E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 10, Number 1, 2024

The effect of double overaging treatment on the microstructure and pitting corrosion behavior of the weld zone in 17-4PH stainless steel

A. Adelian, Kh. Ranjbar*, M.R. Tavakoli Shoushtari
Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran.

Received 6 January 2024 ; Accepted 24 January 2024

Abstract
This research studied the effect of two-stage over aging treatment on the pitting corrosion behavior and microstructure of the weld metals in the 17-4 precipitation hardening stainless steel. For this purpose, this steel was subjected to solution annealing heat treatment at 1035°C for one hour before welding. Then gas tungsten arc welding (GTAW) was performed using ER630 similar filler metal. Subsequently, a section of the weldment was subjected to two-stage over aging treatment. The microstructure and corrosion resistance of the weld zone after the two-stage over aging treatment were investigated and compared with the weld zone behavior in the as-weld condition. Microstructural studies showed that the two-stage over aging treatment of the weld zone led to the tempering of the martensitic, the formation of more reversed austenite, and the formation of α-ferrite. The volume fraction of austenite in the as-weld condition was approximately %7 and increased to about %30 after two-stage over aging treatment, a four-fold increase. The pitting potential (EPit) of weld metal was -18.15 mv in the as-weld condition and reached 122.54 mv after two-stage over aging treatment, which also signifies an improvement in pitting resistance. The two-stage over aging treatment also reduced the potential differences between the different parts of welding zones reducing the galvanic corrosion occurrence. The assessment of mechanical properties through impact test revealed that impact resistance after two-stage over aging treatment can be increased by about %66 compared to as-weld condition.

Keywords: 17-4PH Stainless Steel, GTA Welding, Heat Treatment, Overaging, Pitting Corrosion.

*Corresponding Author: Kh. Ranjbar, k_ranjbar@scu.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دهم، شماره1، بهار و تابستان 1403

اثر عملیات حرارتی فراپیرسازی دومرحله‌ای بر ریزساختار و رفتار خوردگی حفره‌ای ناحیه جوش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH

علی عادلیان، خلیل رنجبر*، محمدرضا توکلی شوشتری

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران.

دریافت مقاله: 1402/10/16 ؛ پذیرش مقاله: 1402/11/09

چکیده

هدف از انجام این پژوهش، بررسی تأثیر عملیات حرارتی فرا پیرسازی دو مرحله ای بر ریزساختار و رفتار خوردگی حفره‌ای ناحیه اتصال فولاد زنگ‌نزن 17-4PH می‌باشد. بدین منظور این فولاد پیش از جوشکاری تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی در دمای 1035 درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت قرار گرفت. سپس جوشکاری قوس تنگستن-گاز (GTAW) به وسیله فلزپرکننده هم جنس ER630 انجام شد. پس از آن، بخشی از قطعه جوشکاری شده، تحت عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله‌ای قرار گرفت. ریزساختار و مقاومت به خوردگی ناحیه جوش، پس از عملیات فراپیرسازی دو مرحله‌ای، مورد بررسی و آزمون قرار گرفت و با رفتار جوش در حالت as-weld مقایسه گردید. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که فراپیرسازی دو مرحله‌ای ناحیه جوش منجر به تمپر شدن ریزساختار مارتنزیتی و تشکیل آستنیت برگشتی بیشتر و نیز تشکیل فریت α گردید. کسر حجمی آستنیت موجود در فلزجوش در حالت as-weld از حدود 7% به حدود 30% در حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای رسید که افزایش بیش از 4 برابری را نشان می‌دهد. در حالت as-weld پتانسیل حفره دار شدن (EPit) فلزجوش مقدار18/15mv- را نشان داد که در مقایسه با حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای با پتانسیل122/54mv، کاهش قابل توجه حساسیت به خوردگی حفره‌ای با انجام فراپیرسازی دو مرحله‌ای را نشان می‌دهد. همچنین عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله‌ای نشان داد که اختلاف پتانسیل‌های خوردگی نواحی مختلف جوش کاهش یافته که موجب کاهش خوردگی گالوانیکی می‌شود. ارزیابی رفتار مکانیکی توسط آزمون مقاومت به ضربه مشخص کرد که ناحیه جوش در حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای مقاومت به ضربه بیشتری نسبت به حالتas-weld داشته و افزایش 66 درصدی را نشان داد.

کلمات کلیدی: فولاد 17-4PH، جوشکاریGTAW، عملیات حرارتی، فراپیرسازی، خوردگی حفره‌ای.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: خلیل رنجبر، k_ranjbar@scu.ac.ir

1- مقدمه

فولادهای زنگ نزن رسوب سخت شونده مارتنزیتی، فولادهای کم کربن غنی از کروم و نیکل با افزودنی‌های مس و نیوبیوم هستند. مهمترین ویژگی این فولادها، استحکام و مقاومت به ضربه بالا به همراه مقاومت در برابر خوردگی خوب است. با توجه به اهمیت کاربرد فولادهای زنگ نزن رسوب سخت‌شونده در صنایع شیمیایی، نفت و گاز، مطالعه در مورد این فولادها به عنوان آلیاژهای استراتژیک حائز اهمیت می‌باشد. فولاد زنگ‌نزن 17-4PH یکی از معروفترین و پرکاربردترین فولادهای این خانواده است[1,2].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]

فولاد زنگ‌نزن 17-4PH (AISI 630) یک فولاد زنگ‌نزن رسوب سخت شونده مارتنزیتی است، که به دلیل خواصی از جمله استحکام و چقرمگی بالا، سختی زیاد و مقاومت در برابر خوردگی مناسب در هر دو فلزپایه و جوش و همچنین قابلیت استفاده در انواع شرایط پیرسازی متفاوت، در صنایع مختلف به طور گسترده مورد استفاده قرار می‌گیرد. فولاد زنگ‌نزن نوع 17-4PH بیشترین کاربرد را در میان فولادهای زنگ نزن رسوب سخت شونده دارد. خواص ارزشمند آن، به طراحان این امکان و فرصت را می‌دهد تا ضمن ساده سازی ساخت و اغلب کاهش هزینه‌ها، به ضریب اطمینان محصولات خود بیفزایند. فولاد زنگ نزن 17-4PH به عنوان یک فولاد زنگ نزن رسوب سخت شونده با داشتن خواص منحصر به فردی در زمینه سختی و مقاومت به خوردگی، کاربردهای وسیعی در صنایع شیمیایی، نفت و گاز، هوا فضا و غیره یافته است [3,4]. از جمله مهمترین کاربردهای این فلز استراتژیک ساخت پره‌های توربین‌های غیرگازی، صنایع نظامی، شفت‌های پر استحکام در صنایع مختلف دریایی، هوا فضا، بدنه پمپ‌ها، چرخ دنده‌ها، تجهیزات فرایندهای شیمیایی، تجهیزات پالایش نفت و بنزین، و قطعات خوردگی استحکام بالا می باشد [6و5].

متغیرهای عملیات حرارتی فولاد زنگ نزن رسوب سخت شونده 17-4PH شامل دما و زمان پیرسازی، دمای آنیل انحلالی و چگونگی سرد کردن است. شرایط عملیات حرارتی و هرکدام از این متغیرها می‌تواند بر روی ریزساختار، خواص مکانیکی، فیزیکی و همچنین مقاومت به خوردگی این فولاد تأثیر بگذارد [7]. به منظور رسیدن به رسوب سختی بهینه، عملیات حرارتی در یک دما و زمان مناسب مورد نیاز است. خواص نهایی تابعی از زمان و دمای پیرسازی می‌باشد. پیرسازی در دماهای پایین‌تر، سختی بالاتر ولی چقرمگی پایین‌تری را حاصل می‌کند [8]. پیرسازی فولاد زنگ نزن رسوب سخت شونده 17-4PH در بازه دمایی480-620 درجه سانتی‌گراد موجب افزایش سختی به دلیل تشکیل ذرات رسوبی نانومتری غنی از مس می‌گردد. در ساختار مارتنزیتی فولاد، رسوبات غنی از مس بیشتر بر روی نابجایی‌ها و لایه‌های مارتنزیت جوانه‌زنی می‌کنند[9].

جوشکاری فولاد 17-4PH به انواع روش‌های متداول ذوبی مثل SMAW، GMAW و GTAW و بسته به ضخامت مواد و میزان مهار در شرایط مختلف عملیات حرارتی انجام می‌شود. جوشکاری این فولاد در وضعیت آنیل انحلالی یا برای مقاطع سنگین و با ضخامت بالا یا جوش‌های با مهار زیاد در شرایط فرا پیرسازی شده انجام می‌شود. برای دستیابی به خواص مکانیکی بهینه، شرایط جوشکاری و نیز عملیات حرارتی‌های پس از جوش، بسیار مهم هستند. این آلیاژ خاص رایج‌ترین و پرکاربردترین عضو کلاس خود است و عموماً دارای بهترین جوش پذیری در میان خانواده خود است. عملیات حرارتی پس‌گرم برای تولید انواع خواص عملیات حرارتی رسوب سختی مورد نیاز است [10]. در صورت استفاده از فلزپرکننده مشابه، خواص قابل مقایسه با فلزات پایه را می‌توان با استفاده از عملیات حرارتی رسوب سختی پس‌گرم، در جوش تولید کرد. هنگامی‌که چندین پاس جوشکاری انجام شود، یک چرخه حرارتی قابل توجه بر روی این فولاد انجام شده است. خواص مکانیکی یکنواخت‌تر را می‌توان با استفاده از آنیل انحلالی قبل از انجام عملیات حرارتی‌های رسوب سخت‌کننده به دست آورد. آنیل انحلالی اثرات چرخه‌های حرارتی را به حداقل می‌رساند [11]. فرایندهای انجمادی مثل جوشکاری، ترکیب و ریزساختار را در ناحیه جوش تغییر می‌دهند. همچنین از آنجا که فولاد 17-4PH قابلیت رسوب سختی داشته، حرارت ورودی ناشی از عملیات جوشکاری، باعث تغییرات ریزساختار در ناحیه متأثراز حرارت (HAZ) می‌گردد و تغییرات ریزساختاری نه تنها خواص مکانیکی را تغییر می‌دهد، بلکه باعث می‌شود که قسمت‌های مختلف فلزجوش، HAZ و فلزپایه از نظر الکتروشیمیایی مشابه نباشند و لذا خوردگی در قطعه کاری سبب آسیب و تخریب سیستم می‌شود. برای به دست آوردن خواصی نزدیک به خواص فلزپایه، عملیات حرارتی بعد از جوشکاری ضروری است که در این صورت همزمان فلزجوش، HAZ و فلزپایه سخت می‌گردند و همچنین تنش‌های پسماند همراه جوش کاهش می‌یابد و بنابراین بازده اتصال بالا می‌رود [12].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]

فولاد زنگ نزن 17-4PH مقاومت به خوردگی عالی دارد. که در بسیاری از محیط‌ها بهتر از هر نوع فولاد زنگ‌نزن رسوب سخت‌شونده است. بعضی از چاه‌های نفت و گاز به دلیل وجود H_2S، CO_2 و محلول‌های نمکی و به دلیل دماها و فشارهای زیاد، با شرایط خوردگی شدید شناخته می‌شوند [13]. مقاومت به خوردگی فولادهای زنگ‌نزن وابسته به لایه محافظی است که سطح فلز را می‌پوشاند. یون‌های کلراید به طور خاص دلیل شکست لایه رویین در محیط‌های آبی شناخته شده‌اند. خوردگی حفره‌ای نوعی از خوردگی موضعی است که در آن حفره‌دار شدن در اثر شکست موضعی لایه رویین در نقاط ضعیف فیلم مثل آخال‌ها و مرزدانه‌ها اتفاق می‌افتد. حفره دار شدن در اثر شکست موضعی لایه رویین در نقاط ضعیف فیلم مثل آخال‌ها و مرزدانه‌ها اتفاق می‌افتد. به محض اینکه محیط (یک محیط حاوی یون‌های مهاجم مثل کلراید و سولفات) در لایه رویین رسوب کند، به سطح فلز بدون محافظ دست یافته و خوردگی موضعی اتفاق می‌افتد که داخل حفره آند و سطح رویین فلز نقش کاتد را خواهد داشت.

در خوردگی حفره‌ای معمولا پتانسیل حفره‌دار شدن اهمیت دارد. E_{pit} در حقیقت پتانسیلی است که در بالاتر از آن حفرات می‌توانند به صورت پایدار گسترش یابند. این پتانسیل به عنوان پتانسیلی در نظر گرفته می‌شود که در پتانسیل‌های کمتر از آن هیچ حفره‌ای به صورت پایدار رشد نمی‌کند. حفره دار شدن فولادهای زنگ‌نزن شامل سه مرحله جوانه‌زنی یا شروع حفره‌دار شدن، رشد حفره ناپایدار و رشد حفره پایدار است[14].

به طور کلی فرا پیرسازی به دلیل کاهش استحکام و سختی فولاد، مقاومت در برابر خوردگی فولاد زنگ نزن 17-4PH را بهبود می بخشد.

این فولاد در شرایط فرا پیرسازی شده و یا حتی آنیل هم استحکام قابل قبولی دارد که برای خیلی از کاربردها مناسب است. لذا در شرایط فرا پیرسازی شده این انتظار می رود که هم دارای استحکام قابل قبولی باشد و هم حساسیت کمتری به خوردگی داشته باشد[15]. اگرچه تحقیقات انجام شده روی اثر عملیات حرارتی فراپیـرسازی بر رفتار خوردگی فولاد زنگ‌نزن 17-4PH زیاد است، اما به اثر عملیات حرارتی فراپیرسازی دومرحله‌ای بر رفتار خوردگی حفره ای ناحیه اتصال این فولاد کم پرداخته شده است. توکلی شوشتری و همکاران [16,17] رفتار خوردگی الکتروشیمیایی جوش تعمیری فولاد زنگ‌نزن 17-4PH را در محلول 3/5 درصد وزنی نمک طعام بررسی کردند.

نتایج نشان داد که نرخ خوردگی ناحیه HAZ بیشتر از فلزجوش و فلزپایه این فولاد می‌باشد. همچنین مقایسه نمونه عملیات حرارتی نشده و عملیات حرارتی شده در دمای 620 درجه سانتی‌گراد در نواحی فلزپایه و فلزجوش فولاد 17-4PH نشان می‌دهد که مقاومت به حفره‌دار شدن به دلیل عملیات حرارتی فراپیرسازی بهبود می‌یابد.

راجا و همکاران [18] رفتار خوردگی حفره‌ای قطعات جوشکاری شده فولاد زنگ نزن 17-4PH را بررسی کردند. نتایج نشان داد که مقاومت به خوردگی حفره‌ای فلزپایه و فلزجوش فولاد زنگ نزن 17-4PH به شدت تحت تاثیر عملیات حرارتی‌های پیرسازی هستند. در شرایط آنیل انحلالی شده، فلزپایه مقاومت کمی در برابر خوردگی حفره‌ای نشان داد. مقاومت به خوردگی حفره‌ای فولاد زنگ‌نزن 17-4PH تنها زمانی‌که مس به عنوان رسوبات منسجم غنی از مس ریز موجود باشد، زیاد بود. یعنی عملیات حرارتی پیرسازی در دماهای 480 و 510 درجه سانتی‌گراد، باعث بهبود مقاومت به خوردگی حفره‌ای هم در فلزپایه و هم در فلزجوش شد. بررسی پژوهش‌های پیشین نشان می‌دهد که تاکنون اثر فراپیرسازی دومرحله‌ای بر رفتار خوردگی حفره‌ای ناحیه جوش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH انجام نشده است. فراپیرسازی دو مرحله‌ای یک عملیات حرارتی استاندارد است که در مرحله اول در دمای 760 درجه‌سانتی‌گراد و درمرحله دوم، در دمای 620 درجه سانتی‌گراد عملیات فراپیرسازی انجام می‌گیرد. لذا هدف از انجام این پژوهش، بررسی تأثیر فرا پیرسازی دومرحله‌ای بر ریزساختار و رفتار خوردگی حفره‌ای ناحیه جوش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH می‌باشد. اتصال از نوع ذوبیGTAW و با فیلر همجنس (ER630) صورت گرفت.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]

جدول 1-ترکیب شیمیایی فلز پایه و پرکننده بر حسب درصد وزنی.

نام عنصر	C	Cr	Ni	Mn	Cu	P	S	Si	Mo	Nb	V	Fe
17-4PH	۰/۰۷	۱۵/۸۰	۳/۷۰	۰/۹۵	۲/۹۵	۰/۰۳۸	۰/۰۲۴	۰/۶۲	۰/۰۸	۰/۳۷	۰/۰۷۴	مانده
ER 630	۰/۰۶۶	۱۶/۷۰	۴/۶۰	۰/۹۰	۳/۴۸	۰/۰۱۷	۰/۰۱۸	۰/۴۰	۰/۶۴	۰/۲۶	۰/۰۱۹	مانده

جدول 2-پارامترهای جوشکاری.

نرخ جریان گاز محافظ (Lit/min)	خلوص گاز آرگون	سرعت جوشکاری (mm/s)	ولتاژ (V)	شدت جریان (A)	قطبیت جریان	فرآیند جوشکاری
۱۳	99/99%	پاس اول: ۰/۵۸۷ پاس دوم: ۰/۷۹۵ پاس سوم: ۱/۰۵۶	۱۰	۱۲۰	منفی	GTAW

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از فولاد زنگ نزن رسوب سخت شونده مارتنزیتی 17-4PH به عنوان فلزپایه استفاده شد. برای جوشکاری نیز از فلزپرکننده مشابه فلزپایه یعنی ER630 استفاده گردید. ترکیب شیمیایی فلزپایه و فلزپرکننده در جدول(1) آورده شده است.

دو ورق فلزپایه به ابعاد 5×50×80 میلی‌متر تهیه و پخ سازی برای اتصال سر به سر با زاویه 70 درجه انجام شد. ورق‌ها قبل از جوشکاری در دمای 1035 درجه سانتی‌گراد به مدت 1ساعت تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی قرار گرفته و سپس‌بلافاصله‌درروغن‌سردشدند.

این شرایط به اصطلاح Condition A نامیده می‌شود. عملیات جوشکاری با استفاده از روش جوشکاری قوسی با الکترود تنگستن با گاز محافظ (GTAW) یعنی آرگون و با استفاده از فلزپرکننده مشابه خودش یعنی ER630 و در سه پاس انجام شد. اطلاعات مربوط به جوشکاری در جدول(2) آمده است.

پس از انجام جوشکاری، قطعه به دو بخش هم اندازه برش داده شد. یکی از آن‌ها کنار گذاشته شد تا بعدا به عنوان نمونه در شرایط as-weld مورد بررسی قرار بگیرد. سپس قطعه دوم تحت عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری (PWHT) قرار گرفت. این قطعه‌درشرایط H1150-M تحت‌عملیات‌حرارتی فراپیرسازی دومرحله‌ای قرار گرفت. در این عملیات حرارتی استاندارد، ابتدا فراپیرسازی در دمای 760 درجه سانتی‌گراد به مدت 2 ساعت انجام شده و سپس قطعه در هوا سرد گردید. در مرحله دوم، قطعه در دمای 620 درجه سانتی‌گراد به مدت 4 ساعت تحت عملیات فراپیرسازی قرار گرفته و سپس در هوا خنک گردید.

سپس از مناطق فلزپایه، فلزجوش و HAZ در دو حالت as-weld و عملیات حرارتی شده، نمونه‌هایی جهت انجام آزمون‌های خوردگی با استفاده از دستگاه وایرکات جدا شد. سطح مقطعی که باید مورد آزمون قرار گیرد، برای تمامی نمونه‌ها یکسان و برابر با 5×5 میلی‌متر مربع انتخاب گردید. ارتفاع نمونه ها نیز 10 میلی‌متر بود. تمامی آزمون‌های خوردگی توسط دستگاه پتانسیواتات/گالوانواستات مدل PGSTAT302N شرکت AutoLab کشور هلند و هر آزمون در 100cc محلول 3/5% NaCl انجام گرفت. در این آزمون از الکترود نقره/نقره کلراید (AgCl/Ag) در محلول پتاسیم کلراید (KCl) 3 مولار به عنوان الکترود مرجع و از الکترود پلاتینی با قطر 2 میلی‌متر به عنوان الکترود کمکی انتخاب شد. آزمون‌های خوردگی الکتروشیمیایی پتانسیل مدار باز (OCP) و پلاریزاسیون چرخه‌ای برای بررسی رفتار خوردگی انجام می‌شود. آزمون پتانسیل مدار باز برای اندازه‌گیری دقیق پتانسیل خوردگی (E_{corr}) برحسب زمان در مناطق فلزپایه، فلزجوش و ناحیه HAZ در طی 30 دقیقه غوطه‌وری و مطابق با استاندارد ASTM G3-14 انجام گرفت. این بدان معناست که پیش از شروع هر تست و بعد از بستن سلول الکتروشیمیایی، 30 دقیقه برای ایجاد شرایط پایدار، نمونه در محلول به صورت ثابت

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]

نگهداری می‌شود. آزمون پلاریزاسیون چرخه‌ای جهت تشخیص حساسیت به خوردگی حفره‌ای و طبق استاندارد ASTM G61-86 و با نرخ روبش $2\ \frac{mv}{sec}$ از 200- میلی ولت تا 1300 میلی‌ولت انجام گرفت. پس از انجام آزمون، نمونه‌ها برای بررسی حفره‌های ایجاد شده، توسط SEM بررسی شدند. برای آنالیز و تحلیل نتایج آزمون‌های خوردگی الکتروشیمیایی از نرم افزار Nova استفاده شد.

به منظور بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌ها، سطح نمونه‌ها تا سنباده 2500 پرداخت شد و در ادامه با استفاده از خمیر الماسه با اندازه ذرات 1 میکرونی پرداخت نهایی (پولیش) انجام گرفت. نمونه‌های آماده شده در شرایط as-weld و فراپیرسازی شده، توسط محلول ویللا با ترکیب 1g Picric Acid + 5 ml HCL + 100 ml Ethanol حکاکی (اچ) شدند. در ادامه برای بررسی ریزساختاری نمونه‌ها، از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده شد. برای تعیین کسر حجمی آستنیت (باقی‌مانده یا برگشتی)، از آنالیز تصویر فازی و آزمون پراش اشعه X (XRD) استفاده شد و نتایج با هم مقایسه شد. کسر حجمی آستنیت از طریق آزمون XRD با استفاده از رابطه زیر محاسبه می‌شود [19]:

$$V_\gamma = \frac{\left(\frac{1}{q}\sum_{j=1}^{q}\frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}}\right)}{\left(\frac{1}{p}\sum_{i=1}^{p}\frac{I_{\alpha i}}{R_{\alpha i}}\right)+\left(\frac{1}{q}\sum_{j=1}^{q}\frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}}\right)} \quad (1)$$

که در آن V_γ کسر حجمی آستنیت، I_α و I_γ به ترتیب شدت قله برای فازهای فریت (یا مارتنزیت) و آستنیت، R فاکتور شدت نسبی نظری و p و q به ترتیب تعداد قله‌های پراش برای فازهای فریت (یا مارتنزیت) و آستنیت است. میزان آستنیت، با توجه به تعداد و شدت پیک‌های مشخصه که از نمودارهای XRD به دست می‌آید (هرپیک شدت خاص خودش را دارد) و نیز با استفاده از فاکتور شدت نسبی نظری که برای هر فاز (آستنیت، فریت یا مارتنزیت) و هر صفحه کریستالوگرافی متفاوت است[20]، با استفاده از رابطه (1) به دست می‌آید. مقدار فاکتور شدت نسبی نظری برای پیک‌های (111) و (200) و (220) آستنیت به ترتیب 182/8 و 81/6 و 44/4 و برای پیک‌های (110) و (220) فریت به ترتیب 233/8 و 20/6 و برای پیک‌های (200) و (211) مارتنزیت به ترتیب 31/9 و 60/9 می‌باشد [19]. آزمون ضربه نیز طبق استاندارد ASTM E23 برای اندازه‌گیری انرژی جذب شده هنگام شکست نمونه یا همان میزان مقاومت به ضربه (چقرمگی) در دمای اتاق انجام شد.

3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار

حالت انجمادی فولاد 17-4PH فریتی است و در پایان انجماد استحاله آستنیتی در مرزهای دندریتی فریت شروع شده و تشکیل می‌گردد. و در ادامه با سرد شدن تحول آستنیت به مارتنزیت رخ می‌دهد. بنابراین انتظار می‌رود که ساختار این فولاد پس از سرد شدن از دمای بالا شامل ساختار مارتنزیتی به همراه رشته‌های فریتیδ باشد که تماما به آستنیت تجزیه نشده‌اند. شکل(1) تصویر ریزساختار فلزپایه در شرایط آنیل انحلالی و همچنین فراپیرسازی دو مرحله‌ای را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل(1- الف) مشخص است، ریزساختار این فولاد در شرایط آنیل انحلالی شامل زمینه مارتنزیت تیغه‌ای تمپر نشده به همراه فریت δ بین دندریتی است. براساس تحقیقات پیشین در ساختار مقداری آستنیت باقی‌مانده نیز وجود دارد [9]. محققان دریافته‌اند که مشخص نبودن رسوبات مس در تیغه‌های مارتنزیت بعد از آنیل انحلالی نشان می‌دهد که فاز مارتنزیت با اتم‌های مس اشباع شده است، در حالی‌که رسوبات ریز کروی مس در فریت δ به چشم می‌خورد که این رسوبات فقط با میکروسکوپ الکترونی عبوری قابل مشاهده هستند [21]. همانطورکه‌در شکل(1-ب) مشخص است‌درحالت فراپیرسازی، ریزساختار مقدار زیادی از یک فاز لایه‌ای سفید در تیغه‌های مارتنزیت شکل گرفته است. پژوهشگران نتیجه گرفته‌اند که فاز لایه‌ای سفید در شرایط H1150-M فاز فریت α تبلور مجدد یافته تشکیل‌شده در مارتنزیت تمپر شده در حین عملیات فراپیرسازی دو مرحله‌ای می‌باشد. ریزساختار در این شرایط شامل تیغه‌های مارتنزیت به همراه فاز سفید فریت α و آستنیت برگشتی می‌باشد. در فراپیرسازی دو مرحله‌ای، مارتنزیت با

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]

تشکیل نواحی سفید بسیار کوچک در مرزهای دانه آستنیت اولیه و تکه تکه شدن نوارهای فریت δ ایجاد می‌شود. بنابر مطالعات گذشته فریت α بین لایه‌های مارتنزیتی تشکیل می‌شود[9].در فراپیرسازی تشکیل آستنیت برگشتی در مجاورت رسوبات غنی از مس که حاوی مقادیر زیادی از عناصر پایدار کننده آستنیت مثل نیکل و مس می‌باشد، اتفاق می‌افتد و این فاز یکی از فازهای ریزساختاری در ساختار فراپیرسازی شده این فولاد است. در اطراف رسوبات غنی از مس به همراه تمپر شدن ساختار رخ می‌دهد[22].

میزان تشکیل این فاز تابع دما و زمان پیرسازی بوده و با جدایش موضعی عناصر پایدار کننده آستنیت مانند مس و نیکل نیز ارتباط دارد[21]. مکانیزم دقیق تشکیل این آستنیت هنوز به طور واضح مشخص نیست، اما همانطورکه ذکر شد، به جدایش موضعی عناصر پایدار کننده آستنیت مانند مس و نیکل ارتباط دارد[22]. در فولاد زنگ نزن 17-4PH، دمای A_{C1} (دمای شروع تشکیل آستنیت) تقریباً 600 درجه سانتی‌گراد است و انتظار می‌رود که در دماهای بیشتر از 600 درجه سانتی‌گراد، فرایند پیرسازی موجب تشکیل آستنیت برگشتی گردد[8].

حین پیرسازی در دماهای بالا جدایش عناصر پایدار کننده آستنیت مانند مس و نیکل در فاز غنی از مس و نفوذ به اطراف رسوبات غنی از مس و مرزهای لایه‌های مارتنزیتی رخ می‌دهد. تشکیل نواحی غنی از عناصر پایدار کننده آستنیت به خصوص در اطراف رسوبات مس می‌تواند سبب جوانه‌زنی آستنیت شود.

این آستنیت به دلیل وجود مقادیر بیشتر مس و نیکل، پایداری بیشتری در مقایسه با آستنیت حاصل از عملیات آنیل انحلالی داشته و در هنگام سرد کردن فولاد به مارتنزیت تبدیل نخواهد شد. آستنیت برگشتی با مکانیزم نفوذی تشکیل می‌گردد، بنابراین میزان تشکیل این فاز تابع دما و زمان پیرسازی است[23].

شکل(2) تصویر ریزساختار منطقه متأثر از حرارت (HAZ) در شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله‌ای را نشان می‌دهد. همانگونه که در شکل(2-الف) مشاهده می‌شود، در HAZ نمونه as-weld، ریزساختار دو فازی شامل مارتنزیت و فریت δ تبدیل نشده است که به دلیل سرعت سرد شدن بالا حین جوشکاری فرصت تبدیل به آستنیت و در نتیجه به مارتنزیت را نداشته است. کسر حجمی فریت δ به طرز قابل توجهی کاهش یافته و مورفولوژی آن نیز تغییر کرده است و همچنین رشد دانه مارتنزیت حاصل شده است.

طبق پژوهش‌های گذشته این ناحیه در هنگام جوشکاری تا منطقه دو فازی آستنیت و فریت گرم می‌شود و در این ناحیه درجه حرارت به مقداری بالا است که سبب رشد دانه و همچنین تغییر مورفولوژی فریت δ شود[24].

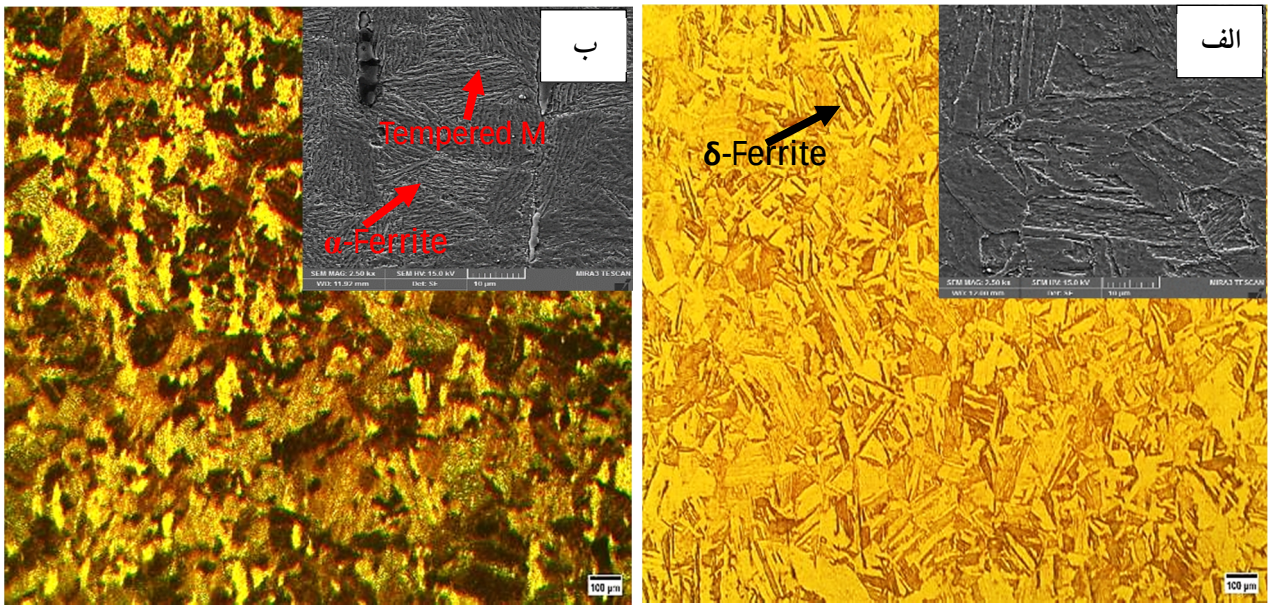
طبق پژوهش‌های پیشین، انتظار می‌رود هر چه از فصل مشترک جوش و HAZ دورتر شویم، میزان فاز فریت کاهش یابد [25]. همانطور که در شکل(2- ب) مشاهده می‌شود، در HAZ نمونه فراپیرسازی شده، ریزساختار دو فازی مارتنزیت و فریت α حاصل شده است که اندازه دانه‌های مارتنزیت نیز افزایش یافته است.

شکل(3) ریزساختار فلزجوش فولاد17-4PH را در شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله ای نشان می‌دهد. در شکل (3-الف) مشاهده می‌شود که ریزساختار فلزجوش در شرایط as-weld شامل تیغه‌های بلند و کشیده مارتنزیت تمپر نشده به همراه نوارهای فریت δ در داخل صفحات مارتنزیت است که تقریبا شبیه به ساختار آنیل شده قبل از جوشکاری است.

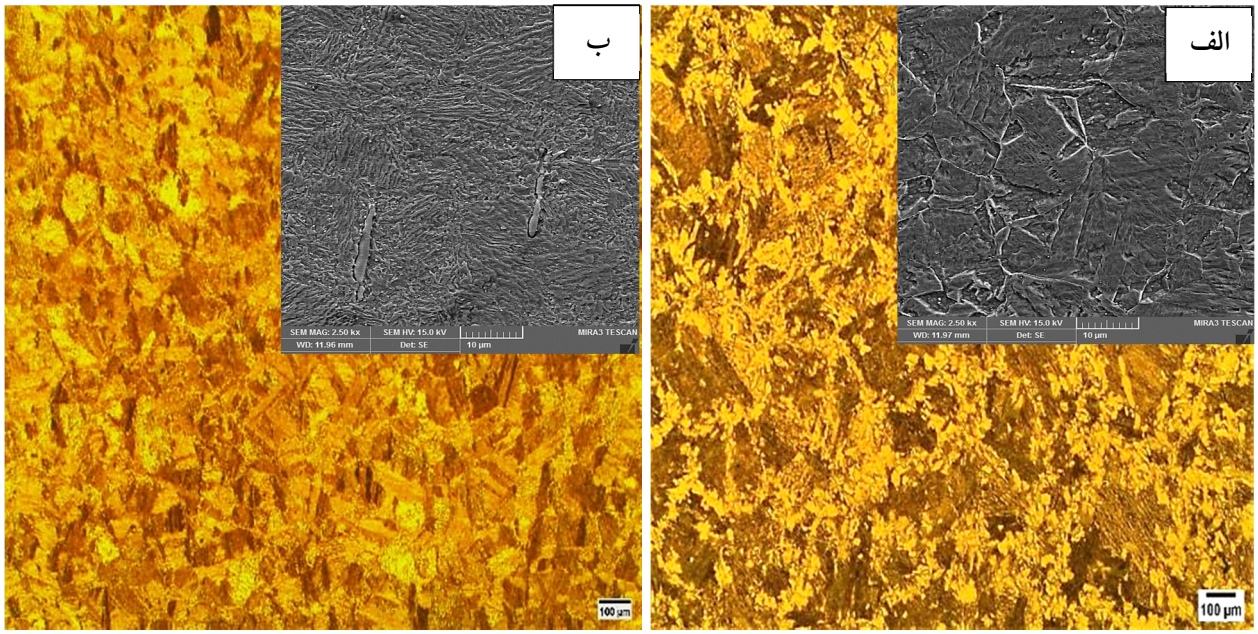
براساس تحقیقات پیشین [24,26] در ساختار جوش مقداری آستنیت باقی‌مانده نیز در میان تیغه‌های مارتنزیتی وجود دارد. همانگونه که پیشتر ذکر شد وجود فریت δ در فلزجوش را می‌توان با توجه به مد فریتی اولیه انجماد به دلیل نسبت کروم به نیکل معادل بزرگتر از 1/55 آن نسبت داد. حین سرد شدن تقریبا تعادلی، بیشتر دلتا فریت ابتدا به آستنیت و سپس به مارتنزیت تبدیل می‌شود. با این حال، نرخ‌های سرد کردن بالا در طول جوشکاری تا حدی مانع تبدیل فریت دلتا به آستنیت می‌شود، و در نتیجه ساختار دو فازی مارتنزیتی- فریتی ایجاد می‌کند [24].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]



شکل 1- ریزساختار فلزپایه فولاد 17-4PH در شرایط: الف- آنیل انحلالی و ب- فراپیرسازی دو مرحله ای

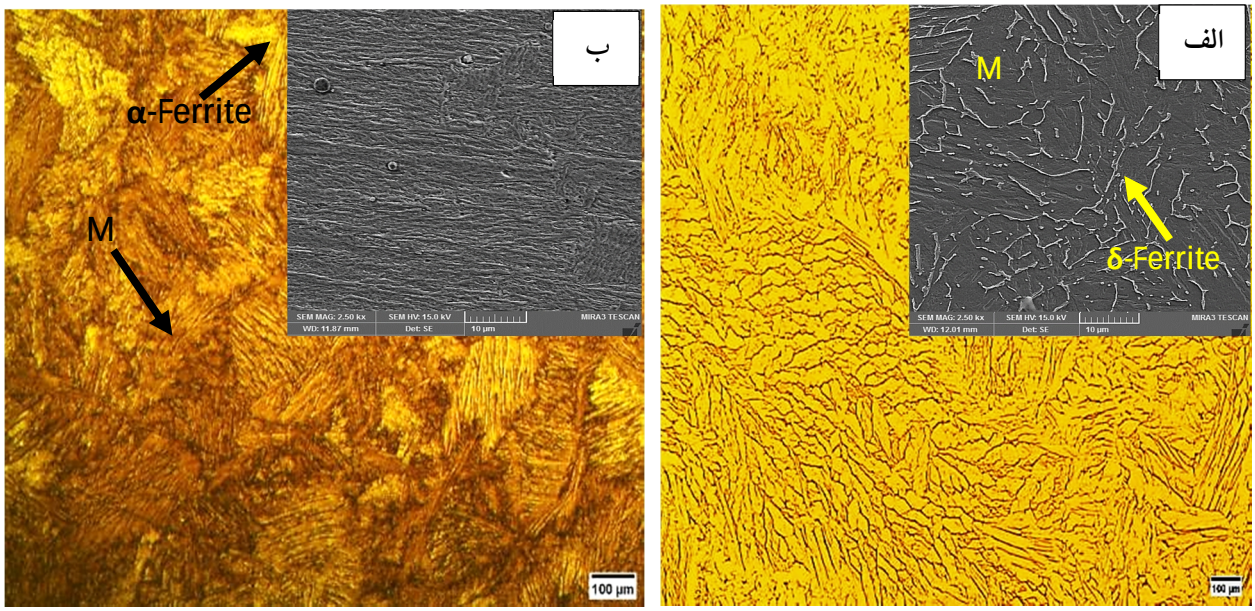


شکل 2- ریزساختار ناحیه HAZ فولاد 17-4PH در شرایط: الف- as-weld و ب- فراپیرسازی دو مرحله ای.

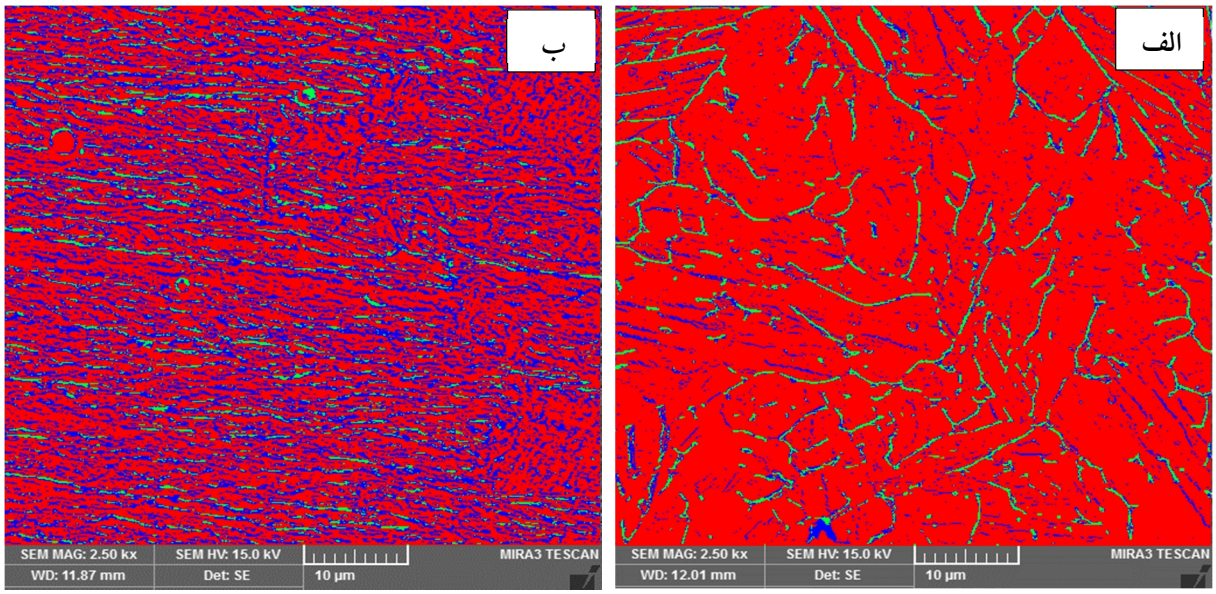
همانطور که در شکل(3- ب) مشاهده می‌شود و محققان نیز دریافتند، در حالت فراپیرسازی شده ساختار نسبت به شرایط as-weld متمایز است و در فراپیرسازی دو مرحله‌ای، ریزساختار فلزجوش در این حالت شامل مارتنزیت‌های تیغه‌ای تمپر شده می‌باشد که مارتنزیت با تشکیل نواحی سفید بسیار کوچک در مرزهای دانه آستنیت اولیه و تکه تکه شدن نوارهای فریت δ ایجاد می‌شود.

ساختار لایه‌ای در این حالت مشابه با ساختار ویدمن-اشتاتن است. در این حالت مورفولوژی فریت اولیه و کسر حجمی آن نیز تغییر می‌کند. در ریزساختار مقدار زیادی از یک فاز لایه‌ای سفید در تیغه‌های مارتنزیت شکل گرفته است. پژوهشگران دریافتند [22] که فاز لایه‌ای سفید در شرایط H1150-M فاز فریت α تبلور مجددیافته تشکیل شده در مارتنزیت تمپرشده در حین عملیات فراپیرسازی دو مرحله‌ای می‌باشد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]



شکل 3- ریزساختار فلزجوش فولاد 17-4PH در شرایط: الف- as-weld و ب- فراپیرسازی دومرحله‌ای



شکل 4- توزیع فازهای فریت و آستنیت در ریزساختار فلزجوش فولاد 17-4PH: الف- شرایط as-weld ب- شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای.

در فراپیرسازی انتظار می‌رود که آستنیت برگشتی نیز به ساختار تمپر شده جوش اضافه گردد. دمای مرحله اول عملیات فراپیرسازی در دامنه آستنیتی این فولاد است که حین سرد شدن تا دمای محیط، مارتنزیت تازه ایجاد می‌شود و ساختار آستنیتی را قبل از مرحله دوم عملیات حرارتی فراپیرسازی ریز و پایدار می‌کند. یعنی ریزساختار در این مرحله حاوی تیغه‌های مارتنزیت به همراه فاز سفید فریت α و مقداری آستنیت باقی‌مانده می‌باشد. در مرحله‌دوم عملیات حرارتی فراپیرسازی، مقدار آستنیت باقی‌مانده به طور قابل توجهی کاهش و آستنیت برگشتی در امتداد مرزهای دانه آستنیت اولیه تشکیل می‌شود. در فراپیرسازی تشکیل آستنیت برگشتی در مجاورت رسوبات غنی از مس که حاوی مقادیر زیادی از عناصر پایدار کننده آستنیت مثل نیکل و مس می‌باشد، اتفاق می‌افتد و این فاز یکی از فازهای ریزساختاری در ساختار فراپیرسازی شده این فولاد است. میزان تشکیل این فاز تابع دما و زمان پیرسازی بوده و با جدایش موضعی عناصر پایدار کننده آستنیت مانند مس و نیکل

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]

نیز ارتباط دارد[21]. پس ریزساختار نهایی در این شرایط شامل مارتنزیت‌های تیغه‌ای به شدت تمپر شده به همراه فاز سفید فریت α و آستنیت برگشتی می‌باشد پژوهش‌ها نشان داده است که تشکیل آستنیت برگشتی حین فراپیرسازی دو مرحله ای باعث افزایش مقاومت به ضربه و فاز فریت لایه ای شکل α می‌تواند باعث کاهش سختی می‌شود. در این مطالعه تشخیص ریزساختاری آستنیت برگشتی میسر نگردید ولی بررسی‌های تفرق اشعه ایکس افزایش میزان تشکیل این فاز را در حالت فراپیرسازی شده نسبت به حالت as-weld تایید کرد. مطالعات گذشته نیز تشکیل آستنیت برگشتی را در نمونه‌های پیرسازی اثبات کرده‌اند[27,28].

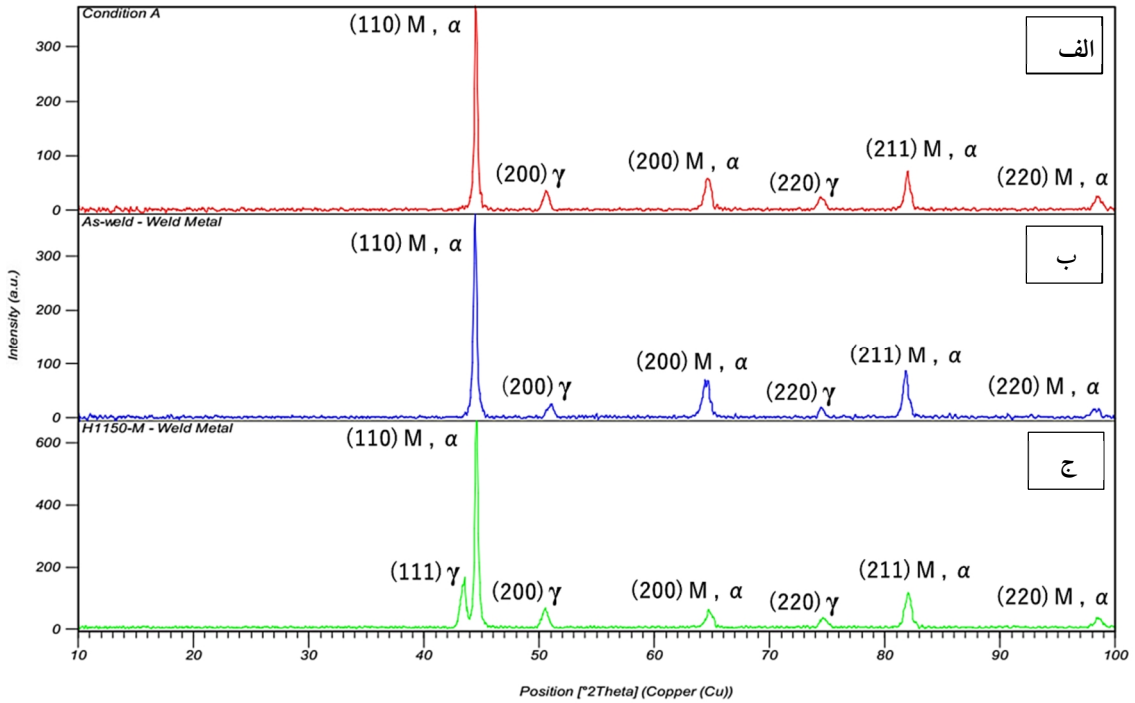
در این مطالعه ارزیابی کسر حجمی آستنیت برگشتی از طریق آنالیز تصویر فازی و از طریق آنالیز تفرق اشعه ایکس انجام گردید که به ترتیب در اشکال 4 و 5 آورده شده است. در هر دو حالت تطابق خوبی در ارزیابی آستنیت برگشتی وجود داشت. بررسی‌ها توسط نرم افزار آنالیز تصویری MIP در شکل(4) نشان داد که مقدار آستنیت باقی‌مانده در فلزجوش در حالت as-weld حدود 7% حجمی و مقدار آستنیت (مجموع آستنیت برگشتی و نیز اندکی آستنیت باقی‌مانده) در فلز جوش فراپیرسازی شده، حدود 31% حجمی می باشد. در شکل(5) فاز آستنیت با رنگ آبی و فریت با سبز مشخص شده است. بررسی‌های تفرق اشعه ایکس هم افزایش میزان تشکیل این فاز را در حالت فراپیرسازی شده نسبت به حالت as-weld تایید کرده است. شکل(5) الگوهای XRD را برای نمونه آنیل انحلالی (قبل از جوشکاری) و فلزجوش فولاد 17-4PH در دو شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله ای نشان می‌دهد. مطابق شکل(5)، در نمونه فراپیرسازی شده یک قله اضافی و متمایز نسبت به سایر نمونه‌ها دیده می‌شود که مربوط به آستنیت برگشتی است. همچنین شدت قله‌های مربوط به فاز آستنیت در این نمونه پیرسازی شده نسبت به سایر نمونه‌ها بیشتر بوده که نشان از تشکیل بیشتر این فاز در حالت فراپیرسازی می‌باشد. با توجه به الگوهای پراش اشعه X، کسر حجمی آستنیت (باقی‌مانده یا برگشتی) با استفاده از پیک‌های (111) و (200) و (220) آستنیت و پیک های (110) و (200) و (211) و (220) فریت (مارتنزیت) و با استفاده از رابطه (1) محاسبه گردید. محاسبات توسط رابطه (1) مشخص کرد که کسر حجمی آستنیت موجود در فلزجوش as-weld حدود 7% و در فلزجوش فراپیرسازی شده حدود 30% می باشد. مطالعات گذشته نیز تشکیل آستنیت برگشتی را در نمونه‌های پیرسازی اثبات کرده‌اند [27,28].

نتایج آنالیز EDS ناحیه‌ای (MAP) در شکل(6-الف) و (6-ب) نشان می‌دهد که پس از فراپیرسازی دو مرحله‌ای، مقدار نیوبیوم کاهش پیدا می کند. این امر منجربه کاهش مقدار رسوبات کاربید نیوبیوم (NbC) می‌شود. همچنین محققان نتیجه گرفته‌اند که اندازه این رسوبات پس از فراپیرسازی کاهش پیدا کرده است. این رسوبات با انجام فراپیرسازی، حل شده و مقدارشان کاهش می‌یابد. رسوبات NbC نقش مخربی بر مقاومت در برابر خوردگی دارند و به عنوان مکان‌های ترجیحی خوردگی عمل می‌کنند. اعتقاد بر این است که رسوبات NbC در مقایسه با زمینه منجر به ایجاد یک کوپل گالوانیکی گردیده و می‌توانند به عنوان مکان‌های کاتدی عمل کنند[29]. همچنین تحقیقات نشان می‌دهد که توزیع این رسوبات پس از انجام فراپیرسازی دو مرحله ای بهبود پیدا کرده است [30].

3-2- آزمون‌های خوردگی

مقدار OCP به دست آمده نواحی مختلف قطعات جوش برای نمونه‌های با شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله‌ای شده در محلول 3/5% وزنی NaCl در جدول(3) آورده شده است. در مقایسه بین نواحی مختلف، همانطور که مشاهده می‌شود، پتانسیل خوردگی ناحیه جوش در هر دو حالت مثبت‌تر از HAZ می‌باشد، در حالی‌که پتانسیل خوردگی فلزپایه مقداری بین HAZ و فلزجوش دارد. در نتیجه در هر دو حالت بیشترین مقاومت به خوردگی مربوط به فلزجوش و کمترین مقاومت به خوردگی مربوط به HAZ می‌باشد. اختلاف OCP بین نواحی مختلف به عنوان نیرو محرکه‌ای برای خوردگی گالوانیک در سه کوپل ایجاد شده می‌باشد که نتیجه می‌شود که

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]



شکل 5- پروفیل های XRD : الف- نمونه آنیل انحلالی ب- فلزجوش در شرایط as-weld ج- فلزجوش در شرایط فراپیرسازی دو مرحله‌ای.

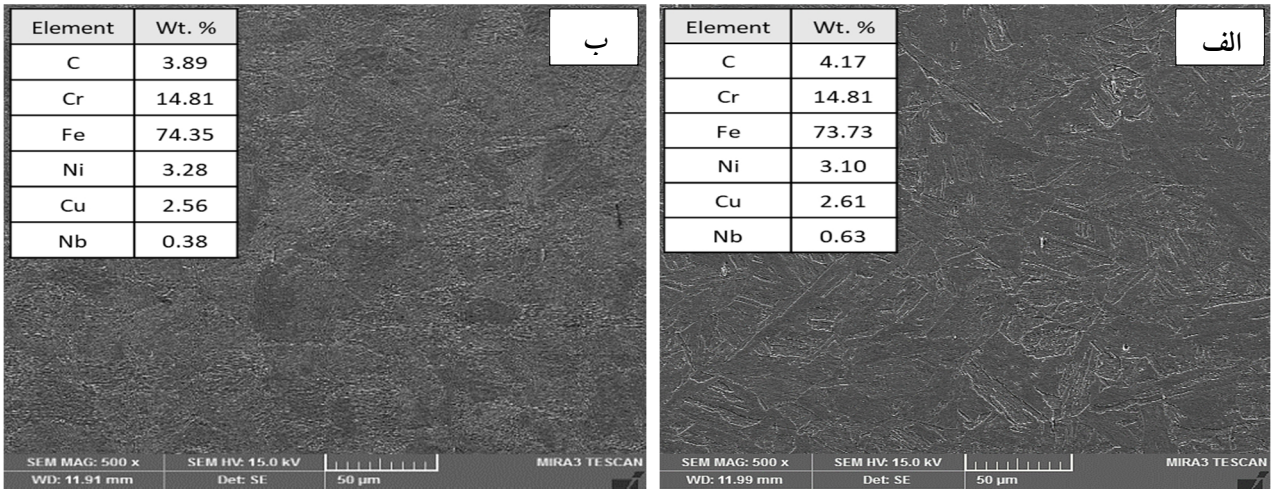
کوپل Weld-HAZ خطرناک‌ترین و سپس Base-HAZ و در آخر Weld-Base می‌باشد. در مقایسه بین دو حالت as-weld و فراپیرسازی دو مرحله‌ای، مشاهده می‌شود که با فراپیرسازی مقدار پتانسیل خوردگی هر سه ناحیه نسبت به حالت as-weld، کاهش‌یافته است که این امر نشان از بهبود مقاومت به خوردگی دارد. یعنی مشخص می‌شود که عملیات حرارتی فراپیرسازی اختلاف بین مقدار پتانسیل‌های خوردگی نواحی مختلف را کاهش می‌دهد، که این امر منجربه کاهش احتمال خوردگی گالوانیکی می‌گردد.

حرکت OCP به سمت مقادیر مثبت‌تر را می‌توان به عنوان بهبود مقاومت در برابرخوردگی درنظر گرفت [31]. در حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای، افزایش اندازه دانه‌ها و رسوبات حاصل می‌شود که این یعنی تعداد مرزهای دانه کاهش‌یافته و به تبع آن مکان‌های ترجیحی خوردگی کاهش می‌یابد که باعث کاهش خوردگی می‌گردد. یعنی همانطور که پژوهشگران دریافته‌اند، 17-4PH پیرسازی شده در دماهای بالاتر از 550 درجه سانتی‌گراد، مقاومت به خوردگی بهینه را از لحاظ پتانسیل خوردگی داراست[16].

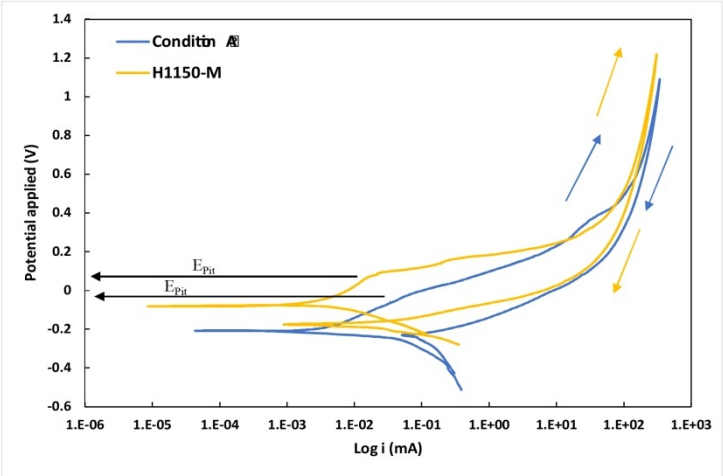
شکل(7) نمودار مقایسه‌ای منحنی‌های پلاریزاسیون چرخه‌ای فلزپایه فولاد 17-4PH را در دو شرایط آنیل انحلالی و فراپیرسازی دو مرحله‌ای و شکل(8) نیز نمودار مقایسه‌ای منحنی‌های پلاریزاسیون چرخه‌ای فلزجوش فولاد 17-4PH را در دو شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله‌ای نشان می‌دهد.

جدول(4) نیز نتایج آزمون پلاریزاسیون چرخه‌ای را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که پتانسیل خوردگی فلزپایه در حالت فراپیرسازی شده (-82/22 mv) نسبت به حالت آنیل انحلالی (-208/58 mv) مقدار کمتری دارد که این به معنی مقاومت به خوردگی بهتر آن است. همچنین پتانسیل خوردگی فلزجوش در حالت فراپیرسازی شده (-59/62 mv) نسبت به فلزجوش در شرایط as-weld (-120/69 mv) مقدار کمتری دارد که یعنی مقاومت به خوردگی بهبود پیدا کرده است. می‌توان دید که هرچند در هر چهار نمونه حلقه پسماند مثبت مشاهده می‌شود و این نشان‌دهنده حساسیت به خوردگی حفره‌ای است، اما فلزپایه و فلزجوش در حالت فراپیرسازی دومرحله‌ای پتانسیل حفره‌دار شدن مقادیر بالاتری دارند که نشان‌دهنده حساسیت

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]



شکل 6- تصویر میکروسکوپ الکترونی به همراه آنالیز EDS فلز پایه فولاد 17-4PH الف- در حالت آنیل انحلالی ب- در حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای.



شکل 7- نمودار مقایسه‌ای پلاریزاسیون چرخه ای فلزپایه فولاد 17-4PH در دو شرایط آنیل انحلالی و فراپیرسازی دو مرحله‌ای.

به خوردگی حفره‌ای کمتر آن‌ها است.

جدول 3- مقادیر OCP به دست آمده در محلول 3/5 درصد وزنی نمک طعام.

Condition	Zone	OCP Value (V)
As-Weld	Base	-0.20
	HAZ	-0.32
	Weld	-0.12
H1150-M	Base	-0.08
	HAZ	-0.13
	Weld	-0.06

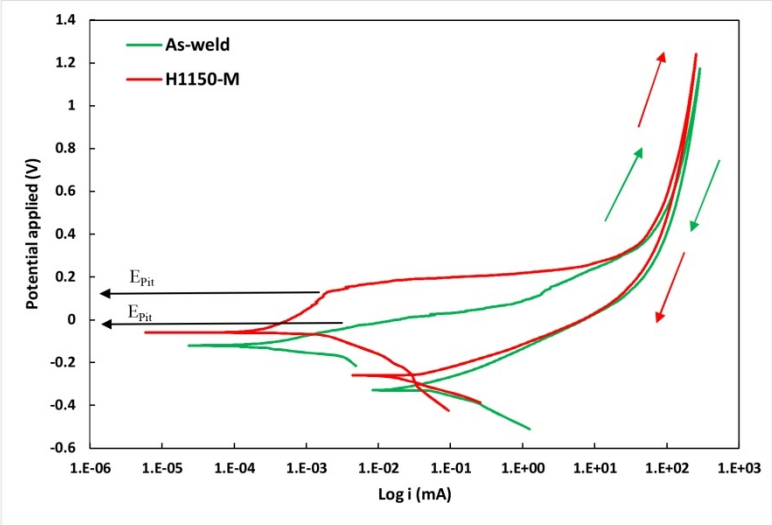
جدول4- نتایج آزمون پلاریزاسیون چرخه‌ای.

Condition	Zone	E_{Corr} (mV)	i_{Corr} (µA)	E_{Pit} (mV)
As-Weld	Base	-208.58	15.33	-57.22
	Weld	-120.69	9.07	-18.15
H1150-M	Base	-82.22	8.17	51.87
	Weld	-59.62	4.31	122.54

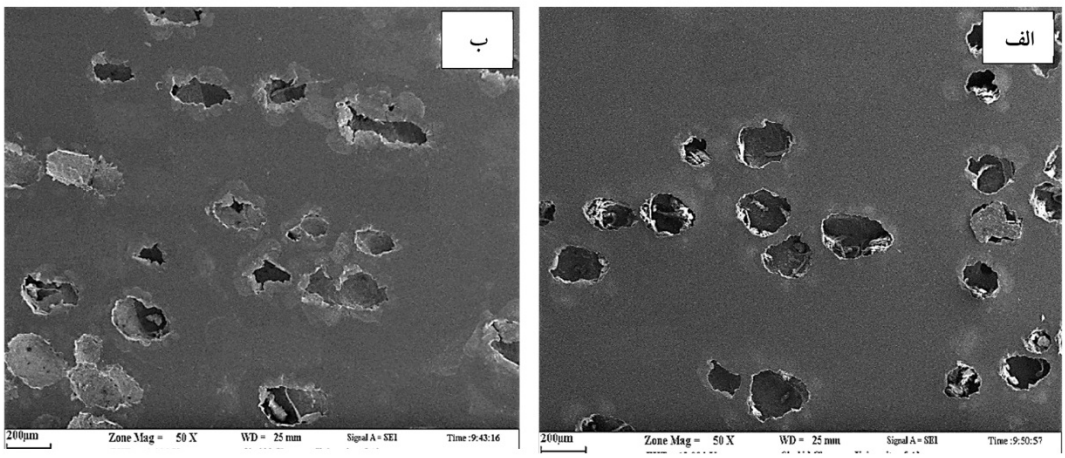
در حالت as-weld پتانسیل حفره‌دار شدن فلزجوش 18/15 mv- می‌باشد که در حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای پتانسیل حفره‌دار شدن فلزجوش به 122/54 mv می‌رسد، یعنی حساسیت به خوردگی حفره‌ای با انجام فراپیرسازی دومرحله‌ای کاهش قابل توجهی را نشان می‌دهد.

در واقع با انجام عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله‌ای، پتانسیل حفره‌دار شدن به مقادیر نجیب‌تری افزایش یافته است، بنابراین به افزایش مقاومت حفره‌دار شدن منجر شده است. در فولاد 17-4PH میزان کروم فاز مارتنزیت کمتر از فاز فریت می‌باشد و بنابراین مقاومت به حفره‌دار شدن فاز فریت بیشتر از مارتنزیت می‌باشد. با انجام فراپیرسازی میزان فاز فریت به مقدار اندکی افزایش یـافته و همچنین میزان مارتنزیت کاهش

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]



شکل 8- نمودار مقایسه ای پلاریزاسیون چرخه‌ای فلزجوش فولاد 17-4PH در دو شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله ای



شکل 9- تصاویر SEM از مورفولوژی حفره‌های مشاهده شده در فلزپایه فولاد 17-4PH در شرایط: الف- آنیل انحلالی و ب-فراپیرسازی دو مرحله‌ای

می‌یابد و همین امر موجب بهبود اندک حساسیت به حفره‌دار شدن می‌گردد[18].

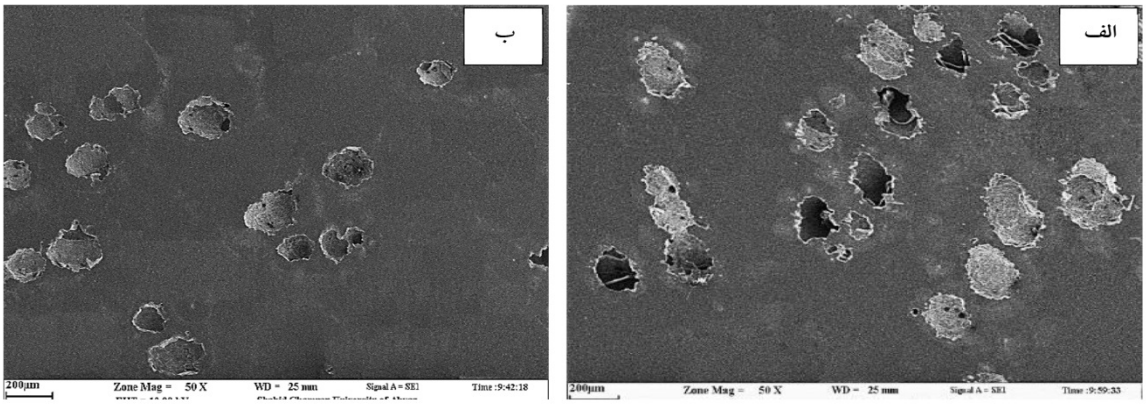
به طور کلی، خوردگی حفره‌ای از نقص‌های ریزساختاری یا ناپیوستگی در لایه رویین شروع می‌شود[32]. وجود مکان‌های ترجیحی جوانه‌زنی حفره مانند نابجایی‌ها، مرز دانه‌ها، رسوبات کاربیدی و آخال‌ها می‌تواند سبب خوردگی حفره‌ای شود [18,32]. با انجام فراپیرسازی امکان حل‌شدن رسوبات کاربیدی وجود دارد[33].

پس از فراپیرسازی دو مرحله‌ای، مقدار و اندازه رسوبات کاربید نیوبیوم (NbC) که نقش مخربی بر مقاومت در برابر خوردگی حفره‌ای دارند و به عنوان مکان‌های ترجیحی برای جوانه‌زنی حفره‌ها عمل می‌کنند[30]، کاهش و توزیع آن‌ها بهبود پیدا کرده است[34].

همچنین با انجام فراپیرسازی دو مرحله‌ای چگالی نابجایی‌ها افت قابل توجهی پیدا می‌کند[35,36]. افزایش دمای عملیات حرارتی منجر به ایجاد ساختاری دانه درشت می‌شود، به این معنی که مقدار مرز دانه‌ها که مکان‌های جوانه‌زنی حفره‌ها هستند، کاهش می‌یابد. در نتیجه فراپیرسازی باعث کاهش حساسیت به خوردگی حفره‌ای می‌گردد.

در نتیجه کاهش حساسیت در برابر خوردگی حفره‌ای فولاد 17-4PH با انجام فراپیرسازی دو مرحله‌ای را می‌توان به چند عامل ارتباط داد: کاهش مقدار مارتنزیت و افزایش میزان فریت، حل شدن کاربیدها به خصوص NbC و کاهش مقدار آن‌ها پس از فراپیرسازی، کاهش چگالی نابجایی‌ها با انجام فراپیرسازی دو مرحله‌ای نسبت به حالت as-weld و کاهش مرزدانه‌ها و در نتیجه کاهش محل‌های ترجیحی جوانه‌زنی حفره‌ها.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]



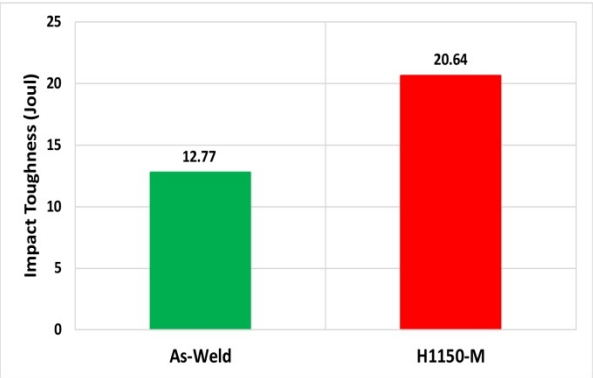
شکل 10- تصاویر SEM از مورفولوژی حفره‌های مشاهده شده در فلزجوش فولاد 17-4PH در شرایط: الف- as-weld و ب- فراپیرسازی دومرحله.

شکل(9) مورفولوژی حفره‌های ایجاد شده در اثر خوردگی پس از اعمال پلاریزاسیون چرخه‌ای در فلزپایه در حالت آنیل انحلالی و فراپیرسازی دو مرحله‌ای شده را نشان می‌دهد. همانگونه که مشخص است تعداد حفره‌ها بر واحد سطح در حالت آنیل انحلالی بیشتر از نمونه دیگر است، یعنی چگالی حفره‌ها بر واحد سطح در این حالت بالاتر است. همچنین تشکیل شدن حفرات کاملا پایدار در حالت آنیل انحلالی نشان‌دهنده مقاومت ضعیف در برابر حفره‌دار شدن نسبت به حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای می‌باشد که در آن ترکیبی از حفرات پایدار و ناپایدار (اما بیشتر پایدار) تشکیل شده‌اند.

شکل(10) مورفولوژی حفره‌های ایجاد شده در اثر خوردگی پس از اعمال پلاریزاسیون چرخه‌ای در ناحیه جوش نمونه as-weld و فراپیرسازی دو مرحله‌ای شده را نشان می‌دهد. همانگونه که مشخص است تعداد حفره‌ها بر واحد سطح در نمونه as-weld بیشتر از نمونه دیگر است، یعنی چگالی حفره‌ها بر واحد سطح در این حالت بالاتر است. همچنین تشکیل شدن حفرات پایدار (البته حفرات ناپایدار هم وجود دارد) در حالت as-weld نشان‌دهنده مقاومت ضعیف در برابر حفره‌دار شدن نسبت به حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای می‌باشد که در آن کاملا حفرات ناپایدار تشکیل شده‌اند.

3-3- مقاومت به ضربه

در شکل(11) نتایج حاصل از آزمون ضربه شارپی برای فلزات جوش در دو شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله‌ای نشان داده شده است. مقاومت به ضربه بالاتر فلزجوش در حالت فراپیرسازی دو مرحله‌ای به دلیل ریزساختار آن است که از مارتنزیت به شدت تمپر شده با آستنیت برگشتی در امتداد مرزهای دانه آستنیت اولیه تشکیل شده است. همچنین در شرایط as-weld به دلیل وجود تیغه‌های مارتنزیتی در ساختار زمینه آن، مقاومت به ضربه فلزجوش کمتر است.



شکل 11- میانگین انرژی ضربه فلزات جوش در دو شرایط as-weld و فراپیرسازی دومرحله ای

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش به بررسی تأثیر فرا پیرسازی دو مرحله‌ای بر ریزساختار و رفتار خوردگی حفره‌ای ناحیه جوش فولاد زنگ‌نزن 17-4PH با فیلر همجنس ER630 پرداخته شد و تفاوت ریزساختار، رفتار خوردگی و همچنین مقاومت به ضربه ناحیه جوش این فولاد در دو شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله‌ای مورد بررسی و مقایسه قرار گرفت و نتایج زیر حاصل شد:

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]

- عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله‌ای ناحیه جوش منجر به تمپر شدن ریزساختار مارتنزیتی و تشکیل آستنیت برگشتی بیشتر و نیز تشکیل فریت α گردید. در این عملیات مقدار آستنیت برگشتی نسبت به نمونه as-weld افزایش را نشان می‌دهد. در این عملیات مقدار آستنیت برگشتی در ناحیه جوش حدود 31% حجمی اندازه‌گیری شد که نسبت به مقدار آستنیت باقی‌مانده موجود در نمونه as-weld که حدود 7% بود، بیش از 4 برابر افزایش نشان می‌دهد.

- عملیات حرارتی فراپیرسازی اختلاف بین مقدار پتانسیل‌های خوردگی نواحی مختلف را کاهش می‌دهد، که این امر منجربه کاهش احتمال خوردگی گالوانیکی می‌گردد.

- نتایج آزمون پلاریزاسیون چرخه‌ای نشان داد که با انجام عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحله‌ای، حساسیت به خوردگی حفره‌ای فلزجوش کاهش پیدا کرده و بهبود پیدا می‌کند.

- مقاومت به ضربه فلزجوش در حالت فراپیرسازی دومرحله‌ای نسبت به حالت as-weld، افزایش قابل توجهی را نشان داد که این افزایش به دلیل وجود مارتنزیت به شدت تمپرشده همراه با آستنیت برگشتی در ساختار فراپیرسازی دومرحله‌ای می‌باشد.

منابع

1-McGuire MF, *Stainless steels for design engineers*. Asm International, 2008.

2-Shoushtari MT, Yeganeh M, Kotoki DG, "Enhanced corrosion resistance of 17-4 PH stainless steel fabricated by laser powder bed fusion in H2SO4 solution," *Journal of Laser Applications*, vol. 34, no. 2, 2022.

3-Arisoy CF, Başman G, Şeşen MK, "Failure of a 17-4 PH stainless steel sailboat propeller shaft," *Engineering Failure Analysis*, vol. 10, no. 6, pp. 711–717, 2003.

4-Adelian A, Ranjbar K, Tavakoli Shoushtari M, "Hydrogen induced cracking and stress corrosion cracking behavior of the weld metals in 17-4 precipitation hardening stainless steel after double over aging treatment," *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 53, no. 8, pp. 947–962, 2022.

5-AK steel, "17-4PH stainless steel product data bulletin." AK Steel Corp., West Chester , Ohio, 2016.

6-Mahdavi Shaker A, Momeni H, Khorram A, Yazdipour A, "Electron beam welding of 17-4PH steel and Ti6Al4V alloy with copper interlayer, " *Journal of Welding Science and Technology of Iran*; vol. 9, no. 1, pp. 1-15, 2023, (in Farsi).

7-Totten GE, *Steel heat treatment: metallurgy and technologies*. CRC press, 2006.

8- Hsiao CN, Chiou CS, Yang JR, "Aging reactions in a 17-4 PH stainless steel," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 74, no. 2, pp. 134–142, 2002.

9-Murayama M, Hono K, Katayama Y, "Microstructural evolution in a 17-4 PH stainless steel after aging at 400 °C," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, no. 2, pp. 345–353, 1999.

10-Lippold JC, Kotecki DJ, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Hoboken, New Jersey: Wiley-Interscience, 2005.

11-Kou S, *Welding metallurgy*. New Jersey, USA, 2003.

12-Abrahams RA, *The development of high strength corrosion resistant precipitation hardening cast steels*. 2010.

13-Shen S, Li X, Zhang P, Nan Y, Yang G, Song X, "Effect of solution-treated temperature on hydrogen embrittlement of 17-4 PH stainless steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 703, pp. 413–421, 2017.

14-McCafferty E, *Introduction to corrosion science*. Springer Science & Business Media, 2010.

15-Fontana MG, Greene ND, *Corrosion Engineering*. McGraw Hill, New York, 1987.

16-Shoushtari MT, Moayed MH, Davoodi A, "Galvanic corrosion of gas tungsten arc repair welds in 17-4PH stainless steel in 3·5% NaCl solution," *Corrosion Engineering, Science and Technology*, vol. 46, no. 4, 2011.

17-Tavakoli Shoushtari MR, Moayed MH, Davoodi A, "Post-weld heat treatment influence on galvanic corrosion of GTAW of 17-4PH stainless steel in 3·5%NaCl," *Corrosion Engineering, Science and Technology*, vol. 46, no. 4, 2011.

18-Raja KS, Rao KP, "Pitting behavior of type 17-4 PH stainless steel weldments," *Corrosion*, vol. 51, no. 8, pp. 586–592, 1995.

19-Jatczak CF, "Retained Austenite and its Measurement by X-ray Diffraction," *SAE Transactions*, pp. 1657–1676, 1980.

20-De AK, Murdock DC, Mataya MC, Speer JG, Matlock DK, "Quantitative measurement of deformation-induced martensite in 304 stainless steel by X-ray diffraction." *Scripta materialia*, vol. 50, no. 12, pp. 1445-1449, 2004.

21-Wu JH, Lin CK, "Tensile and fatigue properties of 17-4PH stainless steel at high temperatures," *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 33, no. 6, pp. 1715–1724, 2002.

22-Bhambroo R, Roychowdhury S, Kain V, Raja VS, "Effect of reverted austenite on mechanical properties of precipitation hardenable 17-4 stainlesssteel." *Materials Science and Engineering: A*, no. 568, pp. 127-133, 2013.

23-Jiang W, Ye D, Li J, Su J, Zhao K, "Reverse transformation mechanism of martensite to austenite in

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]

30-Barroux A, Ducommun N, Nivet E, Laffont L, Blanc C, “Pitting corrosion of 17-4PH stainless steel manufactured by laser beam melting,” *Corrosion Science*, vol. 169, p. 108594, 2020.
31-Barroux A, Duguet T, Ducommun N, Nivet E, Delgado J, Laffont L, Blanc C, "Combined XPS/TEM study of the chemical composition and structure of the passive film formed on additive manufactured 17-4PH stainless steel." *Surfaces and Interfaces* , vol. 22, pp. 100874, 2021.
32-Barroux A, Delgado J, Orazem ME, Tribollet B, Laffont L, Blanc C, "Electrochemical impedance spectroscopy study of the passive film for laser-beam-melted 17-4PH stainless steel." *Corrosion Science* , vol. 191 , pp. 109750, 2021.
33-Wu Y, Guo Q, Lv W, Huang F, "The pitting behavior of newly modified 17-4 precipitation hardened stainless steel with different Nb, N, and Mo contents." *Journal of Materials Engineering and Performance* , vol. 29, pp. 135-142, 2020.
34-Yeganeh M, Shoushtari MT, Jalali P, "Evaluation of the corrosion performance of selective laser melted 17-4 precipitation hardening stainless steel in Ringer’s solution." *Journal of Laser Applications* , vol. 33, no. 4, 2021.
35-Chiang WC, Pu CC, Yu BL, Wu JK, “Hydrogen susceptibility of 17-4 PH stainless steel,” *Materials letters*, vol. 57, no. 16–17, pp. 2485–2488, 2003.
36-Tsay LW, Yang TY, Young MC, “Embrittlement of laser surface-annealed 17-4 PH stainless steel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 311, no. 1–2, pp. 64–73, 2001.
00Cr15Ni7Mo2WCu2 super martensitic stainless steel." *steel research international* , vol. 85, no. 7 ,pp. 1150-1157, 2014.
24- Das CR, Dey HC, Srinivasan G, Albert SK, Bhaduri AK, Dasgupta A, “Weldability of 17-4PH stainless steel in overaged heat treated condition,” *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 11, no. 5, pp. 502–508, 2006.
25-Ziewiec A, Zielińska-Lipiec A, Tasak E, "Microstructure of welded joints of X5CrNiCuNb16-4 (17-4 PH) martensitic stainlees steel after heat treatment." *Archives of metallurgy and materials* , vol. 59, no. 3 , pp. 965-970, 2014.
26-Nakagawa H, Miyazaki T, “Effect of retained austenite on the microstructure and mechanical properties of martensitic precipitation hardening stainless steel,” *Journal of materials science*, vol. 34, no. 16, pp. 3901–3908, 1999.
27-Mesquita TJ, Chauveau E, Mantel M, Bouvier N, Koschel D, “Corrosion and metallurgical investigation of two supermartensitic stainless steels for oil and gas environments,” *Corrosion Science*, vol. 81, pp. 152–161, 2014.
28-Wu JH, Lin CK, “Influence of high temperature exposure on the mechanical behavior and microstructure of 17-4 PH stainless steel,” *Journal of materials science*, vol. 38, no. 5, pp. 965–971, 2003.
29-Clark RN, Searle J, Martin TL, Walters WS, Williams G, "The role of niobium carbides in the localised corrosion initiation of 20Cr-25Ni-Nb advanced gas-cooled reactor fuel cladding." *Corrosion Science* , no. 165, pp. 108365, 2020.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-02-06]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.16]