V و به شکل دایره‌ای جهت آزمایش استفاده گردید.

برای ارزیابی ساختار میکرسکوپی مقاطع جوش شده، نمونه‌هایی برای بررسی متالوگرافی تهیه شد. نمونه‌های متالوگرافی تا سنباده شماره 1500 سنباده‌زنی شد و سپس به‌طور جداگانه توسط محلول 390 ml الکل متانول و 370 ml اتیلن گلیکول و 60 ml پرکلریک اسید به مدت 60 ثانیه با ولتاژ 30-20 ولت الکتروپولیش شده و برای برطرف کردن اثرات الکتروپولیش روی سطح، از تمیزکاری آلتراسونیک در الکل اتانول به مدت دو دقیقه استفاده شد.

حکاکی نمونه‌های متالوگرافی توسط محلول کرول [13] با ترکیب 5 میلی لیتر اسید نیتریک، 1 اسید فلوئوریدریک و 85 میلی لیتر آب به مدت زمان 65-50 ثانیه انجام شد.

برای ارزیابی‌های ریزساختار و مورفولوژی نمونه‌های تحت آزمایش خوردگی از میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips 30 XL Seron AIS 2300 و میکروسکوپ نوری Leitz Metallux 3 مجهز به تحلیل تصاویر و اندازه‌گیری فازها استفاده شد. به منظور بررسی تکرارپذیری نتایج، تمام آزمون‌های خوردگی حداقل سه مرتبه تکرار شدند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]



شکل 2- نحوه استخراج نمونه‌های آزمایش خوردگی.

3-نتایج و بحث

3-1- ریزساختار فلز پایه

ریزساختار آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V شامل مخلوط دوفازی از فازهای و در دمای محیط می‌باشد. کسر حجمی فازهای این آلیاژ به پارامترهای فرآیند بستگی دارد، اما برای Ti-6Al-4V نورد شده درصد حجمی فاز حدودا 15-10 درصد است [1،14و15]. پردازش تصاویر میکروسکوپی آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق نشان می‌دهد که درصد حجمی فاز β در ساختار دوفازیα و β این آلیاژ نورد شده تقریبا 13 درصد می‌باشد. در این ساختار فازα دارای شبکه کریستالوگرافی هگزاگونال و فازβ دارای شبکه کریستالوگرافی مکعب مرکزدار است [16]. شکل ریزساختار Ti-6Al-4V به تاریخچه فرآیند ترمومکانیکی ماده وابسته است [17].

3-2-ریزساختار منطقه جوش

به طور کلی در فرایند جوشکاری اصطکاکی همزنی، سرعت چرخش ابزار بر ویژگی‌های ماکروسکوپی مقطع عرضی جوش تأثیر گذار است، این موضوع توسط ژانگ [18] و همکاران نیز تایید شده است. در این تحقیق، برای پیدا کردن سرعت چرخشی مناسب برای ایجاد یک جوش عاری از عیب، نمونه‌هایی با سرعت‌های چرخشی 300، 375 و 450 دور در دقیقه جوش داده شدند. نتایج نشان دادند که در سرعت‌های چرخشی 300 و 450 دور در دقیقه، عیوب جوش در انتهای خط پایین جوش همانطور که در شکل(3) نشان داده شده‌اند مشاهده می‌شوند. در نمونه‌های جوش شده با سرعت چرخش375 دور بر دقیقه و سرعت پیشروی 100 میلی‌متر در دقیقه عیوب جوش قابل توجهی مشاهده نشد، لذا برای بررسی تاثیرات دما بر خوردگی نمونه‌های جوش داده شده، کلیه نمونه‌ها با سرعت چرخش375 دور بر دقیقه و سرعت پیشروی 100 میلی‌متر در دقیقه تهیه شدند.



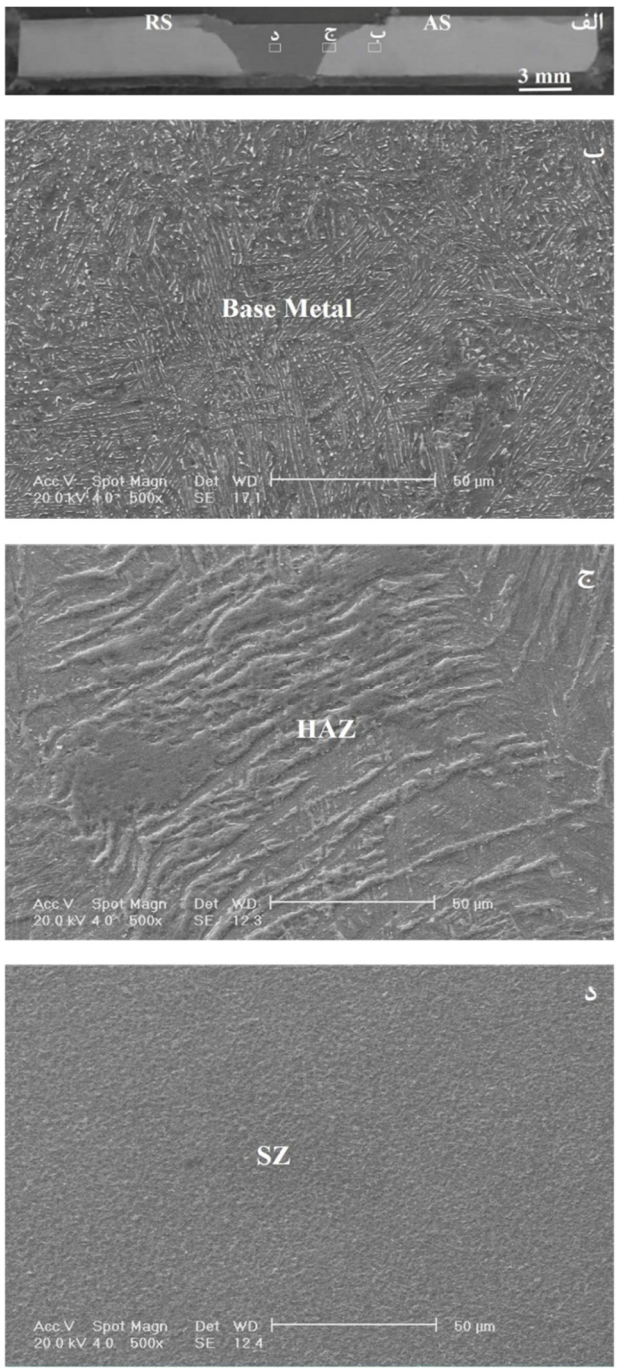
شکل 3- عیوب در مرز پایین از ناحیه همزنی در الف) 300، ب) 450 دور در دقیقه.

شکل(4) تصویر میکروسکوپی از مناطق مختلف نمونه جوش داده شده که شامل فلز پایه، ناحیه تحت تاثیر حرارت و ناحیه همزنی می‌باشند را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، نواحی تحت تاثیر حرارت و تحت تاثیر عملیات ترمومکانیکی در مرز ناحیه همزنی با فلز پایه شکل گرفته‌اند. ریزساختار فلز پایه مطابق با شکل(4-ب)، همانطور که قبلا ذکر گردید شامل مخلوطی دوفازی از α و β می‌باشد.

شکل(4-ج) ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت را نشان می‌دهد

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

که حاکی از تغییراتی در مقایسه با ریزساختار فلز پایه است و قسمت‌هایی از ریزساختار فلز پایه در این ناحیه بدون تغییر می‌باشد. این بدان معنی است که دما در ناحیه متاثر از حرارت زیر دمای دگرگونی است و زمان باقی ماندن در دمای بالا بسیار کوتاه می‌باشد.



شکل4- تصاویر میکروسکوپی ناحیه اتصال و جوش نمونه Ti-6Al-4V، الف) مقطع عرضی اتصال، ب) فلز پایه، ج) ناحیه تحت تاثیر حرارت، د) ناحیه همزنی

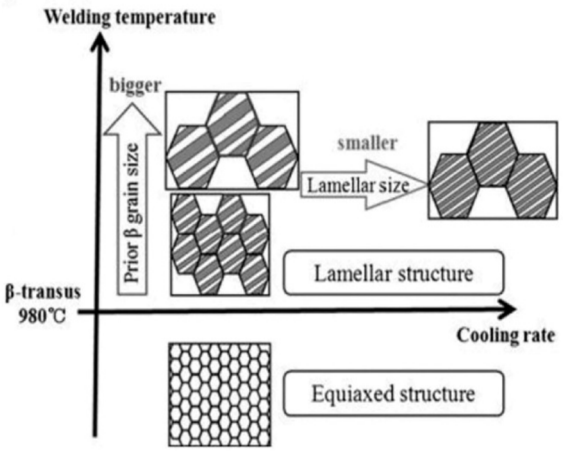
شکل(4-د) ریزساختار ناحیه همزنی را نشان می‌دهد که ساختاری است کاملا هم‌محور و مورفولوژی یکنواخت و هیچ تفاوت ریزساختاری در مناطق دوباره عملیات شده و پیشرو وجود ندارد. همچنین ناحیه همزنی به وضوح قابل مشاهده است. این موضوع توسط کیتامورا [19] و همکاران نیز تایید شده است. جوشکاری اصطکاکی همزنی این آلیاژ زیر دمای دگرگونیβ به وضوح متشکل از ساختار هم‌محور می‌باشد.

بافت کریستالوگرافی یکی از مشخصه‌هایی است که جریان مواد را در طول جوشکاری اصطکاکی همزنی فراهم می‌کند. تغییر شکل پلاستیکی در حین فرایند جوشکاری باعث تعیین بافت منطقه جوش می‌گردد. بنابراین، بافت باید برای کنترل ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال‌های جوشکاری اصطکاکی همزنی مورد بررسی قرار گیرد. دیویس و همکاران [20] اتصال جوش اصطکاکی همزنی آلیاژ Ti-6Al-4V را در دمای بالاتر از دمای دگرگونی β بررسی و گزارش کردند که بافت فاز α در ریزساختار منطقه همزنی کاملا لایه‌ای از بافت تغییر شکل برشی فاز β در درجه حرارت بالا به نتیجه رسیده است. آلیاژ Ti-6Al-4V به عنوان یک آلیاژ دسته بندی می‌شود، بنابراین نه تنها تبلور مجدد، بلکه استحاله فاز باید نقش مهمی در ویژگی‌های ریزساختار ایفا کند. ویژگی‌های ریزساختار توسط تبلورمجدد در فاز α هنگامی که جوشکاری اصطکاکی همزنی در دمای نسبتا پایین انجام گیرد تعیین می‌شود. علاوه بر این، ساختارهای شش وجهی فشرده غالبا رفتار غیرایزوتروپ پلاستیکی از خود نشان می‌دهند [21] بنابراین، مطالعه بافت برای مشخص کردن خواص مکانیکی اتصال نیز مهم است.

مواد در ناحیه همزنی دارای درجه حرارت بالا و تغییرشکل پلاستیک شدید در طول فرایند جوشکاری اصطکاکی همزنی می‌باشند، بنابراین تبلور مجدد دینامیکی می‌تواند در ناحیه همزنی ایجاد شود. به خوبی مشخص شده که جوشکاری اصطکاکی همزنی در سرعت بالاتر چرخش یا نسبت بالای سرعت چرخش به سرعت خطی جوشکاری باعث افزایش میزان و دمای تغییر شکل می‌گردد. مطابق با اصول کلی تبلور مجدد، افزایش میزان تغییر شکل ماده موجب کاهش اندازه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

دانه‌های تبلور مجدد یافته در جوشکاری اصطکاکی همزنی می‌شود [18].



شکل 5- تاثیر شرایط جوشکاری اصطکاکی همزنی بر روی آلیاژ Ti-6Al-4V [18].

ریزساختار ناحیه همزنی به طور قابل توجهی متأثر از سرعت جوشکاری می‌باشد. دمای ناحیه همزنی در بیشتر مطالعات انجام پذیرفته بر روی آلیاژ Ti-6Al-4V بالاتر از دمای دگرگونی بتا است و بنابراین یک ریزساختار لایه‌ای کامل تشکیل می‌شود. در این پژوهش، ناحیه همزنی با یک مشخصه اولیه و بتای تبدیل شده برای هر یک از جوش‌ها مشخص می‌شود. این بدان معنی است که درجه حرارت در ناحیه همزنی از دمای دگرگونی بتا بالاتر نیست.ریزساختار ناحیه همزنی با پیک دمایی و نرخ سرد شدن تغییر می‌کند. شکل(5) خلاصه اثر تغییرات دما بر ریزساختار ناحیه همزنی را نشان می‌دهد. در ابتدا به دلیل نیروی محرکه بزرگتر و زمان بیشتر رشد دانه، اندازه دانه‌های قبلیβ با افزایش دما، افزایش می‌یابند. زمانی که دمای پیک زیر دمای غیرتعادلی دگرگونی بتا می‌باشد، ناحیه همزنی شامل فاز آلفای اولیه هم‌محور است، که ناشی از تبلور مجدد دینامیکی در ناحیه α-β در حین جوشکاری اصطکاکی همزنی می‌باشد. زمانی که دمای پیک بالاتر از دمای غیر تعادلی دگرگونی β باشد، نرخ سرد شدن بطور قابل توجهی بر اندازه لایه‌ای α-β تاثیر می‌گذارد. ساختار لایه‌ای ریزتر با افزایش میزان سرعت سرد شدن ایجاد شده و افزایش نرخ سرد شدن باعث کاهش زمان رشد می‌شود[19].

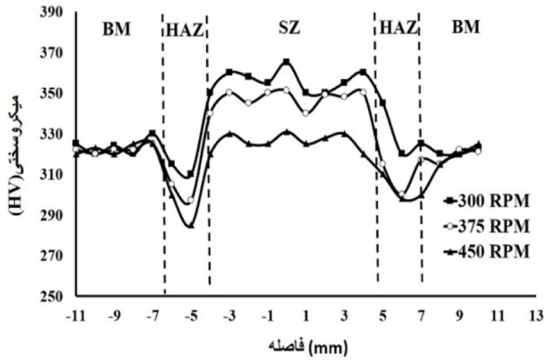
ریزساختار در ناحیه همزنی وابسته به تأثیر همزمان تبلورمجدد و استحاله فاز می‌باشد. این مورفولوژی ریزساختار مشابه تحقیقات کیتامورا و همکاران [19] نشان می‌دهد که دمای اوج به طور قابل توجهی پایین‌تر از دمای دگرگونی بتا است. ساختار به طور کامل هم‌محور به این معنی است که فاز α تغییر شکل پلاستیک داده است و کسر حجمی فاز α به اندازه کافی بالا است که بتواند ریزساختار کاملا هم‌محور را در دمای بالا ایجاد کند.

3-3- سختی سنجی منطقه جوش

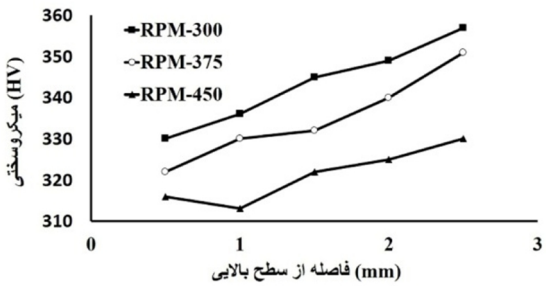
شکل(6) تغییرات ریزسختی در قسمت‌های مختلف اتصال جوش را در سرعت‌های چرخشی مختلف نشان می‌دهد. به طور کلی بدون در نظر گرفتن سرعت چرخشی ابزار، سختی ناحیه همزنی نسبت به فلز پایه بیشتر است و همچنین تغییرات سختی زیادی در عرض ناحیه همزنی وجود ندارد. به علت حرارت ورودی نسبتا پائین، ناحیه تحت تاثیر حرارت باریک است و همچنین تغییرات استحاله فازی و مورفولوژی فازی ناچیزی در آن صورت می پذیرد، لذا نرم شدن قابل توجهی در این ناحیه انجام نشده است. در مورد ناحیه همزنی آلیاژ Ti-6Al-4V محققان نظرات متفاوتی دارند. بعضی سخت شدن و بعضی نرم شدن این ناحیه را گزارش کردند. تغییرات سختی متاثر از پارامترهای فرایند، دانسیته نابجایی، اندازه دانه ماده اولیه می‌باشد. با کاهش سرعت چرخش ابزار اندازه دانه کاهش می‌یابد و باعث افزایش سختی می‌شود. افزایش سختی در ناحیه همزنی ناشی از حضور نابجایی‌ها می‌تواند باشد که این موضوع توسط ماشینینی [22] و همکاران نیز تایید شده است. بنابراین، با افزایش سرعت چرخش تا 450 دور بر دقیقه سختی ناحیه همزنی کاهش می‌یابد. شکل(7) توزیع سختی در مقطع جوش از سطح به ریشه اتصال را با سرعت‌های چرخشی 300، 375 و 450 دور در دقیقه نشان می‌دهد. مقادیر سختی ناحیه همزنی نمونه جوش شده است با سرعت چرخشی 300 بیشتر از 375 و بیش از 450 دور در دقیقه است که دلیل اصلی آن وقوع تبلور مجدد دینامیکی است که به طور کامل انجام نشده

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

است. علاوه بر این، از آنجا که توزیع سختی مرتبط با توزیع اندازه دانه α هم محور است، با افزایش فاصله از سطح بالایی، سختی نیز افزایش می‌یابد. این موضوع توسط سانگوک[23] و همکاران نیز تایید شده است.



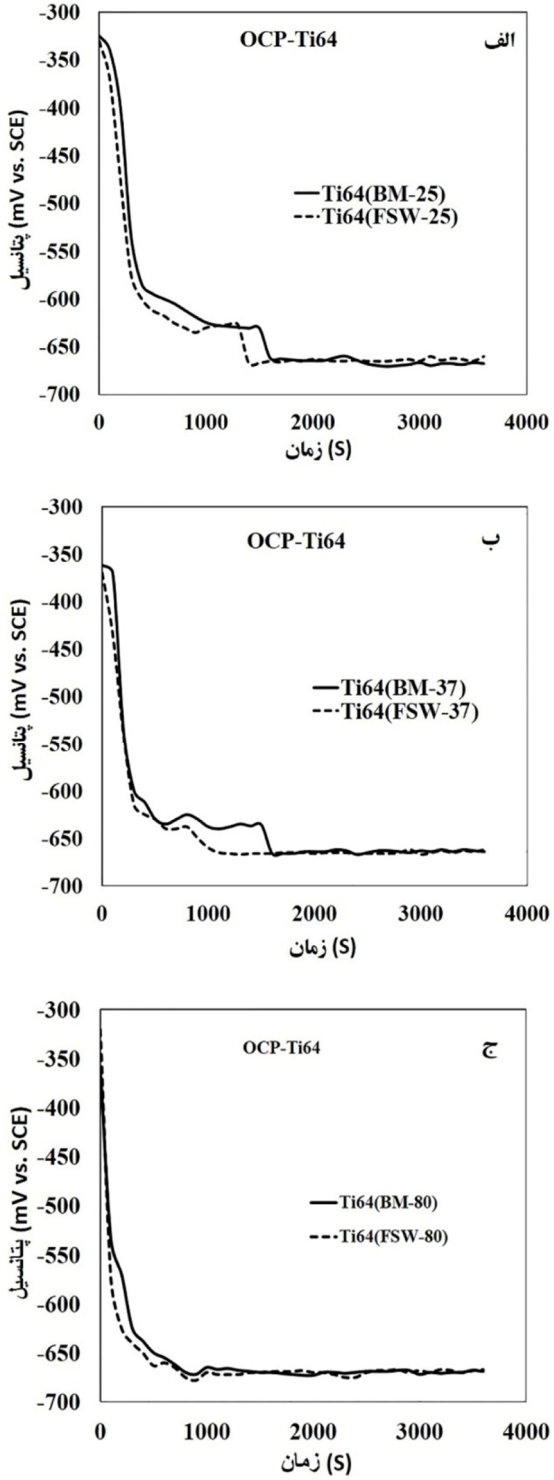
شکل 6-نمودار ریزسختی از مقطع اتصال در سرعت‌های مختلف چرخش ابزار.



شکل 7- نمودار ریز سختی از سطح به ریشه اتصال.

3-4-رفتار خوردگی

هدف پژوهش حاضر بررسی رفتار خوردگی ریزساختار جوش اصطکاکی همزنی آلیاژ Ti-6Al-4V در یک محیط 3/5 درصد کلرید سدیم در دماهای 25، 37 و 80 درجه سانتیگراد بود که بدین منظور ویژگی‌های رویین شدن این آلیاژها مورد بررسی قرار گرفت. شکل(8) تغییرات پتانسیل مدار باز برای آلیاژ Ti-6Al-4V را به عنوان تابعی از زمان در محلول 3/5% NaCl و در دماهای 25، 37 و 80 درجه سانتیگراد نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، پتانسیل‌ها از 320mV vs. SCE – شروع می‌شود و به طور ناگهانی تا 672 mV vs SCE– کاهش می‌یابند و سپس به آرامی در مسیر نجیب‌تر شدن حرکت می‌کنند. این رفتار نشان دهنده تشکیل و رشد فیلم اکسیدی روی سطح این آلیاژ است. طبق مقادیر پتانسیل مدار باز انتظار می‌رود که لایه رویین خود به خودی نیز در ناحیه پایداری اکسید تیتانیوم TiO_2 در نمودار پوربه تیتانیوم - آب قرار گیرد [24].

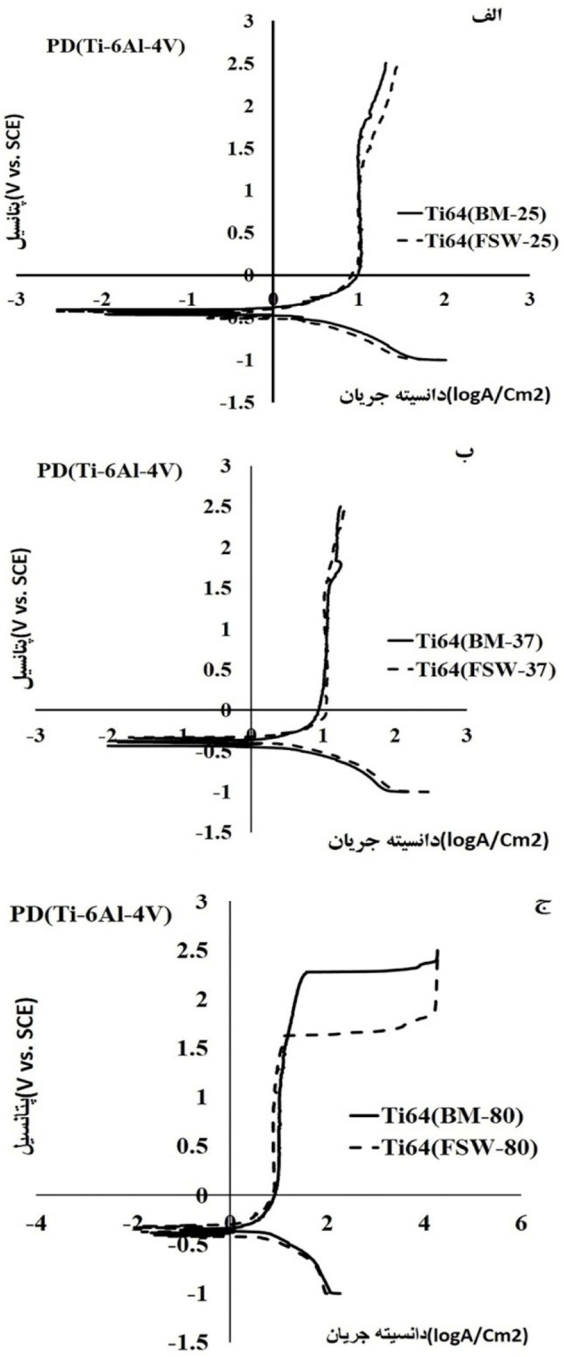


شکل 8- تغییرات پتانسیل مدار باز آلیاژ Ti-6Al-4V در 3/5 درصد NaCl الف) 25 ، ب) 37 ، ج) 80 درجه سانتی گراد.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک آلیاژ Ti-6Al-4V که در 3/5NaCl % در دماهای 25، 37 و 80 درجه سانتیگراد به دست آمده، در شکل(9) ارائه شده است. با افزایش پتانسیل از پتانسیل خوردگی، دانسیته جریان به سرعت به دلیل پلاریزاسیون فعال افزایش می‌یابد. این رفتار خطی در پتانسیل‌های بالاتر از حدود(SCE) V 0/0 و دانسیته جریان سطح خاص باقی می‌ماند که علت آن به شکل‌گیری فیلم محافظ رویین نسبت داده شده است. در جدول(2) پتانسیل خوردگی، پتانسیل رویین شدن، تغییرات پتانسیل رویین، دانسیته جریان خوردگی و دانسیته جریان رویین شدن آلیاژ Ti-6Al-4V آورده شده است. آلیاژ Ti-6Al-4V رفتار رویین خود به خودی با جریان خوردگی بسیار کم در محلول NaCl 3/5% را نشان می دهد. این مشاهدات با نتایج اندازه‌گیری شده پتانسیل مدار باز مطابق دارد. رفتار خوردگی این آلیاژ در محلول 3/5NaCl % در دماهای 25 و 37 درجه سانتیگراد مشابه بوده، در حالی‌که همانطور که در شکل(9- ج) نشان داده شده است عملکرد این آلیاژ در دمای 80 درجه سانتیگراد متفاوت می باشد.

همانطور که مطابق این منحنی‌ها مشاهده می‌شود در یک پتانسیل مشخص، به دلیل تشکیل فیلم محافظ، چگالی جریان با رویین شدن تیتانیوم به شدت کاهش می‌یابد و در شاخه آندی و در پتانسیل‌های بیشتر از پتانسیل خوردگی، تیتانیوم به سرعت از حالت فعال به حالت رویین می‌رود و یک فیلم اکسیدی پایدار از نظر ترمودینامیکی، پیوسته و چسبنده در سطح آن تشکیل خواهد شد. در مورد آلیاژ Ti-6Al-4V فیلم رویین تشکیل شده در بعضی از محیطها بسیار پایدار می‌باشد، به‌طوری که اگر فیلم سطحی ایجاد شده ناهمگن و غیریکنواخت و دارای ناخالصی نباشد، در دانسیته جریان رویینگی منحنی به طور کامل به حالت عمود در آمد و با افزایش پتانسیل در جهت نجیب شدن ، فیلم اکسیدی شروع به ضخیم شدن می‌کند. بنابراین میدان الکتریکی درون فیلم ممکن است ثابت بماند. برای ثابت ماندن میدان الکتریکی، فیلم اکسیدی بایستی ضخیم‌تر گردد. ضخیم شدن فیلم با انتقال کاتیون Ti^{+2} به بیرون و ترکیب این کاتیون با یون‌های OH^- یا O^{-2} در فصل مشترک فیلم/محلول صورت می‌گیرد. بنابراین نرخ انحلال در ناحیه رویین ثابت می‌ماند [3].



شکل 9- منحنی‌های پتانسیودینامیک Ti-6Al-4V در شرایط جوشکاری اصطکاکی همزنی در محلول NaCl 3/5 در دماهای الف) 25، ب) 37، ج) 80 درجه سانتی گراد.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

فرایند انحلال، فرایندی شیمیایی است و به پتانسیل بستگی ندارد، لذا فیلم حل شده سریعا با فیلم جدیدی جایگزین می‌شود و یک تعادل خالص میان انحلال و تشکیل مجدد فیلم برقرار می گردد [25] در پتانسیل‌های بسیار بالا، تیتانیوم از حالت رویین خارج شده است و فلز در ناحیه شکست فیلم اکسیدی قرار خواهد گرفت. این ناحیه حد فاصل ناحیه رویین و ناحیه حساسیت به حفره‌دار شدن یا ناحیه ماوراء رویین می‌باشد. پدیده شکست فیلم رویین در پتانسیل‌های نجیب‌تر منجر به افزایش خوردگی می‌شود. با توجه به این که در صورت اعمال تنش‌های کششی و پسماند، ناپیوستگی‌های سطحی مانند شیارها، لبه‌ها و حفره‌های سطحی یکی از محل‌های جوانه زنی ترک و انجام خوردگی تنشی هستند، لذا می‌توان پتانسیل‌های بیشتر از پتانسیل شروع ناحیه ایجاد ترک را به عنوان پتانسیل‌های حساس نسبت به خوردگی تنشی در نظر گرفت. بنابراین هر فاکتوری که باعث گسترش ناحیه رویین و کاهش ناحیه ایجاد ترک شود، حساسیت نسبت به خوردگی تنشی را کاهش خواهد داد. در آزمایش‌های الکتروشیمیایی انجام شده، بررسی نقش کلر و دما بر پارامترهای مهم منحنی پلاریزاسیون، پتانسیل‌ها و جریان‌های مهم تعیین کننده خوردگی، به عنوان عوامل مؤثر و مهم در انجام آزمایش‌های خوردگی تنشی، مطرح و مدنظر بوده است. عامل دیگر تاثیرگذار بر خوردگی، کسر حجمی فازهای موجود در آلیاژ Ti-6Al-4V است که تقریبا 13 درصد فاز β و بقیه زمینه فازα می‌باشد. با توجه به مشخصات ذکر شده، عملا فاز β نسبت به فاز α خوردگی شدیدتری دارد [25].

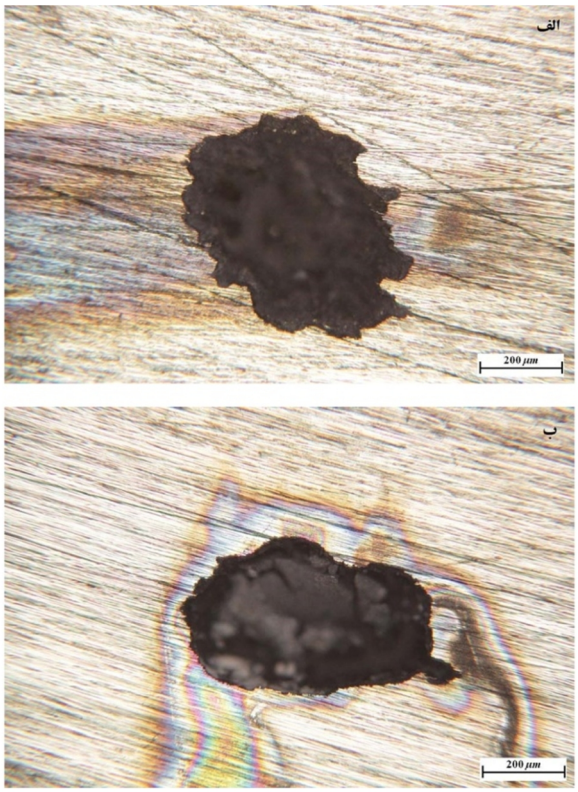
در شاخه آندی منحنی پلاریزاسیون تا پتانسیل 1/6 ولت، نمونه‌های فلز پایه و ناحیه همزنی جوشکاری اصطکاکی همزنی در محیط 3/5 درصد کلرید سدیم و دماهای مختلف رفتار تقریبا مشابه‌ای دارند. اما در دمای 80 درجه سانتیگراد همانطور که از نمودار مشخص است لایه رویین به دلیل تشکیل حفره شکسته می‌شود و دانسیته جریان خوردگی افزایش می‌یابد. این روند افزایش خوردگی برای نمونه ناحیه همزنی تا $4/2\ \log.A/cm^2$ ادامه می‌یابد، سپس مجددا رویین تشکیل می‌شود و در نهایت خوردگی کاهش می‌یابد. در نمونه فلز پایه در پتانسیل 2/2 ولت، حفره ایجاد می‌شود، دانسیته جریان خوردگی افزایش می‌یابد و تا پتانسیل 2/5 ولت لایه رویین تشکیل نمی گردد. از موارد قابل توجه این است که اختلاف پتانسیل شروع رویین شدن نمونه‌های جوشکاری و فلز پایه در تمامی دماهای محلول تغییر چندانی نخواهد کرد. این وضعیت در مورد پتانسیل خوردگی نمونه‌ها تا 1/6 ولت نیز مشاهده می‌گردد، یعنی علیرغم کاهش اختلاف در پتانسیل خوردگی نمونه‌های مختلف جوشکاری اصطکاکی همزنی، در تمامی دماهای محلول، محدودهٔ تغییر پتانسیل خوردگی تغییر چندانی نسبت به حالت فلز پایه ندارد. در همه منحنی‌های پتانسیودینامیک، پتانسیل‌های مربوط به ناحیه همزنی و فلز پایه، کمترین میزان اختلاف را دارند. نمونه ناحیه همزنی و فلز پایه در محلول دمای 80 درجه سانتیگراد در مقایسه با سایر نمونه‌ها کمترین پتانسیل خاتمه ناحیه رویین را دارد، یعنی استحکام فیلم رویین تشکیل شده در سطح آن کمتر از سایر نمونه‌ها است و این نمونه‌ها سریع‌تر از سایر نمونه‌ها از حالت رویین خارج و وارد ناحیه ترک‌برداری و حفره‌دار شدن می‌شوند.

شکل(10) تصویر مورفولوژی حفره ایجاد شده در ناحیه همزنی و فلز پایه در محلول 3/5 درصد کلرید سدیم در دمای 80 درجه سانتیگراد را نشان می دهد. کمتر بودن پتانسیل انتهای ناحیه رویین نمونه جوشکاری همزنی نسبت به فلز پایه را می‌توان با ناهمگنی‌های ساختاری در مرز بین ناحیه متاثر از حرارت و ناحیه همزنی و شرایط ناپایدار موجود در مرز این ناحیه‌ها در اثر انجام فرایند جوشکاری مرتبط دانست، زیرا در اثر حرارت ناشی از اصطکاک، مورفولوژی ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت دچار تغییراتی خواهد شد و در نتیجه از نظر ترمودینامیکی این ناحیه در شرایط نامتعادل و ناپایداری قرار خواهد گرفت.

تحقیقات عطاپور و همکاران [26] نشان داده است که مرزهای α/β برای آلیاژ Ti-6Al-4V در محلول HCl و NaCl محل‌های خوردگی ترجیحی می‌باشد. خوردگی ترجیحی مشابه این گونه نیز در شکل(11) نشان داده شده است. مقایسه تصویر

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان می‌دهد که این آلیاژ در دمای 80 درجه سانتیگراد در محلول 3/5 درصد NaCl به طور شدیدتر آسیب دیده و با نتایج خوردگی حاصل از آزمایشات پلاریزاسیون مطابقت دارد.



شکل 10- تصویر مورفولوژی حفره ایجاد شده در محلول 3/5 درصد کلرید سدیم در دمای80 درجه سانتی‌گراد الف) فلز پایه، ب) ناحیه همزنی.

4-نتیجه گیری

رفتار خوردگی آلیاژ Ti-6Al-4V در محلول 3/5 درصد NaCl در دماهای 37،25 و 80 درجه سانتیگراد مورد بررسی قرار گرفت و نتایج زیر حاصل شد:

1-با توجه به آزمایش‌های پتانسیودینامیک انجام شده، با افزایش دمای محیط، حساسیت به خوردگی بیشتر می‌شود. در آلیاژ Ti-6Al-4V به دلیل ریزساختار دوفازی، نواحی بحرانی برای خوردگی می‌توانند مرزدانه‌هایα وβ (ترجیحاβ) باشند.

2- در آلیاژ Ti-6Al-4V در شاخه آندی منحنی پلاریزاسیون تا پتانسیل 1/6 ولت، نمونه‌های فلز پایه و ناحیه همزنی در محیط 3/5 درصد کلرید سدیم و دماهای مختلف رفتار تقریبا مشابه‌ای دارند. اما در دمای 80 درجه سانتیگراد به دلیل انجام واکنش‌های خوردگی با سرعت بیشتر، لایه رویین به دلیل تشکیل حفره، شکسته و دانسیته جریان خوردگی افزایش می‌یابد. این روند افزایش لگاریتمی دانسیته جریان، برای نمونه ناحیه همزنی تا $4/2\log.A/cm^2$ ادامه می‌یابد، مجددا رویین تشکیل می‌شود و خوردگی کاهش می‌یابد.

3-نمونه های ناحیه همزنی و فلز پایه آلیاژ Ti-6Al-4V در محلول 3/5 درصد کلرید سدیم در دمای 80 درجه سانتیگراد در مقایسه با سایر نمونه‌ها کمترین پتانسیل رویین گذرا را دارند، یعنی استحکام فیلم رویین تشکیل شده در سطح آنها کمتر از سایر نمونه‌ها است و این نمونه‌ها سریع‌تر از سایر نمونه‌ها از حالت رویین خارج می‌شوند و وارد ناحیه ایجاد ترک و حفره‌دار شدن می‌شوند.

4-کمتر بودن پتانسیل شکست لایه رویین نمونه جوشکاری همزنی نسبت به فلز پایه Ti-6Al-4V را می‌توان به ناهمگنی‌های ساختاری در مرز بین ناحیه متاثر از حرارت و ناحیه همزنی و شرایط ناپایدار موجود در مرز این نواحی در اثر انجام فرایند جوشکاری اصطکاکی همزنی مرتبط دانست، زیرا در اثر حرارت ناشی از اصطکاک، مورفولوژی ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت دچار تغییراتی خواهد شد و در نتیجه از نظر ترمودینامیکی این ناحیه در شرایط نامتعادل و ناپایداری قرار خواهد گرفت.

منابع

1-Boyer R., Welsch G. CEW. Materials Properties Handbook - Titanium Alloys-ASM International. ASM International; 2007.

2-Chattoraj I. Stress corrosion cracking (SCC) and hydrogen-assisted cracking in titanium alloys. Stress Corros. Crack. Theory Pract, pp381–408, 2011.

3-Ahmad Z. Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control,. First. Butterworth-Heinemann Elsevier; 2006.

4-Shibata T, Zhu Y-C. The effect of film formation conditions on the structure and composition of anodic oxide films on titanium. Corros. Sci. [Internet] [cited 2018 Nov 23];37, pp 253–270, .1995.

5-Moiseyev VN. Titanium Alloys: Russian Aircraft and Aerospace Applications. 1st ed. Anim. Behav. CRC; 2005.

6-T.J. Lienert. Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Titanium Alloys" Friction Stir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

17-Gammon LM, Briggs RD, Packard JM, et al. Metallography and Microstructures of Titanium and its Alloys. ASM Handb. 2004.
18-Zhang Y, Sato YS, Kokawa H, et al. Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welds. Mater. Sci. Eng. A.;485:448–455, 2008.
19-Kitamura K, Fujii H, Iwata Y, et al. Flexible control of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded Ti – 6Al – 4V joints. Mater. Des. [Internet].;46:348–354, 2013.
20-Davies PS, Wynne BP, Rainforth WM, et al. Development of microstructure and crystallographic texture during stationary shoulder friction stir welding of Ti-6Al-4V. Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.;42:2278–2289, 2011.
21-HUMPHREYS, F.J. MH. RECRYSTALLIZATION AND RELATED ANNEALING PHENOMENA. 2th ed. Elsevier. 2004.
22-Mashinini PM, Dinaharan I, David Raja Selvam J, et al. Microstructure evolution and mechanical characterization of friction stir welded titanium alloy Ti–6Al–4V using lanthanated tungsten tool. Mater. Charact. [Internet].;139:328–336, 2018.
23-Yoon S, Ueji R, Fujii H. Microstructure and texture distribution of Ti-6Al-4V alloy joints friction stir welded below β-transus temperature. J. Mater. Process. Technol. [Internet].;229:390–397, 2015.
24-Yu SY, Scully JR. Corrosion and Passivity of Ti-13 % Nb-13 % Zr in Comparison to Other Biomedical Implant Alloys.;53:965–976, 1997.
25-Ronald W. Schutz. Corrosion of Titanium and Titanium Alloys. Edited by Stephen D. Cramer Bernard S. Covino J, editor. ASM INTERNATIONAL; 2005.
26-Atapour M, Pilchak AL, Shamanian M, et al. Corrosion behavior of Ti-8Al-1Mo-1V alloy compared to Ti-6Al-4V. Mater. Des.;32:1692–1696, 2011.
Welding and Processing. Materials Park, OH: ASM International; 2007.
7-Rondelli G, Vicentini B, Cigada A. The corrosion behaviour of nickel titanium shape memory alloys. Corros. Sci.;30, pp 805–812, 1990.
8-PETERSON, M. H.; BROWN, B. F.; NEWBEGIN, R. L.; GROOVER RE. Stress Corrosion Cracking of High Strength Steels and Titanium Al in Chloride Solutions at Ambient Temperature. CORROSION. 23, pp 142–148, 1967.
9-X.G. Zhang and J. Vereecke. Stress corrosion cracking mechanism of Ti-6Al-4V in acidic methanol. Corrosion.;46, pp 136–141, 1990.
10-Matthew J. Donachie J. Titanium_ A Technical Guide. ASM; 2000.
11-Pilchak AL, Young AH, Williams JC. Stress corrosion cracking facet crystallography of Ti-8Al-1Mo-1V. Corros. Sci.;52, pp 3287–3296, 2010.
12-Atapour M, Pilchak AL, Frankel GS, et al. Corrosion behavior of friction stir-processed and gas tungsten arc-welded Ti-6Al-4V. Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.;41, pp 2318–2327, 2010.
13-George F. Vander Voort. METALLOGRAPHY PRINCIPLES AND PRACTICE. Fourth. ASM Int. ASM International; 2007.
14-Grabovetskaya GP, Melnikova EN, Kolobov YR, et al. Evolution of the structural and phase states of a Ti-6Al-4V alloy in forming submicrocrystalline structure with the use of temporary hydrogenation. Russ. Phys. J.;49, pp 442–447, 2006.
15-Elmer JW, Palmer TA, Babu SS, et al. In situ observations of lattice expansion and transformation rates of α and β phases in Ti-6Al-4V. Mater. Sci. Eng. A.. p. 104–113, 2005.
16-Lütjering G, Williams JC. Engineering Materials and Processes: Titanium. 2nd, editor. Springer-Verlag Berlin Heidelb. Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 2007.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]