بررسی رفتار ترک خوردگی هیدروژنی و خوردگی تنشی فولاد زنگ‌نزن 17-4PH در حالت فرا پیرسازی دو مرحله‌ای

علی عادلیان[۱*]، خلیل رنجبر[۲]، محمدرضا توکلی شوشتری[۳]

[۱] کارشناسی، گرایش جوشکاری، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران، اهواز، ایران

[۲] استاد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران، اهواز، ایران

[۳] استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

* نویسنده مسئول: aliadelian1374@gmail.com

تاریخ دریافت: ۱۴۰۰/۰۹/۱۱ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۰/۱۱/۳۰

چکیده

در این تحقیق تأثیر عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله‌ای بر رفتار خوردگی فولاد زنگ‌نزن 17-4PH بررسی شد. به این منظور دو نوع آزمون و ارزیابی خوردگی هیدروژنی HIC و خوردگی تنشی SCC انجام شد. ابتدا این فولاد در دمای ۱۰۳۵ °C به مدت ۱ ساعت تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی قرار گرفت. سپس این فولاد تحت عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله‌ای (H1150-M) قرار گرفت. برای ارزیابی خواص مکانیکی، آزمون ریزسختی انجام شد. مشخصات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی مورد بررسی قرار گرفت. ارزیابی ریزساختاری نشان داد که این فولاد در شرایط آنیل انحلالی دارای ریزساختاری متشکل از تیغه های مارتنزیت تمپر نشده به همراه فریت δ بین دندریتی است. در حالی که عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله ای باعث تشکیل ریزساختار مارتنزیت لایه ای شدیدا تمپر شده به همراه فاز فریت α و نیز آستنیت برگشتی گردید. بر خلاف شرایط آنیل انحلالی، در شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای پس از آزمون HIC هیچ ترکی در نمونه ها مشاهده نشد. نتایج آزمون خوردگی تنشی SCC نشان داد که این فولاد در هر دو حالت آنیل انحلالی و فراپیرسازی دو مرحله‌ای، به این نوع خوردگی حساس است هر چند زمان شکست در شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای به مراتب بالاتر از حالت آنیل انحلالی تشخیص داده شد.

کلیدواژه: فولاد 17-4PH ؛ عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله‌ای؛ مارتنزیت تمپرشده؛ خوردگی HIC ؛ خوردگی SCC

HIC and SCC Corrosion Behavior of the 17-4 PH Stainless Steel in Double Over Aged Condition

A. Adelian[1*], K. Ranjbar[2], M.R. Tavakoli Shoushtari[3]

[1] M.Sc. Student, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran
[2] Professor, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran
[3] Assistant Professor, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

* **Corresponding Author:** aliadelian1374@gmail.com

Submission: 2021, 12, 02 Acceptance: 2022, 02, 19

Abstract

This research studied the effect of two-stage over aging treatment on the 17-4 PH stainless steel corrosion behavior. First, the steel was solution annealed at 1035 °C for 1h, then it was subjected to a two-stage over aging treatment known as H1150-M treatment. Hydrogen induced cracking and stress corrosion cracking standard tests were carried out under annealed and over aged conditions. Microhardness tests were conducted to evaluate the mechanical properties under different testing conditions. Microstructural examinations were performed by the optical microscope and field emission scanning electron microscope. The results showed that under annealed condition, the microstructure consisted of lath and coarse martensite and interdendritic δ-ferrite that transferred to severely tempered and layered martensite after over aging treatment with the formation of reversed austenite. In the latter case, the reversed austenite was about 26% compared to 7% before over aging treatment. Under the hydrogen induced cracking test, the over aged 17-4 PH steel exhibited no cracking, unlike the annealed condition. The results also showed that 17-4 PH steel under both annealing and over aging conditions, is suspectable to stress corrosion cracking; meanwhile, time to failure was substantially higher in the latter condition.

Keywords: 17-4 PH steel; Over aging treatment; Tempered martensite; Hydrogen induced cracking; Stress corrosion cracking

۱ـ مقدمه

فولاد زنگ‌نزن 17-4PH (AISI 630) یک فولاد زنگ‌نزن رسوب سخت شونده مارتنزیتی است[۱]. با انتخاب سیکل عملیات حرارتی مناسب می‌توان به ترکیب مطلوبی از سختی، استحکام و چقرمگی بالا رسید[۲]. این فولاد به دلیل مقاومت به خوردگی خوب، در کاربردهای صنعتی مهمی مانند پره‌های توربین‌های بخار، شفت پمپ‌های آمین در پالایش گاز و روتورهای حفاری به طور گسترده مورد استفاده قرار می‌گیرد[۵-۳]. عملیات حرارتی این فولاد می‌تواند بر روی ریزساختار، خواص مکانیکی، فیزیکی و همچنین مقاومت به خوردگی این فولاد تأثیر بگذارد. خواص نهایی تابعی از زمان و دمای پیرسازی می‌باشد [۶ و ۷]. در چاه‌های نفت و گاز به دلیل وجود H_2S ، CO_2 و محلول های نمکی و به دلیل دماها و فشارهای زیاد، تحت شرایط خوردگی شدیدی قرار دارند[۸]. از انواع مهم خوردگی در محیط‌های صنعتی HIC است که منشاء آن تولید هیدروژن و انتشار آن در نواحی مختلف آلیاژ است. حساسیت به HIC ارتباط نزدیکی با ریزساختار و اندازه دانه و سختی دارد [۹]. همچنین مانند سایر آلیاژهای رسوب سخت شونده، فولاد 17-4PH به دلیل اثر هم‌زمان خوردگی و تنش نسبت به SCC خصوصا در بیشینه استحکام حساس است. بنابراین عملیات حرارتی فراپیرسازی به دلیل کاهش سختی و استحکام در این فولادها و کاهش حساسیت به این نوع خوردگی ها بسیار مهم و موثر هستند[۱۰ و ۱۱].

شن و همکاران [۱۲] به بررسی اثر دمای عملیات حرارتی بر رفتار تردی هیدروژنی فولاد زنگ‌نزن 17-4PH پرداختند. آن‌ها دریافتند که حساسیت به ترک خوردگی هیدروژنی عمدتاً تحت تأثیر اندازه دانه آستنیت اولیه و میزان رسوبات و نفوذ هیدروژن قرار دارد. در تحقیق مشابهی تسای و همکاران [۱۳] تأثیر تردی هیدروژنی بر روی فولاد 17-4PH با ریزساختارهای مختلف را بررسی کردند. نتیجه نشان داد که این فولاد شدیدا به تردی هیدروژنی و SCC حساس بوده و این حساسیت با افزایش سختی و استحکام معنادار می شود. چیانگ و همکاران [۱۴] به بررسی حساسیت به تردی هیدروژنی فولاد زنگ‌نزن 17-4PH در دو حالت آنیل شده و پیرسازی شده پرداختند. آنها نشان دادند که نمونه آنیل شده نسبت به نمونه پیرسازی شده در دمای ۴۸۰°C، مقاومت بهتری به HIC دارد که دلیل این امر را ناشی از به دام افتادن هیدروژن در فصل مشترک رسوبات غنی از مس ε-Cu و زمینه در نمونه پیرسازی شده تشخیص دادند. همچنین سرجیو کاسلیو [۸] خوردگی تحت تنش سولفیدی فولاد زنگ نزن 17-4PH را برای کاربردهای حوزه نفتی بررسی و نتیجه گرفت که این آلیاژ بسیار به SCC مخصوصا در پیک استحکام حساس است و پیشنهاد داد برای بهبود مقاومت در برابر محیط خورنده حاوی H_2S ، استحکام از طریق عملیات حرارتی پس گرم کاهش داده شود. تاوارز و همکاران [۱۵] رفتار نفوذ هیدروژن در فولاد 17-4PH را در شرایط H900 بررسی کردند و به این نتیجه رسیدند که این فولاد در این شرایط حساسیت بالایی به نفوذ هیدروژن دارد. همچنین آن ها دریافتند که این حساسیت و احتمال خوردگی با افزایش دمای عملیات حرارتی کاهش پیدا می‌کند.

بنابراین مطالعات گذشته نشان می‌دهد که عملیات پیرسازی این فولاد می‌تواند مقاومت به خوردگی HIC و SCC آن را بهبود بخشد. اما در مطالعات پیشین، مفهوم پیرسازی اغلب برای حرارت دادن تا دمای ۶۲۰°C اطلاق شده و ارزیابی رفتار مکانیکی و خوردگی تحت این دما و پایین تر صورت گرفته است. بررسی‌ها نشان می‌دهد که مقاومت به خوردگی HIC و SCC این فولاد بعد از فراپیرسازی دو مرحله ای گزارش نشده است. فراپیرسازی دو مرحله ای به ترتیب شامل پیرسازی در دمای ۷۶۰ و ۶۲۰ (°C) به مدت ۲ و ۴ ساعت بوده و تغییرات مهمی در ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد ایجاد می‌کند. لذا در این تحقیق تأثیر عملیات آنیل انحلالی و فراپیرسازی دو مرحله ای بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی HIC و SCC این فولاد مورد بررسی و بحث قرار گرفته است.

۲ـ مواد و روش آزمایش

در این پژوهش از فولاد زنگ‌نزن رسوب سخت شونده مارتنزیتی 17-4PH استفاده شد. ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول ۱ آورده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد 17-4PH بر حسب درصد وزنی

نام عنصر	C	Cr	Ni	Mn	Cu	P	S	Si	Mo	Nb	V	Fe
17-4PH	۰/۰۲۶	۱۶/۹۰	۴/۱۱	۰/۸۹۵	۳/۷۵	۰/۰۲۲	۰/۰۱۸	۰/۲۹۴	۰/۱۱۶	۰/۱۷۸	۰/۰۵۰	مانده

در ابتدا این فولاد بر اساس استاندارد ASTM A705 [۱۶] در دمای ۱۰۳۵ °C به مدت ۱ ساعت تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی قرار گرفته و سپس در روغن سرد شد. این شرایط به اصطلاح Condition A نامیده می‌شود. سپس بخش دیگری از قطعه بر اساس استاندارد ASTM A705 در شرایط فراپیرسازی دو مرحله ای تحت عملیات حرارتی H1150-M قرار گرفت تا با نمونه در شرایط آنیل انحلالی مورد بررسی قرار بگیرد. در این عملیات، ابتدا فراپیرسازی در دمای ۷۶۰°C به مدت ۲ ساعت انجام شده و سپس قطعه در هوا سرد گردید. در مرحله دوم، قطعه در دمای ۶۲۰°C به مدت ۴ ساعت تحت عملیات فراپیرسازی قرار گرفته و سپس در هوا خنک گردید.

مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری مدل IM7200-MEIJI Techno و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) مدل MIRA3-TESCAN انجام شد. نمونه‌های تهیه شده پولیش شده و با استفاده از محلول ویللا (1g Picric Acid + 5 ml HCL + 100 ml Ethanol) اچ شدند. سختی‌سنجی نمونه‌ها نیز توسط آزمون سختی‌سنجی ویکرز برای اندازه گیری و مقایسه سختی دو حالت انجام شد.

آزمون خوردگی HIC طبق استاندارد NACE TM-0284 [۱۷] برای ارزیابی حساسیت به HIC انجام گردید. نمونه‌هایی با ابعاد ۵×۲۰×۱۰۰ میلی متر تهیه و به مدت ۹۶ ساعت در معرض محلول خورنده آزمون استاندارد یعنی محلول ۵ درصد وزنی NaCl و ۰/۵ درصد وزنی اسید استیک (CH_3COOH) حل شده در آب مقطر اشباع شده با H_2S در فشار و دمای محیط قرار گرفت. پس از انجام آزمون برای ارزیابی حساسیت به HIC مقطع عرضی نمونه‌ها توسط دستگاه تست التراسونیک و همچنین به صورت متالوگرافی مورد بررسی قرار می‌گیرد. ارزیابی حساسیت به HIC با سه پارامتر انجام می‌شود: ضریب حساسیت به ترک (CSR)، ضریب طول ترک (CLR) و ضریب ضخامت ترک (CTR) که فرمول‌های هر سه پارامتر در زیر آورده شده است.

$$CSR = \frac{\sum(a \times b)}{w \times t} \times 100 \qquad (۱)$$

$$CLR = \frac{\sum(a)}{w} \times 100 \qquad (۲)$$

$$CTR = \frac{\sum(b)}{w} \times 100 \qquad (۳)$$

که در این روابط a طول ترک، b ضخامت ترک، w عرض نمونه و t ضخامت نمونه است. هر چه این نسبت‌ها کمتر و به صفر نزدیک‌تر باشند، مقاومت به ترک خوردگی هیدروژنی یا همان HIC بیشتر است. مهمترین پارامتر، نسبت حساسیت ترک است که تلفیقی از طول و ضخامت ترک است. مطابق با استاندارد NACE TM-0284 حد پذیرش ترک های ایجاد شده ناشی از HIC، دارا بودن نسبت حساسیت به ترک زیر ۱۵ درصد است. این بدین معنی است که حساسیت به ترک بالای ۱۵ درصد یعنی اینکه قطعه حساس به HIC است و از نظر استاندارد قابل پذیرش نیست.

آزمون خوردگی SCC مطابق با استاندارد NACE TM-0177 [۱۸] انجام شد. طبق استاندارد هر نمونه باید دارای ابعاد ۵×۱۵×۱۱۵ میلی‌متر باشد. نمونه‌های آزمون در فشار یک اتمسفر و دمای محیط، به مدت ۷۲۰ ساعت در محلول خورنده (مشابه آزمون HIC) تحت اعمال بار قرار گرفتند. شکل ۱ فیکسچر مخصوص اعمال تنش به نمونه را نشان می‌دهد. تنش وارد شده به نمونه آنیل انحلالی معادل ۶۳۴ مگاپاسکال و تنش وارد شده به نمونه فراپیرسازی شده معادل ۶۱۲ مگاپاسکال در نظر گرفته شد.

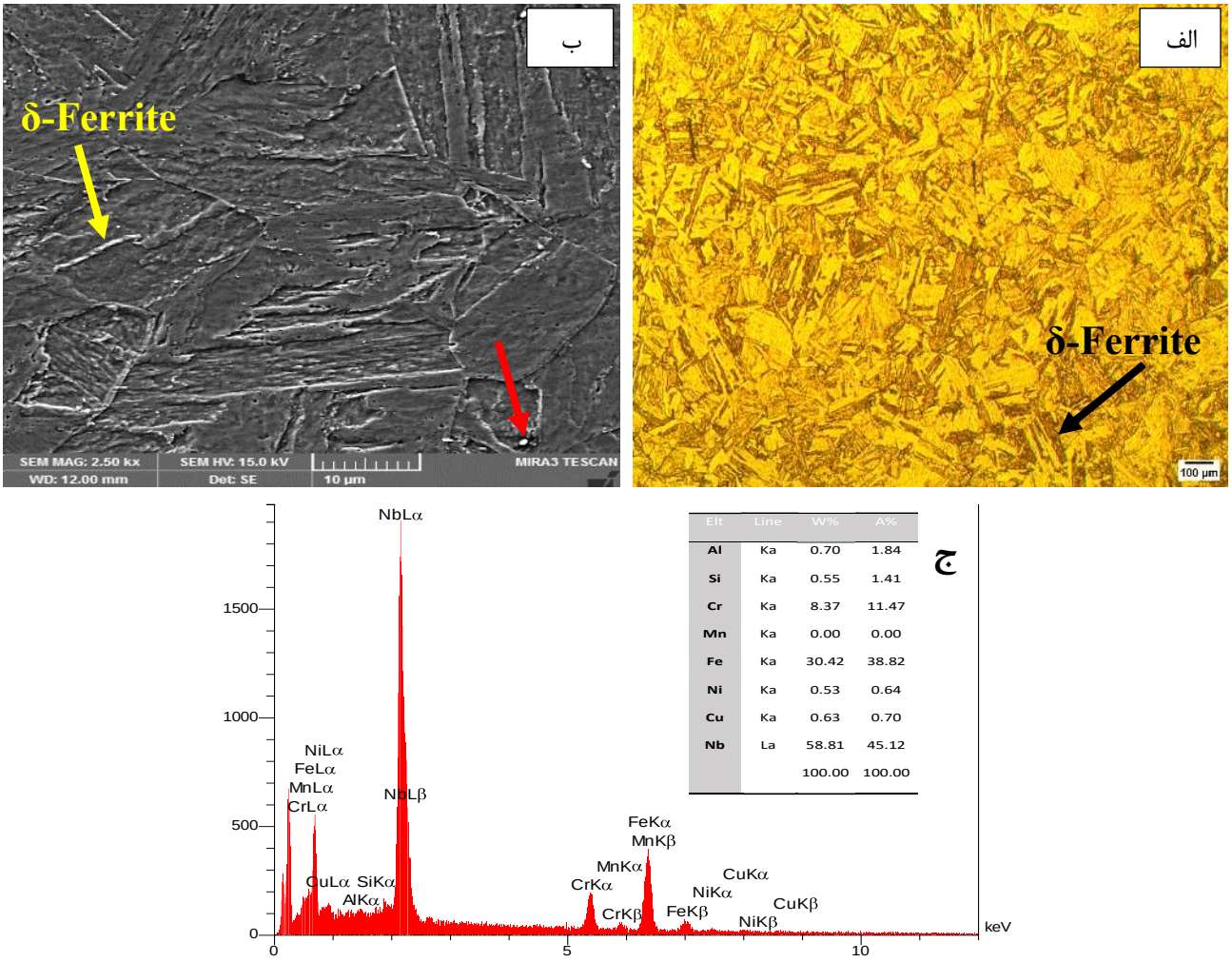
شکل ۱- فیکسچر مخصوص اعمال تنش برای آزمون SCC

۳ـ نتایج و بحث

۳ـ۱ـ ریزساختار

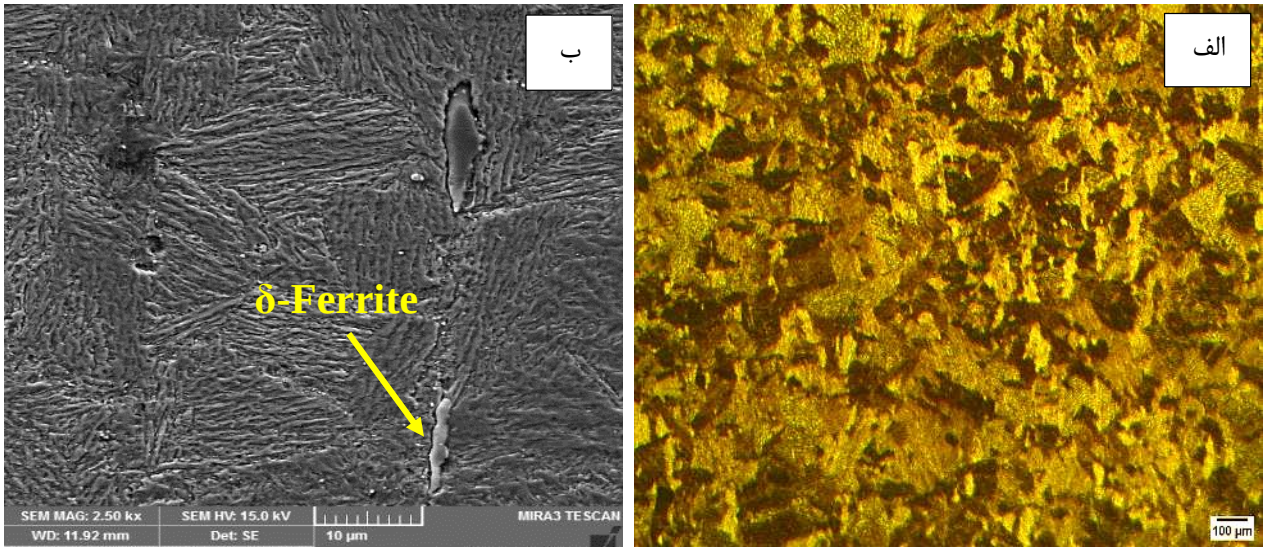
شکل ۲ تصویر فولاد 17-4PH را در شرایط آنیل انحلالی نشان می‌دهد. در شکل ۲-الف مشاهده می‌شود که در این حالت ریزساختار شامل ساختار مارتنزیتی خشن و تمپر نشده است، البته همراه با نوارهای فریت δ بین دندریتی [۱۹] که در متالوگرافی نوری قابل تمایز نیست. بر اساس تحقیقات پیشین [۴] در ساختار مقداری آستنیت باقیمانده نیز بایستی وجود داشته باشد. همچنین رسوبات کاربید نیوبیوم حل نشده نیز در زمینه ممکن است که مشاهده شوند. شکل ۲-ب ذرات کروی غنی از نیوبیوم که پس از انجام عملیات آنیل انحلالی حل نشده‌اند را نشان می‌دهد. با توجه به آنالیز EDS در شکل ۲-ج این ذرات را می‌توان به عنوان کاربید نیوبیوم در نظر گرفت. در پژوهش‌های پیشین نیز وجود ذرات کاربید نیوبیوم حل نشده در شرایط آنیل انحلالی گزارش شده است[۴و۲۰].

ریزساختار فولاد 17-4PH در شرایط فراپیرسازی دو مرحله ای در شکل ۳ آورده شده است. در شکل ۳-الف، ساختار لایه ای منظم مارتنزیت که شدیدا بازپخت شده اند دیده می شود. همچنین فاز لایه ای سفید در این شرایط بازپخت، فاز فریت α تبلور مجدد یافته است که در میان لایه‌های مارتنزیت تمپر شده تشکیل شده است. در شکل ۳-ب، نوارهای فریت دلتا در میان مارتنزیت تمپر شده کاملا متمایز نشان داده شده است. مقایسه شکل های ۲ و ۳ نشان می دهد که ساختار مارتنزیت در حالت آنیل انحلالی و فراپیرسازی دومرحله‌ای کاملا متمایز بوده و تغییر در مورفولوژی مارتنزیت، کاملا مشهود است. به علاوه کسر حجمی فریت دلتا و مورفولوژی آن نیز تغییر می‌کند. وجود فریت دلتا به خاطر حالت انجمادی این نوع فولاد است که در حین انجماد تشکیل ولی در سرد شدن تماما به آستنیت تبدیل نشده است. مقدار فریت δ در ساختار مارتنزیتی بستگی به ترکیب شیمیایی فولاد و نرخ سرد کردن آن دارد [۱۹]. در پیرسازی این فولاد، گزارش شده است [۱،۲و۲۱] که به همراه مارتنزیت شدیدا پیرسازی شده، مقدار قابل توجهی آستنیت برگشتی در مجاورت رسوبات غنی از مس در ساختار تشکیل می گردد. فرض بر این است که در دمای پیرسازی، جدایش موضعی عناصر پایدار کننده آستنیت مانند مس و نیکل در مرز تیغه‌های مارتنزیتی صورت گرفته که باعث تشکیل آستنیت برگشتی می‌گردد. و مقدار تشکیل این فاز تابع دما و زمان پیرسازی است [۲۱و۲۲].



Elt	Line	W%	A%
Al	Ka	0.70	1.84
Si	Ka	0.55	1.41
Cr	Ka	8.37	11.47
Mn	Ka	0.00	0.00
Fe	Ka	30.42	38.82
Ni	Ka	0.53	0.64
Cu	Ka	0.63	0.70
Nb	La	58.81	45.12
		100.00	100.00

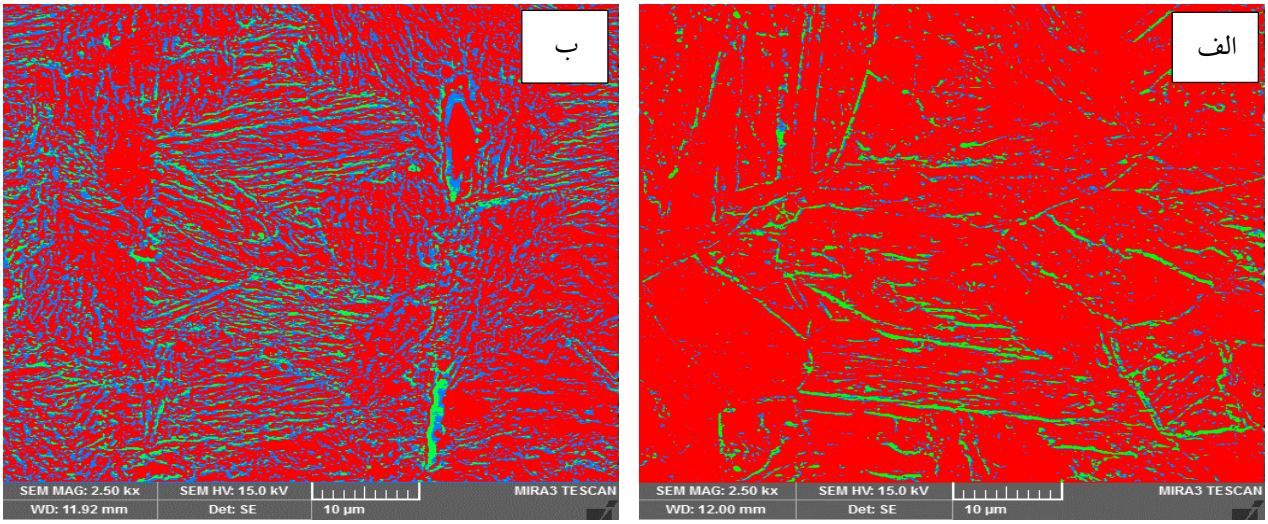
شکل ۲- ریزساختار فولاد 17-4PH در شرایط آنیل انحلالی: الف) تصویر میکروسکوپ نوری ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ج) آنالیز EDS نقطه مشخص شده روی تصویر (ب) با فلش قرمز رنگ



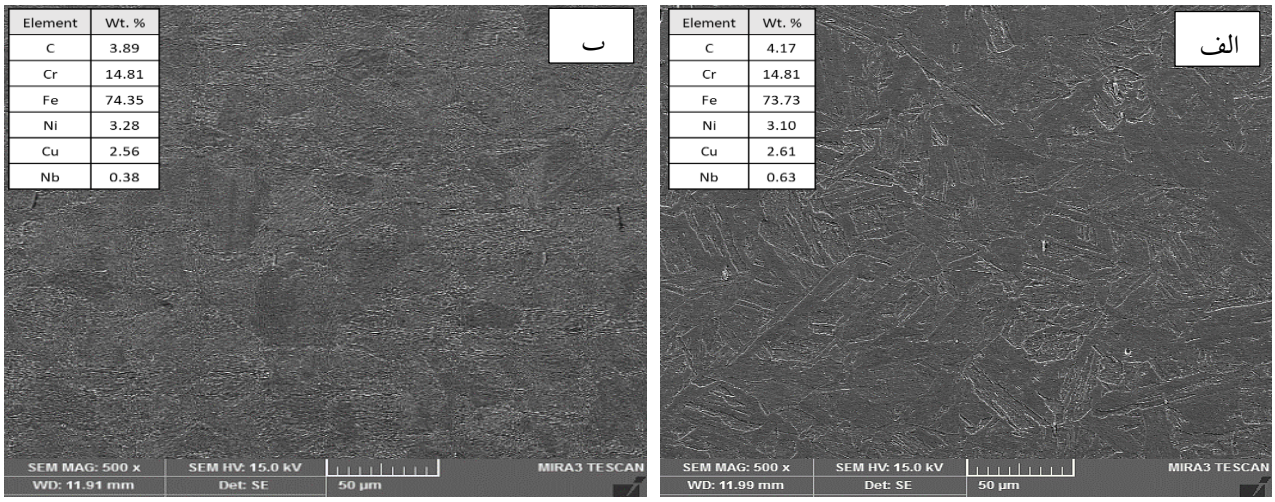
شکل ۳- ریزساختار فولاد 17-4PH در شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای: الف) تصویر میکروسکوپ نوری ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی

در این مطالعه ارزیابی کسر حجمی آستنیت برگشتی از طریق آنالیز تصویر فازی انجام گردید. بررسی‌ها توسط نرم افزار آنالیز تصویری MIP نشان داد که مقدار آستنیت باقیمانده در ساختار این فولاد در حالت آنیل انحلالی حدود ۶٪ حجمی و مقدار آستنیت (مجموع آستنیت برگشتی و نیز اندکی آستنیت باقیمانده) موجود در این فولاد در شرایط فراپیرسازی شده، حدود ۲۶٪ حجمی می‌باشد. در شکل ۴ توزیع فازهای فریت و آستنیت نشان داده شده است. فاز آستنیت با رنگ آبی و فریت با سبز مشخص شده است. مطالعات گذشته نیز تشکیل آستنیت برگشتی را در نمونه‌های پیرسازی اثبات کرده‌اند [۱،۲و۲۱].

نتایج آنالیز EDS ناحیه‌ای در شکل ۵ (الف) و (ب) نشان می‌دهد که پس از فراپیرسازی دو مرحله‌ای، مقدار نیوبیوم کاهش پیدا کرده است. در نتیجه این امر بایستی منجربه کاهش مقدار رسوبات کاربید نیوبیوم (NbC) در زمینه شود. بررسی‌ها [۲۰] نیز نشان می‌دهد که میزان این نوع رسوبات پس از پیرسازی کاهش پیدا کرده است. این رسوبات با انجام پیرسازی، حل شده و مقدارشان کاهش می‌یابد. رسوبات NbC نقش مخربی بر مقاومت در برابر خوردگی دارند و به عنوان مکان های ترجیحی خوردگی عمل می‌کنند[۲۳].



شکل ٤- توزیع فازهای فریت و آستنیت در ریزساختار فولاد 17-4PH: الف) شرایط آنیل انحلالی ب) شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای



شکل ۵- تصویر میکروسکوپ الکترونی به همراه آنالیز EDS فلز پایه فولاد 17-4PH : الف) حالت آنیل انحلالی ب) حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای

۳-۲- سختی

جدول ۲ میزان سختی فولاد 17-4PH را در شرایط آنیل انحلالی و فراپیرسازی دو مرحله‌ای نشان می دهد. کاهش سختی پس از فراپیرسازی دو مرحله‌ای را می‌توان ناشی از بازپخت شدید مارتنزیت و تشکیل میزان قابل توجهی آستنیت برگشتی دانست. البته باید در نظر داشت که در ریزساختار نمونه آنیل انحلالی شده چگالی نابجایی‌ها در مقایسه با نمونه فراپیرسازی شده دو مرحله‌ای به مراتب بیشتر است. بر اساس پژوهش های پیشین [۲۴]، افت شدید چگالی نابجایی‌ها در نمونه‌های پیرسازی شده گزارش شده است.

۳-۳- رفتار خوردگی HIC و SCC

رفتار خوردگی HIC فولاد 17-4PH در دو حالت آنیل انحلالی و فراپیرسازی دو مرحله‌ای ارزیابی و نتایج حاصل شده در جدول ۳ آورده شده است. نتایج نشان داد که نمونه فراپیرسازی شده دچار هیچ ترکی نشده است. اما این فولاد در حالت آنیل انحلالی برخلاف نمونه فراپیرسازی شده، به خوردگی HIC بسیار حساس بوده و بروز ترک در آن‌ها مشاهده گردید (شکل ۶). براساس نتایج تست و ضرایب حساسیت ترک، نمونه فراپیرسازی شده ترک نخورده و دلالت بر این نکته مهم دارد که با اعمال عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله‌ای میتوان از بروز ترک خوردگی هیدروژنی در این نوع آلیاژ مهم جلوگیری کرد.

مقاومت به HIC بعد از عملیات فراپیرسازی را میتوان به مکان های به دام افتادن یا همان تله های هیدروژنی نسبت داد. به طور کلی مکان‌هایی وجود دارند که به دام افتادن هیدروژن در آن ها اتفاق می افتد[۲۵]. این مکان‌ها شامل نابجایی‌ها، مرزهای دانه و نیز فصل مشترک رسوب / زمینه می‌باشند که اصطلاحا تله‌های هیدروژنی برگشت پذیر هستند. همچنین تله‌های برگشت ناپذیری مانند رسوبات، آستنیت و فصل مشترک بین لایه‌های آستنیت و زمینه وجود دارند[۲۶]. در حالت دوم، اتم های هیدروژن به دام افتاده در ساختار حل می شوند و بنابراین احتمال نفوذ هیدروژن و تجمع آن نیز کاهش یافته و در نتیجه احتمال ترک خوردن نیز کاهش می‌یابد[۲۷]. بنابراین بهبود مقاومت به HIC در حالت فراپیرسازی شده عمدتا مربوط به موارد زیر است:

- تمپر شدن شدید مارتنزیت و در پی آن کاهش چگالی نابجایی‌ها
- تشکیل مقدار قابل توجهی آستنیت برگشتی در حال فراپیرسازی (حدود ۲۶٪) که امکان انحلال هیدروژن را بالا می برد
- تشکیل فصل مشترک جدید بین آستنیت و زمینه که مکان های به دام افتادن هیدروژن هستند[۱۳و۲۷]
- درشت شدن دانه ها در اثر پیرسازی در دمای بالا و کاهش مساحت مرزدانه ها[۱۴،۱و۲۴]
- افزایش رسوبات غنی از مس (نسبت به حالت آنیل انحلالی) که به عنوان محل‌های به دام افتادن هیدروژن عمل می کنند[۱۳]
- کاهش مقدار و توزیع بهتر رسوبات کاربید نیوبیوم که منجربه کاهش مکان های ترجیحی خوردگی می‌شود [۲۳].

شکل ۶ ترک ایجاد شده در اثر خوردگی HIC این فولاد را در حالت آنیل انحلالی نشان می‌دهد. این ترک در مقطع عرضی نمونه مشاهده شد. اما همانگونه که قبلا ذکر شد، در نمونه فراپیرسازی شده هیچگونه ترک و ریزترکی مشاهده نشد.

جدول ۲- میانگین سختی فولاد 17-4PH در دو شرایط آنیل انحلالی و فراپیرسازی دو مرحله‌ای

سختی میانگین (ویکرز)	شرایط
۳۷۶	آنیل انحلالی
۳۴۷	فراپیرسازی دو مرحله‌ای

جدول ۳- نتایج آزمون HIC

شرایط	بازرسی التراسونیک	CLR(%)	CTR(%)	CSR(%)
آنیل انحلالی	ترک خوردگی	۰/۲۴	۴/۴۳	۱۳/۹۶
فراپیرسازی دو مرحله‌ای	بدون ترک	۰	۰	۰

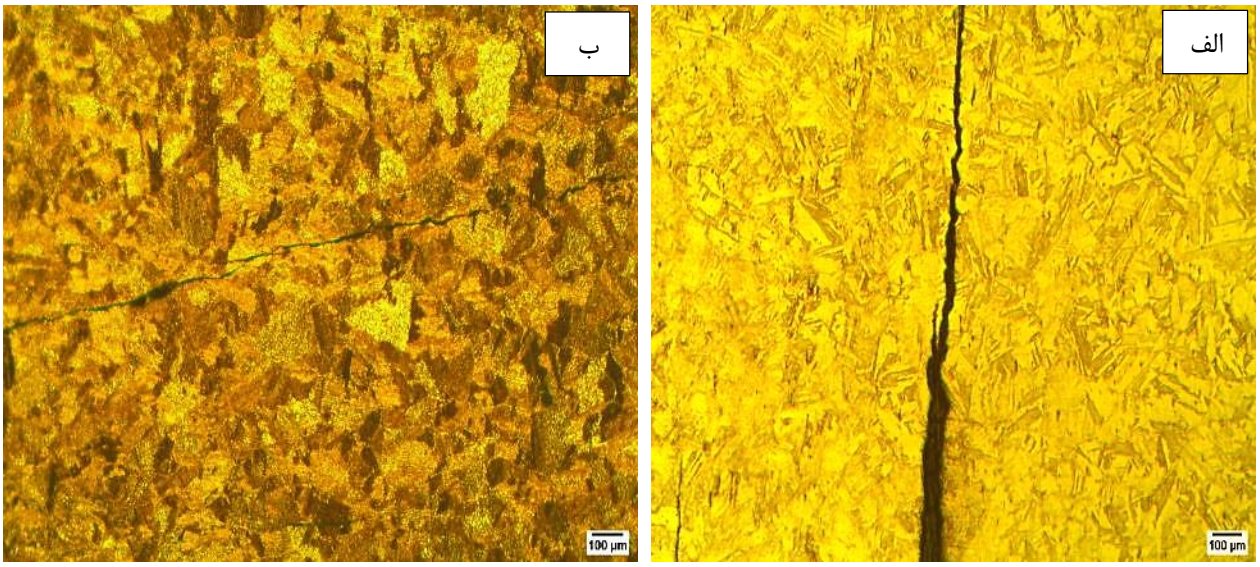
شکل ٦- ترک ایجاد شده در اثر HIC در فولاد 17-4PH در حالت آنیل انحلالی

جدول ۴ نتایج آزمون خوردگی SCC و زمان شکست در معرض تنش را نشان می‌دهد. از نتایج می توان دریافت که نمونه ها در هر دو حالت دچار شکست شده اند. به عبارت دیگر این فولاد در هر دو حالت آنیل انحلالی و فراپیرسازی نسبت به خوردگی SCC حساسیت نشان می‌دهد. شکل ۷ بروز ترک در هر دو نمونه را در شرایط آزمون خوردگی تنشی نشان می‌دهد. اما زمان شکست، از ۳۲۷ ساعت در شرایط آنیل انحلالی به ۵۰۸ ساعت در شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای افزایش می‌یابد که این امر نشان دهنده بهبود نسبی مقاومت به خوردگی SCC در اثر فراپیرسازی دو مرحله‌ای است. این رفتار می‌تواند مربوط به مقادیر سختی و استحکام کمتر ناشی از درشت شدن رسوبات و تمپر شدن مارتنزیت در شرایط فراپیرسازی باشد. مطالعات پیشین [۲۸و۲۹] نیز نشان می‌دهد که حساسیت به SCC در فولاد 17-4PH، به دو پارامتر میزان سختی و استحکام کششی مربوط می‌شود و با افزایش سختی و استحکام حساسیت به وقوع SCC نیز زیاد می‌شود.

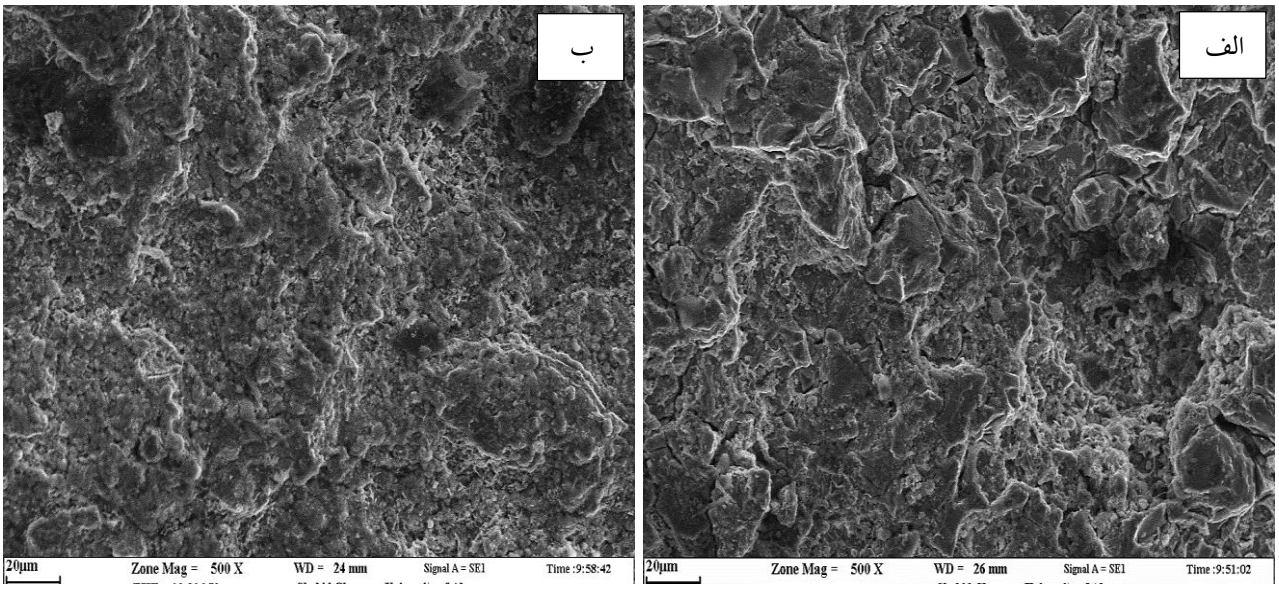
شکل ۸ سطح شکست فولاد 17-4PH را در حالت آنیل انحلالی و نیز حالت فراپیرسازی شده در اثر خوردگی SCC نشان می‌دهد. از تصاویر مشخص است که شکست نمونه آنیل انحلالی غالبا ترد و شکست نمونه فراپیرسازی شده نرم است. نتایج مطابق با پژوهش‌های پیشین است[۳۰و۳۱].

جدول ٤- نتایج آزمون SCC

زمان شکست (ساعت)	شکست	شرایط
۳۲۷	بله	آنیل انحلالی
۵۰۸	بله	فراپیرسازی دو مرحله‌ای



شکل ۷- بروز ترک های ناشی از خوردگی تنشی SCC در فولاد 17-4PH : الف) شرایط آنیل انحلالی ب) شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای



شکل۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست فولاد 17-4PH در اثر خوردگی SCC : الف) شرایط آنیل انحلالی ب) شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای

نتیجه‌گیری

در این تحقیق تأثیر عملیات حرارتی آنیل انحلالی و فراپیرسازی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی HIC و SCC فولاد 17-4PH مورد بررسی قرار گرفت. اهم نتایج بدست آمده از قرار زیر است:

- فراپیرسازی دو مرحله‌ای فولاد 17-4PH منجر به ایجاد ریزساختار مارتنزیت تمپر شده با لایه‌های منظم مارتنزیت، به همراه فاز فریت α و آستنیت برگشتی می‌شود. میزان آستنیت برگشتی حدود ۲۶ درصد اندازه گیری شد.
- سختی در حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای نسبت به حالت آنیل انحلالی کاهش یافت. این امر ناشی از مارتنزیت تمپر شده و همچنین تشکیل آستنیت برگشتی ارزیابی گردید..
- نتایج آزمون HIC نشان داد که نمونه آنیل انحلالی به این نوع خوردگی بسیار حساس بوده و دچار ترک خوردگی می‌شود. در حالیکه در شرایط مشابه، نمونه فراپیرسازی دو مرحله ای هیچ گونه ترک خوردگی نشان نداد. نتیجه اینکه با عملیات فراپیرسازی دو مرحله‌ای می توان فولاد 17-4PH را در برابر پدیده HIC مقاوم کرد.
- نتایج آزمون SCC نشان داد که این فولاد در هر دو شرایط آنیل انحلالی و فراپیرسازی شده نسبت به این نوع خوردگی حساس است، اما زمان شکست از ۳۲۷ ساعت در شرایط آنیل انحلالی به ۵۰۸ ساعت در شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای افزایش یافت که این امر نشان دهنده بهبود مقاومت به خوردگی SCC در اثر فراپیرسازی دو مرحله‌ای است.

مراجع

[1] C. N. Hsiao, C. S. Chiou, and J. R. Yang, “Aging reactions in a 17-4 PH stainless steel,” Mater. Chem. Phys., vol. 74, no. 2, pp. 134–142, 2002.
[2] J. H. Wu and C. K. Lin, “Influence of high temperature exposure on the mechanical behavior and microstructure of 17-4 PH stainless steel,” J. Mater. Sci., vol. 38, no. 5, pp. 965–971, 2003.
[3] D. Karthik, S. Kalainathan, and S. Swaroop, “Surface modification of 17-4 PH stainless steel by laser peening without protective coating process,” Surf. Coat. Technol., vol. 278, pp. 138–145, 2015.
[4] R. Sowa, A. Kowal, E. Roga, S. Arabasz, and A. Dziedzic, “Influence of double solution treatment on hardness in 17-4 PH steel,” vol. 56, pp. 261–268, 2015.
[5] T. Jiang, J. Zhong, X. Zhang, W. Wang, and K. Guan, “Hydrogen Embrittlement Induced Fracture of 17-4 PH Stainless Steel Valve Stem,” Eng. Fail. Anal., p. 104576, 2020.
[6] S. Kou, Welding metallurgy, 2nd Ed., New Jersey, USA, 2003.
[7] J. C. Lippold and D. J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels. Hoboken, New Jersey: Wiley-Interscience, 2005.
[8] M. S. D. R. Coseglio, “Sulphide stress cracking of 17-4 PH for applications in oilfield components,” Materials Science and Technology (United Kingdom), vol. 33, no. 16. Taylor & Francis, pp. 1863–1878, 2017.
[9] R. P. Badrak, “Investigation of limits for UNS S17400 in H2S containing environments,” 2014.
[10] C. F. Arisoy, G. Başman, and M. K. Şeşen, “Failure of a 17-4 PH stainless steel sailboat propeller shaft,” Eng. Fail. Anal., vol. 10, no. 6, pp. 711–717, 2003.
[11] A. Cigada, T. Pastore, P. Pedeferri, and B. Vicentini, “The sulfide stress corrosion cracking of high alloy stainless steels for oil and natural gas wells,” Corros. Sci., vol. 27, no. 10–11, pp. 1213–1223, 1987.
[12] S. Shen, X. Li, P. Zhang, Y. Nan, G. Yang, and X. Song, “Effect of solution-treated temperature on hydrogen embrittlement of 17-4 PH stainless steel,” Mater. Sci. Eng. A, vol. 703, pp. 413–421, 2017.
[13] L. W. Tsay, T. Y. Yang, and M. C. Young, “Embrittlement of laser surface-annealed 17-4 PH stainless steel,” Mater. Sci. Eng. A, vol. 311, no. 1–2, pp. 64–73, 2001.
[14] W. C. Chiang, C. C. Pu, B. L. Yu, and J. K. Wu, “Hydrogen susceptibility of 17-4 PH stainless steel,” Mater. Lett., vol. 57, no. 16–17, pp. 2485–2488, 2003.
[15] S. S. M. Tavares, F. J. da Silva, C. Scandian, G. F. da Silva, and H. F. G. de Abreu, “Microstructure and intergranular corrosion resistance of UNS S17400 (17-4PH) stainless steel,” Corros. Sci., vol. 52, no. 11, pp. 3835–3839, 2010.

[16] ASTM Standard A705/A705M, "Standard specification for age-hardening stainless steel forgings," ASTM Int., 2017.

[17] NACE Standard TM0284, "Standard Test Method Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen-Induced Cracking," NACE Int., 2011.

[18] NACE TM0177, "Standard test method laboratory testing of metals for resistance to sulfide stress cracking and stress corrosion cracking in H2S environments," NACE Int., 2005.

[19] W. Do Yoo, J. H. Lee, K. T. Youn, and Y. M. Rhyim, "Study on the microstructure and mechanical properties of 17-4 PH stainless steel depending on heat treatment and aging time," Solid State Phenom., vol. 118, pp. 15–20, 2006.

[20] M. Murayama, Y. Katayama, and K. Hono, "Microstructural evolution in a 17-4 PH stainless steel after aging at 400 °C," Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci., vol. 30, no. 2, pp. 345–353, 1999.

[21] R. Bhambroo, S. Roychowdhury, V. Kain, and V. S. Raja, "Effect of reverted austenite on mechanical properties of precipitation hardenable 17-4 stainlesssteel," Mater. Sci. Eng. A, vol. 568, pp. 127–133, 2013.

[22] U. K. Viswanathan, S. Banerjee, and R. Krishnan, "Effects of aging on the microstructure of 17-4 PH stainless steel," Mater. Sci. Eng., vol. 104, no. C, pp. 181–189, 1988.

[23] A. Barroux, N. Ducommun, E. Nivet, L. Laffont, and C. Blanc, "Pitting corrosion of 17-4PH stainless steel manufactured by laser beam melting," Corros. Sci., vol. 169, 2020.

[24] J. H. Wu and C. K. Lin, "Tensile and fatigue properties of 17-4 PH stainless steel at high temperatures," Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci., vol. 33, no. 6, pp. 1715–1724, 2002.

[25] G. M. Pressouyre and I. M. Bernstein, "A quantitative analysis of hydrogen trapping," Metall. Trans. A, vol. 9, no. 11, pp. 1571–1580, 1978.

[26] G. M. Pressouyre, "A classification of hydrogen traps in steel," Metall. Trans. A, vol. 10, no. 10, pp. 1571–1573, 1979.

[27] J. Xu, X. Z. Yuan, X. K. Sun, and B. M. Wei, "Hydrogen permeation and diffusion in a 0.2C–13Cr martensitic stainless steel," Scr. Metall. Mater., vol. 29, no. 7, pp. 925–930, 1993.

[28] K. S. Raja and K. Prasad Rao, "Stress corrosion cracking behaviour of 17-4 PH stainless steel weldments at open-circuit potentials," J. Mater. Sci. Lett., vol. 12, no. 12, pp. 957–960, 1993.

[29] S. M. R. Ziaei, A. H. Kokabi, and M. Nasr-Esfehani, "Sulfide stress corrosion cracking and hydrogen induced cracking of A216-WCC wellhead flow control valve body," Case Stud. Eng. Fail. Anal., vol. 1, no. 3, pp. 223–234, 2013.

[30] L. W. Tsay, W. C. Lee, R. K. Shiue, and J. K. Wu, "Notch tensile properties of laser-surface-annealed 17-4 PH stainless steel in hydrogen-related environments," Corros. Sci., vol. 44, no. 9, pp. 2101–2118, 20029.

[31] K. Komai, "Failure analysis and prevention in SCC and," vol. 20, no. 2, pp. 145–154, 1998.