

خوردگی خستگی فولاد زنگ‌زن ۱۷-۴pH در محیط شبیه‌سازی شده آب دریا

مهدی قاسمیان ملک‌شاه، سید فخرالدین اشرفی‌زاده، عبدالمجید اسلامی* و فیروز فدایی‌فرد
دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۷/۶/۷ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۸/۲/۲۵)

چکیده- از آنجایی که فولاد زنگ‌زن رسوب سخت شونده مارتنزیتی ۱۷-۴pH کاربرد وسیعی در محیط‌های خورنده دارد، مطالعه رفتار خوردگی خستگی این آلیاژ حائز اهمیت است. در این پژوهش، پس از مطالعات ریزساختاری، آزمون‌های مکانیکی، خوردگی، خستگی و خوردگی خستگی روی نمونه‌های ۱۷-۴pH در چرخه بهینه حرارتی انجام شده است. آزمون‌های خستگی و خوردگی خستگی در نسبت تنش ۱- و فرکانس اعمال تنش ۰/۴۲ هرتز (جهت افزایش تأثیر محلول خورنده) و آزمون خوردگی خستگی در حضور محلول خورنده ۳/۵ درصد وزنی NaCl مشابه محیط خورنده آب دریا انجام گرفت. حد خستگی آلیاژ ۱۷-۴pH در هوا ۷۰۰ مگاپاسکال و در محیط خورنده ۴۱۵ مگاپاسکال است. مقایسه نمودار S-N این آلیاژ در چرخه بهینه حرارتی در دو حالت خستگی و خوردگی خستگی، کاهش حد خستگی در حدود ۴۰ درصد را در محیط خورنده مشخص کرد. بررسی‌ها نشان داد این امر ناشی از تأثیر منفی حفرات خوردگی مشاهده شده در سطح و آسیب دیدن لایه روئین تشکیل شده بر سطح این فولاد زنگ‌زن است.

واژه‌های کلیدی: چرخه بهینه حرارتی، خوردگی خستگی، فولاد زنگ‌زن رسوب سخت شونده، نمودار S-N.

Corrosion Fatigue of 17-4pH Stainless Steel in a Simulated Sea Water Solution

M. Ghasemian Malakshah, S. F. Ashrafizadeh, A. Eslami* and F. FadaeiFard

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

Abstract: Since martensitic precipitation hardened 17-4pH stainless steel has been widely used in corrosive environments, evaluation of its corrosion fatigue behavior is important. In this research, after microstructural studies, mechanical, corrosion, fatigue and corrosion fatigue tests were performed on 17-4pH specimens. Fatigue and corrosion fatigue tests were carried out at the stress ratio of -1 and the stress frequency of 0.42 Hz (to increase the effect of corrosive solution), and corrosion fatigue tests were conducted in 3.5% NaCl solution, an environment similar to corrosive sea water. Fatigue limit of 17-4pH stainless steel was 700 MPa in air and 415 MPa in corrosive environment. Comparing the S-N curves of this alloy at the optimal heat treatment cycle in two modes of fatigue and corrosion fatigue revealed the reduction of fatigue limit up to 40 % in the presence of corrosive environment. This reduction was due to the effect of observed corrosion pits on the surface and Damaged passive layer.

Keywords: Optimal heat cycle, Corrosion fatigue, Precipitation hardenable stainless steel, S-N curve

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: m.eslami@cc.iut.ac.ir

فولاد زنگ‌نزن pH ۴-۱۷، در دسته فولادهای زنگ‌نزن رسوب سخت شونده مارتنزیتی قرار دارد. این آلیاژ کاربردهای متعددی در صنایع از جمله اجزای پمپ‌ها، قطعات در فرایندهای شیمیایی، شیرهای مورد استفاده در صنایع نفت، اتصالات هواپیما، پره‌های توربین، مخازن پسماندهای هسته‌ای، محوره‌های پروانه کشتی و استحکام بالا، راکتورهای هسته‌ای، راکتور تحت فشار آب، سوپاپ و چرخ‌دنده‌ها دارد. کاربردهای وسیع این آلیاژ برگرفته از خواص مکانیکی و رفتار خورگی مطلوب آن است [۶-۱]. عملیات حرارتی مرسوم برای این آلیاژ، فرایند رسوب سختی است که شامل دو مرحله آنیل انحلالی و پیرسازی است. در فرایند آنیل انحلالی ابتدا نمونه در دمای بالا (معمولاً ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد) برای مدت کافی (معمولاً ۳۰ دقیقه) قرار می‌گیرد. در این حالت فاز جامد همگنی حاوی عناصر آلیاژی (که در زمینه آلیاژ حل شده‌اند)، تشکیل می‌شود. سپس قطعه به سرعت در آب یا روغن تا دمای محیط سرد می‌شود. ریزساختار حاصل از فرایند آنیل انحلالی، شامل مارتنزیت و فریت است و بسته به دمای M_s ممکن است شامل آستنیت باقیمانده باشد [۷]. در این حالت قطعه یک محلول جامد فوق اشباع از عناصر آلیاژی تشکیل می‌دهد. اما گام اصلی برای افزایش استحکام این آلیاژ فرایند پیرسازی است، به این صورت که قطعه پس از آنیل انحلالی، مجدداً تحت حرارت قرار می‌گیرد. دمای پیرسازی بسیار کمتر از دمای آنیل انحلالی است. برای این آلیاژ دمای عملیات پیرسازی از حدود ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد تا ۶۲۰ درجه سانتی‌گراد است. بسته به دما و زمان پیرسازی، می‌توان گستره وسیعی از ریزساختار و به تبع آن، خواص فیزیکی و مکانیکی را برای این آلیاژ به دست آورد. فرایند پیرسازی خود شامل سه مرحله پیرشدن مارتنزیت، رسوب‌گذاری مس و تشکیل آستنیت برگشتی است [۸-۷]. رسوب سختی در این آلیاژ با تشکیل ذرات رسوبی مس حاصل می‌شود. رسوب‌گذاری مس در محدوده دمایی ۴۵۰ تا ۵۳۰ درجه سانتی‌گراد اتفاق می‌افتد. در

محدوده دمایی ۴۵۰ تا ۴۸۰ درجه سانتی‌گراد با تشکیل رسوبات هم‌سیما Cu-E به اندازه تقریبی دو نانومتر سختی به حداکثر ممکن می‌رسد. با افزایش دما، رسوب‌های غیر هم‌سیمای بزرگ‌تری به وجود می‌آید که سبب کاهش سختی می‌شوند. چنانچه عملیات رسوب سختی در دماهای بالاتر انجام گیرد، مقداری از مارتنزیت به آستنیت برگشتی تبدیل می‌شود [۷ و ۹]. تاکنون پژوهش‌هایی در رابطه با تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ pH ۴-۱۷ صورت گرفته است. رضوی و همکاران [۱۰] به بررسی تأثیر دما و زمان عملیات پیرسازی برای رسیدن به دما و زمان بهینه پیرسازی آلیاژ pH ۴-۱۷ پرداختند. آنها مشاهده کردند که پیرسازی در چرخه حرارتی OHC^۱ (پیرسازی در دمای ۴۶۴ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۲۹ دقیقه) که با به کارگیری الگوریتم ژنتیک و مدل شبکه عصبی مصنوعی به دست آمد، موجب رسیدن به حداکثر استحکام و سختی نسبت به سایر چرخه‌های عملیات حرارتی معرفی شده، گزینه بهتری برای کاربردهای صنعتی بوده و در واقع به عنوان چرخه بهینه حرارتی (OHC) برای آلیاژ pH ۴-۱۷ معرفی شده است.

یکی از رایج‌ترین و خطرناک‌ترین نوع شکست مواد، شکست خستگی است که تحت تنش‌های متناوب که به قطعه اعمال می‌شود، اتفاق می‌افتد. دلیل اصلی خطرناک بودن شکست خستگی، وقوع بدون هشدار آن است. تاکنون پژوهش‌هایی در رابطه با خستگی فولاد زنگ‌نزن pH ۴-۱۷ صورت گرفته است، ریاضی و همکاران [۱۱] به بررسی تأثیر عملیات پیرسازی همزمان با نیتراسیون پلاسمایی بر خواص خستگی آلیاژ pH ۴-۱۷ پرداختند. آنها خواص خستگی آلیاژ pH ۴-۱۷ را در حالت آنیل انحلالی، پیرسازی و پیرسازی همزمان با عملیات نیتراسیون پلاسمایی بررسی کرده و مشاهده کردند که عملیات پیرسازی و پیرسازی همزمان با عملیات نیتراسیون پلاسمایی باعث بهبود خواص خستگی این آلیاژ نسبت به حالت آنیل انحلالی می‌شود، اما بیان شد که پیرسازی همزمان با عملیات نیتراسیون پلاسمایی به سبب بهبود

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد زنگ‌نزن pH ۱۷-۴

C	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	Mo	Nb	Fe
۰/۰۲	۱۵/۸۶	۴/۰۵	۰/۶۸	۰/۵	۳/۳۴	۰/۱۶	۰/۲۴	۷۵/۱۵

دسترس نیست. هدف از پژوهش حاضر، مطالعه و مقایسه نمودارهای S-N این فولاد در حالت خستگی و خوردگی خستگی در حضور محیط خورنده ۳/۵ درصد وزنی NaCl مشابه محیط خورنده آب دریا تحت چرخه عملیات حرارتی بهینه است.

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد زنگ‌نزن رسوب سخت شونده مارتزیتی pH ۴-۱۷ استفاده شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژ به‌وسیله آزمون طیف‌سنجی نوری توسط دستگاه Metalscan2500 ساخت کشور انگلستان مورد بررسی قرار گرفت که نتیجه آن در جدول (۱) آورده شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژ به‌خصوص عناصر آلیاژی مهم آن از جمله درصد کربن، کروم، نیکل و مس در محدوده استاندارد برای این آلیاژ قرار دارد.

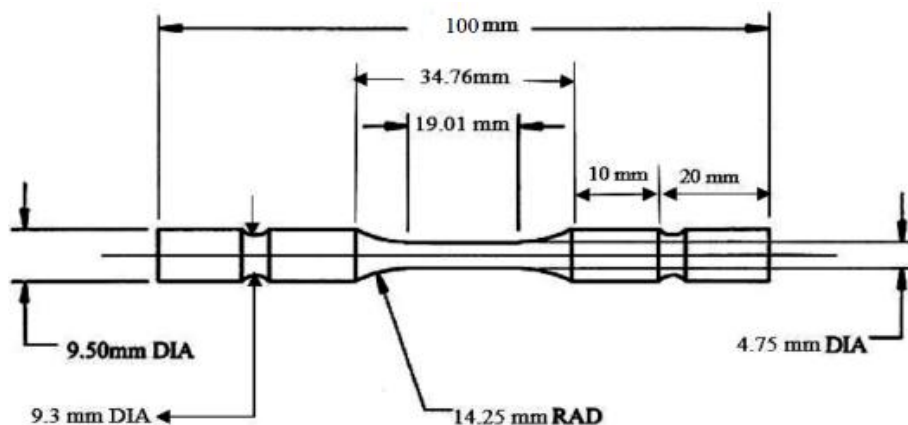
آلیاژ pH ۴-۱۷ کار شده به‌صورت میله با مقطع گرد به قطر ۱۰ میلی‌متر تهیه شد. نمونه‌های آزمون خستگی و خوردگی خستگی مطابق شکل (۱) به‌وسیله دستگاه تراش CNC^۲ مطابق استاندارد ISO 1143 ماشین‌کاری شدند.

در ادامه، فرایند آنیل‌انحلالی روی نمونه‌های خستگی، خوردگی خستگی، کشش و نمونه‌های آماده شده برای مشاهدات ریزساختاری انجام شد. به این صورت که نمونه‌ها تا دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد گرم شدند و پس از رسیدن به این دما، نمونه‌ها به‌مدت ۳۰ دقیقه داخل کوره نگه داشته شده‌اند. سپس نمونه‌ها به‌سرعت داخل روغن تا دمای محیط سرد شدند. در ادامه فرایند پیرسازی نمونه‌ها به‌منظور تشکیل رسوبات مس و تمپر شدن مارتزیت حاصل از فرایند آنیل‌انحلالی انجام شد، به این صورت که نمونه‌ها به‌مدت ۱۲۹

خواص سطحی قطعه، باعث به‌وجود آوردن حالت بهینه خستگی در این آلیاژ می‌شود. این مطلب تأثیر خواص سطح قطعه را بر رفتار خستگی مواد به‌وضوح نشان می‌دهد.

به‌دلیل کاربرد این آلیاژ در محیط‌های خورنده و قرارگیری همزمان آن در معرض تنش‌های متناوب، پدیده خوردگی خستگی در این آلیاژ مورد توجه محققین قرار گرفته است. سایرت و همکاران [۱۲] به بررسی رفتار خوردگی خستگی این آلیاژ در حضور محیط خورنده شش درصد وزنی FeCl₃ تحت دو چرخه حرارتی پیرسازی در دماهای ۵۳۸ و ۶۴۹ درجه سانتی‌گراد پرداختند. نتایج کار آنها نشان داد که در هر دو دمای پیرسازی، کاهش محسوسی در عمر خستگی این آلیاژ در حضور محیط خورنده حاصل می‌شود. از طرفی بیان شد که مکانیزم کنترل‌کننده در خستگی جوانه‌زنی ترک است، درحالی که مکانیزم کنترل‌کننده در حالت خوردگی خستگی نرخ اشاعه ترک است. نکته حائز اهمیت دیگر که در این پژوهش بیان شده آن است که با کاهش فرکانس از ۵۰ به ۱۲ هرتز کاهش کمی در عمر خوردگی خستگی ایجاد می‌شود. این درحالی است که با کاهش فرکانس از ۱۲ به ۵ هرتز، کاهش محسوسی در عمر قطعه ایجاد می‌شود. بنابراین می‌توان بیان کرد که فرکانس اعمال تنش در حالت خوردگی خستگی برخلاف حالت خستگی تأثیر کلیدی دارد.

عملیات حرارتی رسوب سختی می‌تواند تأثیر محسوسی بر ریزساختار، رفتار خستگی و خوردگی خستگی فولاد زنگ‌نزن داشته باشد. در رابطه با فولاد زنگ‌نزن pH ۴-۱۷ تحقیقات قبلی نشان داده است که چرخه بهینه حرارتی برای رسیدن به حداکثر خواص مکانیکی در دمای حدود ۴۶۴ درجه سانتی‌گراد است. لیکن در مورد رفتار خوردگی، خستگی و خوردگی خستگی این آلیاژ در این چرخه حرارتی اطلاعات چندانی در



شکل ۱- ابعاد نمونه‌های استفاده شده برای آزمون خستگی و خوردگی خستگی

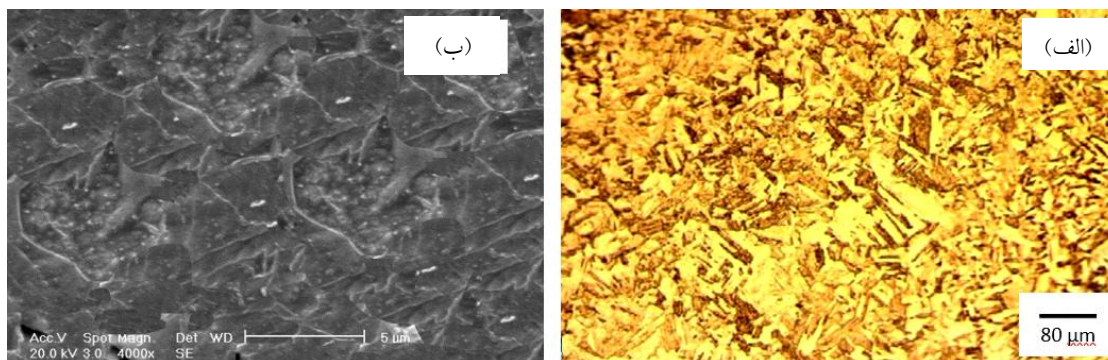
پتانسیوآستاتیک در پتانسیل ثابت ۰/۴ ولت انجام شده است. نمونه‌ها برای مدت ۳۰ روز تحت آزمون غوطه‌وری قرار گرفتند. آزمون‌های خستگی و خوردگی خستگی با نسبت تنش ۱- و فرکانس ۰/۴۲ هرتز به صورت چرخشی خمشی و با مکانیزم تک نقطه‌ای انجام شد. آزمون خوردگی خستگی در محلول خورنده ۳/۵ درصد وزنی NaCl انجام شده است. در انجام آزمون خستگی و خوردگی خستگی، هر تنشی که در آنها نمونه‌ها بیش از 10^6 چرخه را تحمل کنند، به عنوان حد خستگی در نظر گرفته شد و پس از آن، با این فرض که دیگر نمونه‌ها در این تنش نخواهند شکست، آزمون متوقف شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- مشاهدات ریزساختاری و نتایج حاصل از آزمون کشش
شکل (۲) ریزساختار آلیاژ را پس از عملیات پیرسازی در دمای ۴۶۴ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل (۲) مشاهده می‌شود، ساختار تیغه‌ای شکل مارتنزیت کاملاً مشخص است. اما نکته حائز اهمیت آن است که پس از عملیات پیرسازی سطح خارجی تیغه‌های مارتنزیت دچار تغییر شکل شده و اندازه آنها نیز ریزتر از حالت آئیل‌انحلالی شده است. حل شدن موضعی لبه تیغه‌های مارتنزیت، عامل اصلی تغییر شکل نسبی تیغه‌ها در حین فرایند پیرسازی است [۹]. اتفاق دیگری که بر اثر پیرسازی آلیاژ رخ می‌دهد، تشکیل رسوبات

دقیقه در دمای ۴۶۴ درجه سانتی‌گراد نگه داشته شده و سپس در کوره سرد شده تا به دمای محیط برسند. پس از خارج کردن نمونه‌ها از کوره، تمامی آنها برای تمیزکاری سطحی و از بین بردن آلودگی‌های سطحی تا سنباده ۲۴۰۰ سنباده‌زنی شده و سپس به وسیله نمد صیقل کاری شدند. برای بررسی ریزساختار، پس از تمیزکاری نمونه‌ها، نمونه به وسیله محلول فرای اصلاح شده با ترکیب ۱۵ گرم مس کلرید (CuCl_2)، ۴۰ میلی‌لیتر هیدروکلریدریک اسید (HCl)، ۳۰ میلی‌لیتر آب مقطر و ۲۵ میلی‌لیتر اتانول حکاکی شده و از ریزساختار آنها به وسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی تصویربرداری شد.

برای بررسی سختی نمونه‌ها از دستگاه سختی‌سنج کوپا مدل UV1 استفاده شده است. نمونه‌های آزمون کشش مطابق استاندارد ASTM E8 که قبلاً تهیه و عملیات حرارتی شده بود، به وسیله دستگاه کشش هانسفیلد مدل H50Ks با نرخ کشش یک میلی‌متر بر دقیقه تحت آزمون کشش قرار گرفتند و پس از شکست، سطح آن مورد بررسی قرار گرفت. آزمون‌های خوردگی پلاریزاسیون سیکیلی و پتانسیوآستاتیک با دستگاه پتانسیوآستات پار استات مدل ۲۲۷۳ ساخت آمریکا با نرخ روبش ۰/۵ میلی‌ولت بر ثانیه روی نمونه‌ها انجام گرفت. این آزمون‌ها پس از نگه داشتن محلول در شرایط پتانسیل مدار باز (OCP) که به مدت ۳۶۰۰ ثانیه بود، انجام شد. آزمون



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپی ریزساختار آلیاژ pH ۴-۱۷ در چرخه بهینه حرارتی: (الف) نوری و (ب) الکترونی روبشی

ریز و پراکنده مس و ایجاد کاربیدهای فلزی مثل کاربید نیوبیوم و کاربید کروم است. به علت اینکه این ذرات نانومتری هستند، به وسیله میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی قابل شناسایی نیستند [۱۳].

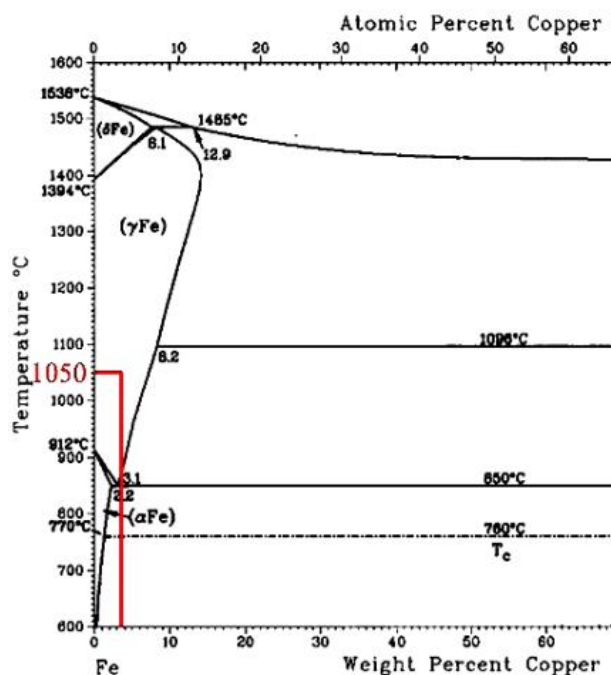
معادله (۱) دمای شروع استحاله مارتنزیتی را در فولادهای زنگ‌نزن نشان می‌دهد. با در نظر گرفتن این معادله برای ترکیب فولاد زنگ‌نزن pH ۴-۱۷ دمای شروع استحاله مارتنزیتی حدود ۲۴۵ درجه سانتی‌گراد به دست می‌آید [۱۴]. از طرفی بر اساس نتایج آزمون دیلاتومتری، در تحقیقات قبلی روی این آلیاژ، دمای شروع استحاله مارتنزیتی در آن حدود ۱۰۵ درجه سانتی‌گراد گزارش شده است [۷]. این درحالی است که به دلیل درصد کم کربن در این آلیاژ می‌توان انتظار داشت که بین دمای M_s و M_f فاصله زیادی وجود نداشته باشد. پس می‌توان گفت به علت دمای بالای شروع استحاله مارتنزیتی، عمده ساختار فولاد پس از فرایند آنیل‌انحلالی مارتنزیت بوده و احتمال وجود آستنیت باقیمانده و فاز فریت کم است.

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423(\%C) - 30.4(\%Mn) - 17.7(\%Ni) - 12.1(\%Cr) - 7.5(\%Mo) \quad (1)$$

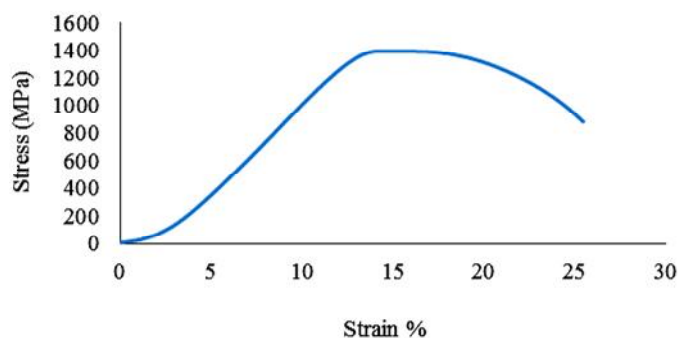
شکل (۳) نمودار فازی آهن-مس را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل نشان داده شده است در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد که این آلیاژ تحت عملیات آنیل‌انحلالی قرار می‌گیرد، حد حلالیت مس در آهن حدود هفت درصد وزنی است و با توجه به اینکه در این آلیاژ حداکثر پنج درصد وزنی

مس وجود دارد، می‌توان گفت تمام مس موجود در آلیاژ در زمینه حل می‌شود. از آنجا که سردکردن نمونه تحت فرایند آنیل‌انحلالی به سرعت انجام می‌گیرد، اتم‌های مس فرصت خروج از ساختار را پیدا نمی‌کنند. بنابراین می‌توان گفت پس از عملیات آنیل‌انحلالی، ساختار این آلیاژ مارتنزیت فوق اشباع از مس است. ساختار فوق اشباع، عامل ایجاد رسوب سختی در این آلیاژ حین فرایند پیرسازی است. بنابراین انتظار می‌رود ریزساختار آلیاژ پس از فرایند پیرسازی، رسوبات هم‌سیمیای مس در زمینه مارتنزیت تمپر شده باشد.

شکل (۴) نمودار تنش - کرنش مهندسی و جدول (۲) برخی از خواص مکانیکی آلیاژ مورد استفاده را پس از فرایند پیرسازی در دما و زمان گفته شده نشان می‌دهد. شکل (۵) نیز سطح شکست آلیاژ را تحت آزمون کشش ارائه می‌دهد. خطوط شعاعی، ترک‌های شعاعی و گلوپی شدن در شکل (۵-الف) روی سطح شکست نمونه کاملاً واضح است. گزارش شده است [۱۶ و ۱۷] که خطوط شعاعی در مواد با استحکام بالا تشکیل می‌شوند و عموماً با پیشرفت سریع یا ناپایدار ترک در ارتباط است [۱۸]. همچنین بیان شده است که ترک‌های شعاعی در فلزاتی که دارای استحکام بالا هستند، تشکیل می‌شود [۱۹]. مطابق شکل (۵-ب) حضور دیمپل‌های هم‌محور در سطح شکست نمونه‌های کشش مشاهده می‌شود. تشکیل دیمپل در آزمون کشش در هوا می‌تواند ناشی از ماهیت فلز (شبکه کریستالی) و یا شروع ترک از ناخالصی‌های درون فلز و یا عدم



شکل ۳- نمودار فازی آهن- مس [۱۵]



شکل ۴- نمودار تنش- کرنش مهندسی آلیاژ pH ۴-۱۷ در چرخه بهینه حرارتی

جدول ۲- خواص مکانیکی آلیاژ pH ۴-۱۷ در چرخه بهینه حرارتی

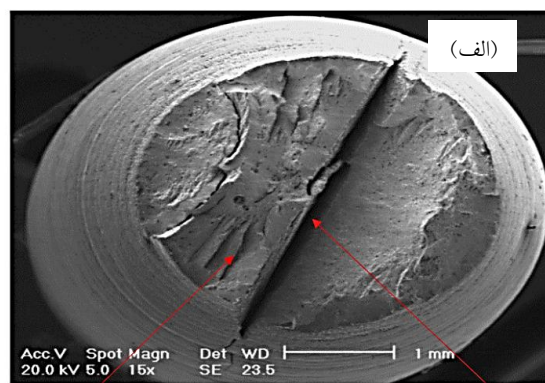
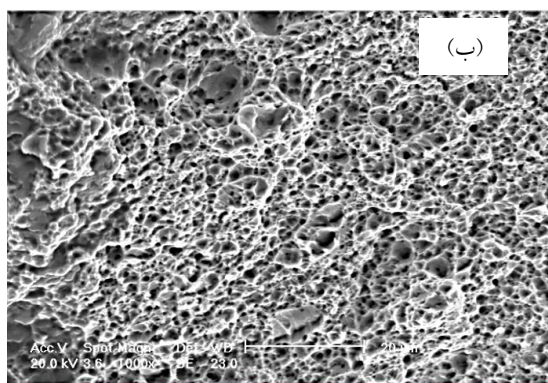
تنش تسلیم (مگاپاسکال)	تنش نهایی (مگاپاسکال)	تنش شکست (مگاپاسکال)	ازدیاد طول (درصد)	سختی (Rc)
۱۳۱۵	۱۳۹۶	۹۰۰	۵۱	۴۴

علاوه بر داشتن استحکام بالا، رفتار نرم از خود نشان می‌دهد.

حضور موارد تشویق کننده شکست ترد همانند هیدروژن در محیط باشد. به‌طور کلی می‌توان گفت حضور دی‌مپل‌های هم‌محور، گلوئی شدن، کاهش سطح مقطع و افزایش طول نسبی نمونه در آزمون کشش شواهدی است که نشان می‌دهد این آلیاژ

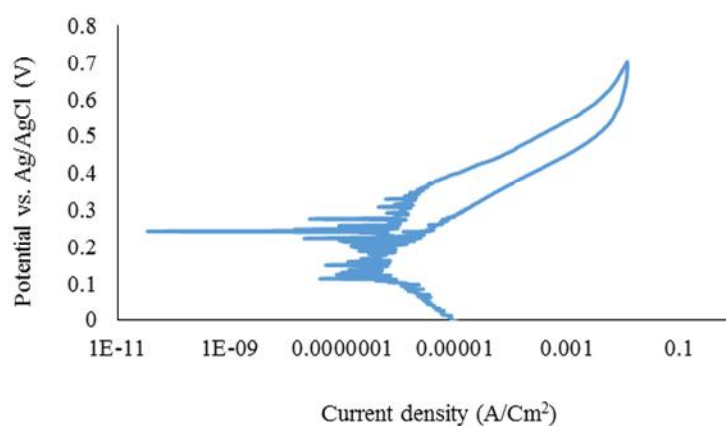
۳-۲- آزمون‌های خوردگی

از آنجایی که حضور حفرات در سطح می‌تواند به‌عنوان یکی از



خطوط شعاعی ترک های شعاعی

شکل ۵- سطح شکست آلیاژ pH ۴-۱۷ پس از آزمون کشش در چرخه بهینه حرارتی: (الف) ترک های شعاعی و خطوط شعاعی و (ب) دیپل ها



شکل ۶- منحنی پلاریزاسیون سیکی آلیاژ pH ۴-۱۷ در چرخه بهینه حرارتی در محلول ۳/۵ درصد وزنی NaCl

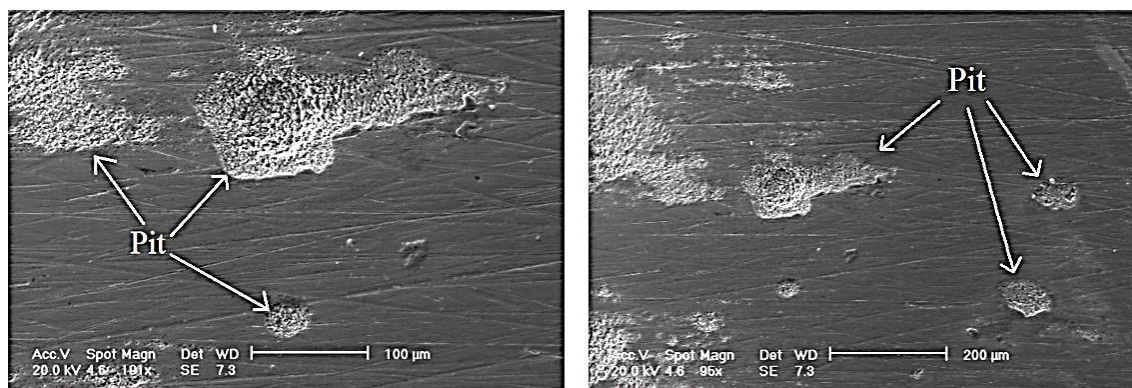
شکست لایه اکسیدی (E_b) که در واقع پتانسیلی است که در آن جریان به صورت ناگهانی به واسطه شکست لایه اکسیدی افزایش می یابد و پتانسیل حفاظت (E_p) که در واقع پتانسیلی است که نمودار در حالت روبش معکوس پتانسیل، شاخه افزایش پتانسیل را قطع می کند، استخراج شده و در جدول (۳) آورده شده است. به منظور مشاهده حفرات، پس از آزمون غوطه وری، نمونه ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد (شکل ۷). این حفرات از نوع کم عمق و عریض هستند.

مکانیزم اصلی تشکیل حفره، شکست فیلم رویین است. به منظور ارزیابی رفتار لایه رویین که به نوعی رفتار خوردگی ماده را نیز نشان می دهد، آزمون پلاریزاسیون پتاسیواستاتیک در پتانسیل بالاتر از حفره دار شدن روی نمونه انجام گرفت. شکل

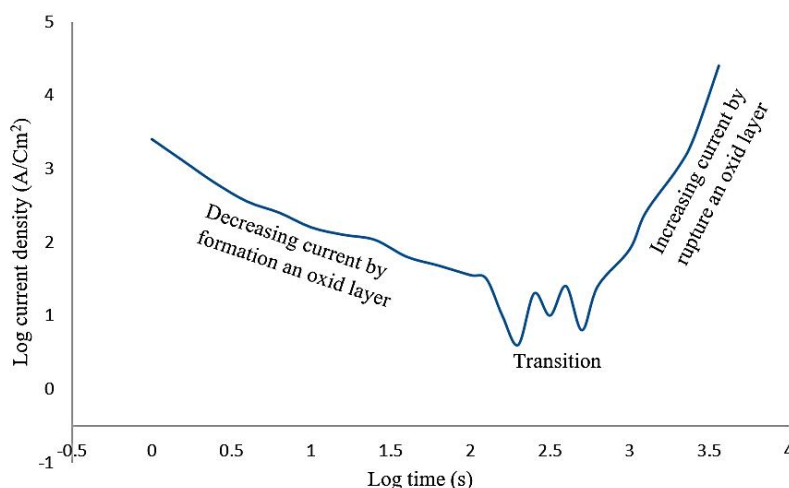
مراکز اصلی جوانه زنی ترک خستگی به دلیل تمرکز تنش باشد، آزمون پلاریزاسیون سیکی به این منظور انجام شد تا استعداد این آلیاژ به حفره دار شدن ارزیابی شود. شکل (۶) منحنی پلاریزاسیون سیکی آلیاژ را در محلول ۳/۵ درصد وزنی NaCl نشان می دهد. در نمودار پلاریزاسیون سیکی آلیاژ حلقه هسیتریس مشاهده می شود که مثبت بودن حلقه هسیتریس به معنای مستعد بودن آلیاژ برای شکل گیری حفره است [۲۰]. Noise موجود در منحنی پلاریزاسیون سیکی آلیاژ pH ۴-۱۷، در شاخه کاتدی به دلیل رویین شدن و رویین شدن مجدد و در شاخه آندی به دلیل تشکیل میکروسسل های ناشی از حضور رسوبات مس است. پارامترهای نمودار پلاریزاسیون سیکی شامل پتانسیل خوردگی (E_{corr})، جریان خوردگی (i_{corr})، پتانسیل

جدول ۳- پارامترهای خوردگی آلیاژ pH ۴-۱۷ در محلول ۳/۵ درصد وزنی NaCl در چرخه بهینه حرارتی

پتانسیل خوردگی (ولت)	شدت جریان خوردگی (آمپر بر سانتی متر مربع)	پتانسیل شکست لایه رویین (ولت)	پتانسیل تشکیل لایه رویین (ولت)
۰/۲۳	$۱/۳ \times ۱۰^{-۷}$	۰/۳۶	۰/۱۹



شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی حفرات آلیاژ pH ۴-۱۷ در چرخه بهینه حرارتی در محلول ۳/۵ درصد وزنی کلرید سدیم



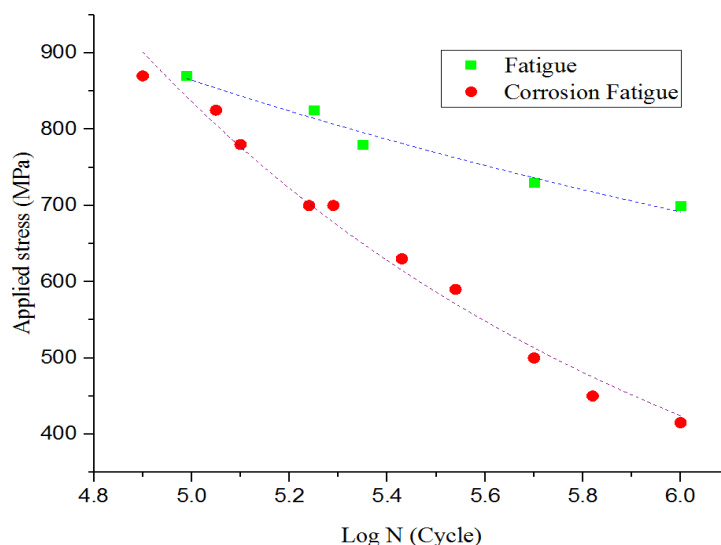
شکل ۸- آزمون پلاریزاسیون پتانسیواستاتیک آلیاژ pH ۴-۱۷ در چرخه بهینه حرارتی در محلول ۳/۵ درصد وزنی کلرید سدیم

وجود دارد که منجر به افزایش محسوس جریان خوردگی می‌شود. این مطالب بیانگر آن است که شکست لایه رویین و به تبع آن ایجاد حفره و از طرفی ایجاد خوردگی در نمونه محتمل است [۲۱].

۳-۳- ارزیابی رفتار خوردگی خستگی

نمودار S-N، برای مقایسه رفتار خستگی با خوردگی خستگی فولاد زنگ‌زن pH ۴-۱۷ پیر شده در چرخه حرارتی OHC،

(۸) منحنی پلاریزاسیون پتانسیواستاتیک را برای این آلیاژ نشان می‌دهد. شیب منفی نمودار بیانگر مقاومت به خوردگی است که معمولاً با تشکیل یک لایه اکسیدی حاصل می‌شود. از طرفی شیب مثبت به منزله شکست لایه اکسیدی و یا خوردگی موضعی است. مطابق شکل (۸) در ابتدا شیب نمودار منفی است که بیانگر تشکیل یک فیلم رویین است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، پس از آن یک ناحیه انتقال وجود دارد. در این ناحیه، احتمال جوانه‌زنی خوردگی موضعی در مقیاس میکرون



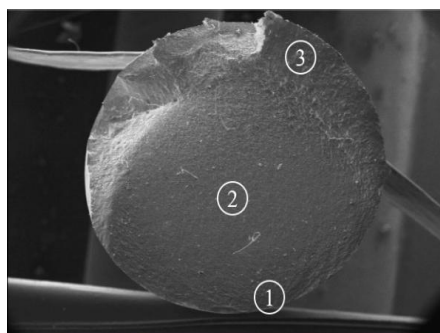
شکل ۹- نمودار S-N در دو حالت خستگی و خوردگی خستگی آلیاژ pH ۴-۱۷

سیکل خستگی تشکیل می‌شود [۱۸]. خطوط ساحلی مربوط به رشد ترک خستگی به سمت مرکز نمونه و استریشن‌ها مربوط به گسترش ترک به سمت سطح نمونه است. سطح شکست خستگی مطابق شکل (۱۰) شامل سه بخش: (۱) ناحیه جوانه‌زنی ترک خستگی، (۲) ناحیه اشاعه ترک خستگی و (۳) ناحیه شکست نهایی است.

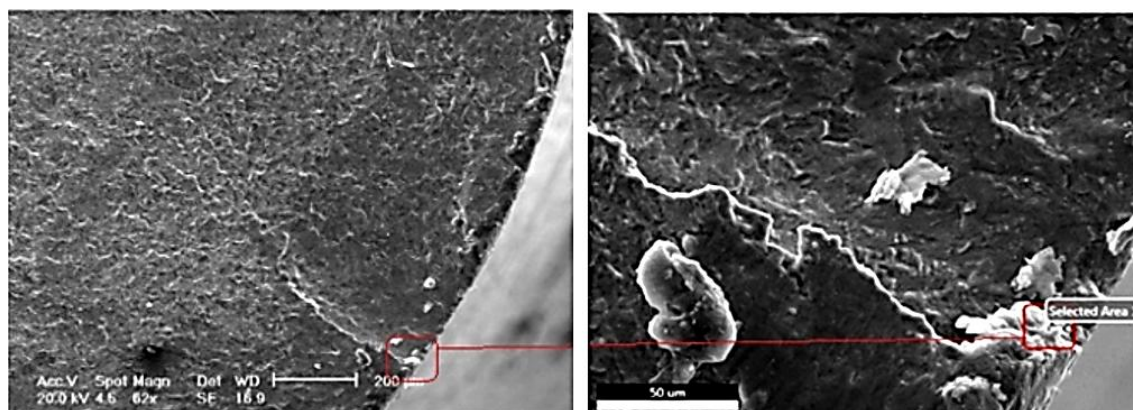
همان‌طور که گفته شد جوانه‌زنی ترک خستگی معمولاً از روی سطح نمونه و در جایی که تمرکز تنش وجود دارد، اتفاق می‌افتد. البته در شرایطی امکان جوانه‌زنی ترک خستگی از داخل ماده نیز وجود دارد. نقاط سطحی که در آنها احتمال تمرکز تنش به دلیل مباحث طراحی قطعه و یا نقاط سطحی که حاوی آخال‌هایی که در حین تولید قطعه در آن باقی می‌مانند، مراکز اصلی برای جوانه‌زنی ترک خستگی هستند. شکل (۱۱) یک نمونه از جوانه‌زنی ترک خستگی را که در مجاورت آخال در سطح نمونه اتفاق افتاده است نشان می‌دهد و در شکل (۱۲) ترکیب شیمیایی این نقطه آورده شده است. این نقطه حاوی درصد قابل توجهی اکسیژن، آلومینیوم، سدیم و سیلیسیم است. بر این اساس می‌توان گفت به احتمال قوی این نقطه ترکیبی از اکسیدهای فلزی مختلف است و در حین اکسیژن‌زدایی در فرایند تولید فولاد ایجاد شده و در آن باقی مانده است [۲۲].

محلول ۳/۵ درصد وزنی NaCl، فرکانس اعمال تنش ۰/۴۲ هرتز و نسبت تنش $R = -1$ در شکل (۹) رسم شده است. حد خستگی برای این آلیاژ در چرخه حرارتی OHC، در هوا ۷۰۰ مگاپاسکال و در محیط خورنده ۴۱۵ مگاپاسکال است. کاهش حد خستگی به میزان بیش از ۴۰ درصد، تأثیر منفی خوردگی بر رفتار خستگی این آلیاژ را در این چرخه حرارتی نشان می‌دهد. مطابق شکل (۹) فاصله بین نقاط در نمودارهای خستگی و خوردگی خستگی به ازای تنش برابر در تنش‌های بالا به هم نزدیک است که نشان‌دهنده این موضوع است که خوردگی تأثیر چندانی بر رفتار خستگی ماده نداشته است. اما با کاهش میزان تنش، فاصله بین نقاط در این دو نمودار افزایش یافته است که ناشی از افزایش تأثیر خوردگی است. این افزایش به دلیل آن است که نمونه زمان بیشتری در مجاورت محیط خورنده بوده است.

شکست خستگی را معمولاً می‌توان از روی سطح شکست تشخیص داد. مشخصه اصلی سطح شکست خستگی، حضور خطوط ساحلی، خطوط رودخانه‌ای و استریشن‌ها است. استریشن‌ها عمود بر خطوط ساحلی و موازی خطوط رودخانه‌ای است. دسته‌ای از خطوط استریشن یک خط ساحلی را نشان می‌دهد. بیان شده است که هر خط استریشن بر اثر یک

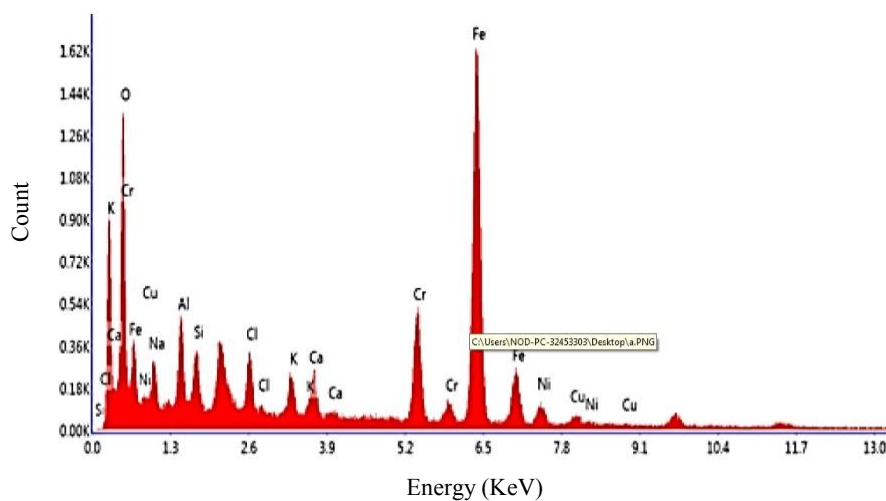


شکل ۱۰- سطح شکست خستگی آلیاژ pH ۴-۱۷



شکل ۱۱- جوانه زنی ترک خستگی در سطح در محل آخال در آلیاژ pH ۴-۱۷

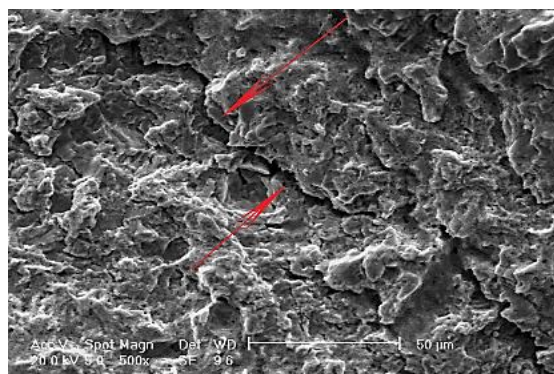
ترکیب	درصد اتمی	درصد وزنی
O	۴۱/۲	۲۳/۵
Na	۱۹/۹	۱۶/۳
Al	۹/۶	۹/۳
Si	۴/۶	۴/۶
Cl	۱/۹	۲/۴
K	۱/۰	۱/۴
Ca	۱/۱	۱/۶
Cr	۳/۲	۵/۹
Fe	۱۵/۷	۳۱/۳
Ni	۱/۱	۲/۴
Cu	۰/۶	۱/۴



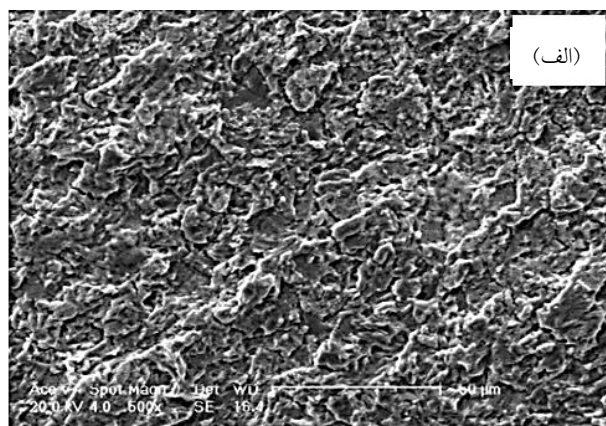
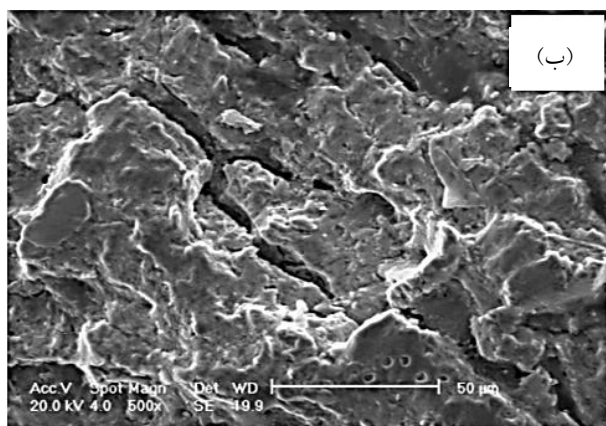
شکل ۱۲- ترکیب شیمیایی آخال در آلیاژ pH ۴-۱۷

سطح نمونه شود که این حفرات به عنوان مرکز تمرکز تنش باعث تسریع جوانه زنی ترک خستگی شوند (شکل ۷). انتشار

تأثیری که خوردگی بر مرحله جوانه زنی ترک در خوردگی خستگی می گذارد این است که می تواند باعث ایجاد حفراتی در



شکل ۱۳- مسیر انتشار ترک در آلیاژ pH ۴-۱۷ در حالت خوردگی خستگی

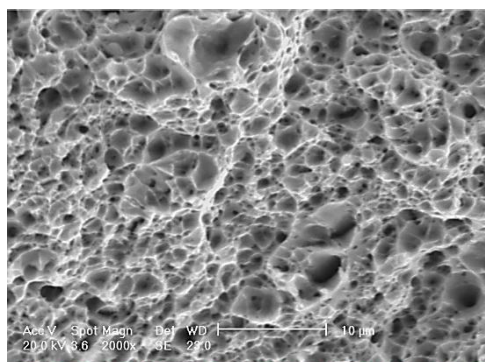


شکل ۱۴- سطح شکست آلیاژ pH ۴-۱۷ در چرخه بهینه حرارتی در مرحله دو در حالت: الف) خستگی و ب) خوردگی خستگی

ترک را افزایش می‌دهد [۲۳]. از دیگر اثرات مخرب حضور محیط خورنده در این مرحله، امکان نفوذ هیدروژن به نمونه و پدیده تردی هیدروژنی است که باز هم انتظار می‌رود سرعت اشاعه ترک خستگی افزایش یابد. البته بیان شده است که حضور هیدروژن باعث کاهش تنش آستانه‌ای برای اشاعه ترک نیز می‌شود [۲۴]. شکست نهایی زمانی اتفاق می‌افتد که طول ترک به اندازه‌ای رسیده باشد که سطح مقطع باقیمانده تحمل تنش وارده را نداشته و قطعه دچار شکست می‌شود. شکست نهایی در این آلیاژ از نوع نرم بوده و خوردگی تأثیر چندانی بر آن ندارد [۲۳]. شکل (۱۵) سطح شکست نهایی نمونه را در حالت خوردگی خستگی نشان می‌دهد.

رفتار خوردگی خستگی فولاد زنگ‌نزن pH ۴-۱۷ در محیط خورنده ۳/۵ درصد وزنی NaCl مشابه محیط خورنده آب دریا

ترک خستگی معمولاً به صورت میان دانه‌ای است [۲۳]. شکل (۱۳) مسیر انتشار ترک را در این آلیاژ نشان می‌دهد. مهم‌ترین تأثیر مخرب خوردگی به مرحله اشاعه ترک خستگی مربوط می‌شود. انتشار ترک در این آلیاژ تقریباً به صورت نرم است، اما در صورت حضور محیط خورنده به شبه کلیواژ تبدیل می‌شود. شکل (۱۴) سطح شکست آلیاژ را در دو حالت خستگی و خوردگی خستگی نشان می‌دهد. مطابق شکل (۱۴-الف) که مربوط به سطح شکست آلیاژ در حالت خستگی است، حضور دی‌مپل‌ها بیانگر شکست نرم است. اما طبق شکل (۱۴-ب) که مربوط به سطح شکست آلیاژ در حالت خوردگی خستگی است، دی‌مپل‌های ریز تا حدود زیادی از بین رفته‌اند و می‌توان بیان کرد که شکست از حالت نرم به شبه کلیواژ تبدیل شده است. انتشار ترک از حالت نرم به شبه کلیواژ، سرعت اشاعه



شکل ۱۵- سطح شکست نهایی آلیاژ pH ۱۷-۴ در چرخه بهینه حرارتی در حالت خوردگی خستگی

است.

۲- آلیاژ pH ۱۷-۴ مقاومت خوردگی بالایی دارد، اما آزمون-های خوردگی نشان داد این آلیاژ مستعد به حفره دار شدن و خوردگی است که می تواند اثر منفی بر رفتار خستگی آلیاژ در محیط خورنده داشته باشد.

۳- حد خستگی آلیاژ pH ۱۷-۴ در هوا ۷۰۰ مگاپاسکال و در محلول ۳/۵ درصد وزنی NaCl در حالت خوردگی خستگی ۴۱۵ مگاپاسکال به دست آمد. کاهش حد خستگی در حدود ۴۰ درصد، تأثیر منفی خوردگی را نشان می دهد. خوردگی تأثیر منفی خود را با حضور حفرات در سطح به عنوان مراکز تمرکز تنش و به تبع آن، مراکز مستعد جواهر زنی ترک خستگی و نیز با افزایش نرخ اشاعه ترک از طریق انتقال نوع شکست از حالت نرم به شبه کلیواژ در مرحله اشاعه ترک نشان می دهد.

مورد ارزیابی قرار گرفت که کاهش حد خستگی به میزان بیش از ۴۰ درصد را نسبت به رفتار خستگی این آلیاژ در هوا نشان داد. دیده شد که خوردگی تأثیر منفی خود را با ایجاد حفرات در سطح به عنوان مراکز تمرکز تنش، از بین بردن لایه روپین تشکیل شده بر سطح آلیاژ و انتقال شکست از حالت نرم به شبه کلیواژ نشان می دهد.

۴- نتیجه گیری

۱- نتایج آزمون های مکانیکی نشان داد که آلیاژ pH ۱۷-۴ در چرخه بهینه حرارتی دارای خواص مکانیکی مطلوبی است. علاوه بر آن، سطح شکست آلیاژ تحت آزمون کشش نشان داد که شکست این فولاد از نوع نرم است و در این چرخه حرارتی، همزمان دارای سختی بالا و انعطاف پذیری مناسب

واژه نامه

- | | |
|-------------------------------------|---------------------------------|
| 1. optimal heat cycle (OHC) | 3. open circuit potential (OCP) |
| 2. computer numerical control (CNC) | |

مراجع

- | | |
|--|--|
| 1. Wu, J. H., and Lin, C. K., "Effect of Strain Rate on High-Temperature Low-Cycle Fatigue of 17-4 pH Stainless Steels", <i>Materials Science and Engineering: A</i> , Vol. 390, No. 1, pp. 291-298, 2005. | of JIS SUS630 Stainless Steel with Duplex S-N Curve", <i>International Journal of Fatigue</i> , Vol. 82, pp. 371-378, 2016. |
| 2. Arisoy, C. F., Basman, G., and Seen, M. K., "Failure of a 17-4 pH Stainless Steel Sailboat Propeller Shaft", <i>Engineering Failure Analysis</i> , Vol. 10, No. 6, pp. 711-717, 2003. | 4. Wang, J., Zou, H., Li, C., Zou, R., Qiu, S., and shen, B., "Relationship of Microstructure Transformation and Hardening Behavior of Type 17-4 pH Stainless steel", <i>Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material</i> , Vol. 13, No. 3, pp. 235-239, 2006. |
| 3. Mohd, S., Bhuiyan, M. S., Nie, D., Otsuka, Y., and Mutoh, Y., "Fatigue Strength Scatter Characteristics | 5. Wu, J. H., and Lin, C-K., "Tensile and Fatigue |

- Properties of 17-4 pH Stainless Steel at High Temperatures”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 33, N0. 6, pp. 1715-1724, 2002
6. Coseglio, M. S. D. R., “Sulphide Stress Cracking of 17-4 pH for Applications in Oilfield Components”, *Materials Science and Technology*, pp. 1-16. 2017.
 7. Hsiao, C. N., Chiou, C. S., and Yang, J. R., “Aging Reaction in a 17-4 pH Stainless Steel”, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 74, No. 2, pp. 134-142, 2002.
 8. Wu, J. H., “Influence of High Temperature Exposure on the Mechanical Behavior and Microstructure Steel”, *Journal of Materials Science*, Vol. 38, No. 5, pp. 965-971, 2003.
 9. Viswanathan, V. K., Banerjee, S., and Krishnan, R., “Effect of Aging on the Microstructure of 17-4pH Stainless Steels”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 104, No. 1, pp. 181-189, 1988.
 10. Razavi, S. A., Ashrafizadeh, F., and Fooladi, S., “Prediction of Age Hardening Parameters for 17-4pH Stainless Steel by Artificial Neural Network and Genetic Algorithm”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 675, pp. 147-152, 2016.
 11. Riazi, H., Ashrafizadeh, F., Hosseini, S. R., and Ghomashchi, R. “Influence of Simultaneous Aging and Plasma Nitriding on Fatigue Performance of 17-4pH Stainless Steel”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 703, pp. 262-269, 2017.
 12. Syrett, B. C., Viswanathan, R., Wing, S. S., and Wittig, J. E., “Effect of Microstructure on Pitting and Corrosion Fatigue of 17-4pH Turbine Blade Steel in Chloride Environments”, *Corrosion*, Vol. 38, No. 5, pp. 273-282, 1982.
 13. Wang, J., Zou, H., Li, C., Peng, Y., Qiu, S., and Shen, B., “The Microstructure Evolution of Type 17-4pH Stainless Steel During Long-Term Aging at 350 C”, *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 236, No. 24, pp.2531-2536, 2006.
 14. Honeycombe, R. W. K., “Steels-Microstructure and Properties”, *Edward Arnold Ltd.*, 1981.
 15. ASM Handbook, *Alloy Phase Diagrams*, ASM International, Materials Park, OH, USA, Vol. 3, 1992.
 16. Bhambroo, R., Roychowdhury, S., Kain, V., and Raja, V., “Effect of Reverted Austenite on Mechanical Properties of Precipitation Hardenable 17-4 Stainless Steel”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 568, pp. 127-133, 2013.
 17. ASM Handbook., *Failure Analysis and Prevention*, Edited by RJ Shipley and WT Becker, ASM International, Vol. 11, 2002.
 18. ASM Handbook, *Fracture Appearance and Mechanisms of Deformation and Fracture*, Edited by W.T. Becker, and S. Lampman, ASM International, Vol. 11, 2002.
 19. Metals Handbook, *Failure Analysis and Prevention*, Edited by HE Boyer, ASM International, Vol. 10, 1986..
 20. ASTM G 61-86, *Standard Test Method for Conduction Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurement for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloy*, Annual Book of ASTM Standards: 2003.
 21. Pan, C., Liu, L., Li, Y., and Wang, F., “Pitting Corrosion of 304ss Nanocrystalline Thin Film”, *Corrosion Science*, Vol. 73, pp. 32-43, 2013.
 22. Mapelli, C., and Nolli, P., “Formation Mechanism of Non-metallic Inclusions in Different Stainless Steel Grades”, *Iron and Steel Institute of Japan International*, Vol. 43, No. 8, pp. 1191-1199, 2003.
 23. Rack, H. J., and Kalish, D., “The Strength, Fracture Toughness, and Low cycle Fatigue Behavior of 17-4pH Stainless Steel”, *Metallurgical Transactions 5*, No. 7, pp. 1595-1605, 1974.
 24. Schönbauer, B. M., Stanzl-Tschegg, S. E., Perlega, A., Salzman, R. N., Rieger, N. F., Turnbull, A., and Gandy, D. “The Influence of Corrosion Pits on the Fatigue Life of 17-4pH Steam Turbine Blade Steel”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 147, pp. 158-175, 2015.