

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

Volume 10, Number 1, 2024



6

# 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<sup>\*</sup>, 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  $\alpha$ -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 my 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, <u>k\_ranjbar@scu.ac.ir</u>



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

**علی عادلیان، خلیل رنجبر<sup>\*</sup>، محمدرضا توکلی شوشتری** گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران.

دريافت مقاله: 1402/10/16 ؛ پذيرش مقاله: 1402/11/09

#### چکیدہ

هدف از انجام این پژوهش، بررسی تأثیر عملیات حرارتی فرا پیرسازی دو مرحله ای بر ریزساختار و رفتار خوردگی حفرهای ناحیه اتصال فولاد زنگنزن HT+17 می باشد. بدین منظور این فولاد پیش از جوشکاری تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی در دمای 1035 درجه سانتی گراد 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 Ewes 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 ewes از حدود % به حدود %ی در حالت فراپیرسازی دو مرحلهای رسید که فراپیرسازی دو مرحلهای ناحیه جوش منجر به تمپر شدن ریزساختار مارتنزیتی و تشکیل آستنیت برگشتی مقدار 18/15سونی دو مرحلهای رسید که فراپیرسازی دو مرحلهای ناحیه جوش منجر به تمپر شدن ریزساختار مارتنزیتی و تشکیل آستنیت برگشتی مقدار ۱۶/15/15 در انشان داد که فراپیرسازی دو مرحلهای ناحیه جوش منجر به تمپر شدن ریزساختار مارتنزیتی و تشکیل آستنیت برگشتی مقدار ۱۶/15/15 مار نشان داد که فراپیرسازی دو مرحلهای با پتانسیل ۲۰۰۰ مارتنزیتی و تشکیل آستنیت برگشتی مقدار مور نیز تشکیل فریت ۵ گردید. کسر حجمی آستنیت موجود در فلزجوش در حالت ewes مار شدن (EPit) فلزجوش مقدار ۱۶/15/15 در انشان داد که در مقایسه با حالت فراپیرسازی دو مرحلهای با پتانسیل مه مورد این دار شدن (Evit فرا حفره منخص کرد که ناخیا دوش ای نشان می دهد. همچنین عملیات حرارتی فراپیرسازی دو مرحلهای نشان داد که اختلاف پتانسیل مای خوردگی نواحی مختلف جوش در حالت فراپیرسازی دو مرحلهای می فربه بیشتری نشان داد که اختلاف پتانسیل های خوردگی نواحی مند محال و می ماهش یافته که موجب کاهش خوردگی گالوانیکی می شود. ارزیابی رفتار مکانیکی توسط آزمون مقاومت به ضربه مشخص کرد که ناحیه جوش در حالت فراپیرسازی دو مرحلهای مقاومت به ضربه بیشتری نسبت به حالت ه داشته و افزایش

> کلمات کلیدی: فولاد 4PH-17، جوشکاری GTAW، عملیات حرارتی، فراپیرسازی، خوردگی حفرهای. 🖾 \* نویسنده مسئول، یست الکترونیکی: خلیل رنجیر، <u>k ranjbar@scu.ac.ir ه</u>

#### 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 4PH-17 یکی از معروفترین و پرکاربردترین فولادهای این خانواده است[1,2].

فولاد زنگنزن (AISI 630) 17-4PH) 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 فلزیایه 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 كاهش هزينهها، به ضريب اطمينان محصولات خود بيفزايند. 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 صنايع مختلف دريايي، 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 HP4-71 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 HP4-71 در بازه دمایی620-400 درجه سانتیگراد موجب افزایش سختی به ساختار مارتنزیتی فولاد، رسوبات غنی از مس میگردد. در ساختار مارتنزیتی فولاد، رسوبات غنی از مس بیشتر بر روی

جوشکاری فولاد 17-4PH به انواع روش های متداول ذوبی مثل GMAW ،SMAW و GTAW و بسته به ضخامت مواد و ميزان مهار در شرایط مختلف عملیات حرارتی انجام می شود. جوشکاری این فولاد در وضعیت آنیل انحلالی یا برای مقاطع سنگین و با ضخامت بالا یا جوش های 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 پركاربردترين عضو كلاس خود است و عموماً داراي بهترين 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 فلزیرکننده مشابه، خواص قابل مقايسه با فلزات پايه را مي توان 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 مكانيكي يكنواخت تر را مي توان با استفاده از أنيل انحلالي قبل از انجام عملیات حرارتی های رسوب سخت کننده 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) می گردد و تغییرات ریزساختاری نه تنها خواص مکانیکی را تغییر میدهد، بلکه باعث میشود که قسمتهای مختلف فلزجوش، HAZ و فلزیایه از نظر الکتروشیمیایی مشابه نباشند و لذا خوردگی در قطعه کاری سبب آسیب و تخریب سیستم می شود. 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 می گردند و همچنین تنش های پسماند همراه جوش كاهش مىيابد و بنابراين بازده اتصال بالا مىرود .[12]

فولاد زنگ نزن HT-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 CO<sub>2</sub> ،H<sub>2</sub>S و محلول های 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 ضعيف فيلم مثل أخالها و مرزدانهها اتفاق مىافتد. 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 یون،های مهاجم مثل کلراید و سولفات) در لايه رويين رسوب كند، به سطح فلز بدون محافظ دست يافته 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. Epit 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 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 فراپیرسازی 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 رفتار 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 می باشد. همچنین مقایسه نمونه عملیات حرارتی نشده و عملیات حرارتی شده در دمای 620 درجه سانتی گراد در نواحی فلزپایه و فلزجوش فولاد 17-4PH نشان می دهد که مقاومت به حفره دار شدن به دلیل عملیات حرارتی فراپیر سازی به بود می یابد.

راجا و همکاران [18] رفتار خوردگی حفرهای قطعات جوشکاری شده فولاد زنگ نزن 4PH-17 را بررسی کردند. نتایج نشان داد که مقاومت به خوردگی حفرهای فلزپایه و فلزجوش فولاد زنگ نزن 4PH-17 به شدت تحت تاثیر عملیات حرارتی های پیرسازی هستند. در شرایط آنیل انحلالی شده، فلزپایه مقاومت کمی در برابر خوردگی حفرهای نشان داد.

مقاومت به خوردگی حفرهای فولاد زنگنزن HP4-71 تنها زمانی که مس به عنوان رسوبات منسجم غنی از مس ریز موجود باشد، زیاد بود. یعنی عملیات حرارتی پیرسازی در دماهای 480 و 510 درجه سانتی گراد، باعث بهبود مقاومت به خوردگی حفرهای هم در فلزپایه و هم در فلزجوش شد. بررسی پژوهش های پیشین نشان می دهد که تاکنون اثر فراپیرسازی دومرحلهای بر رفتار خوردگی حفرهای ناحیه جوش فولاد زنگنزن HP4-71 انجام نشده است. فراپیرسازی دو مرحلهای زنگنزن 26 د مایات حرارتی استاندارد است که در مرحله اول در دمای مانتی گراد عملیات فراپیرسازی انجام می گیرد. لذا هدف از انجام این پژوهش، بررسی تأثیر فرا پیرسازی دومرحلهای بر ریزساختار و رفتار خوردگی حفرهای ناحیه جوش فولاد و بازگنزن HP4-71 می باشد. اتصال از نوع ذوبی GTAW و با زنگنزن GTAW می اشد. اتصال از نوع ذوبی GTAW و با فیلر همجنس (ER630) صورت گرفت.

Fe	V	Nb	Мо	Si	S	Р	Cu	Mn	Ni	Cr	С	نام عنصر
مانده	•/•٧۴	• /٣٧	•/•٨	•/94	•/•74	•/•٣٨	2/90	•/90	۳/۷۰	۱۵/۸۰	•/•٧	17-4PH
مانده	•/•19	•/89	•/94	•/4•	•/•1٨	•/•1٧	۴/۴۸	•/٩•	۴/۶.	18/1.	•/•99	ER 630

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

جدول 2-پارامترهاي جوشكاري.

فر آيند	قطبيت	شدت جریان	ولتاژ	سرعت جوشکاری	خلوص گاز	نرخ جریان گاز محافظ
جو شکاري	جريان	(A)	(V)	(mm/s)	آرگون	(Lit/min)
GTAW	منفى	17.	۱.	پاس اول: ۰/۵۸۷ پاس دوم: ۰/۷۹۵ پاس سوم: ۱/۰۵۶	99/99%	

2- مواد و روش تحقيق

در این پژوهش از فولاد زنگ نزن رسوب سخت شونده مارتنزیتی HT-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 می شود. 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 عملیات حرارتی پس از جوشکاری (PWHT) قرار گرفت. این قطعه درشرایط H1150-M تحت عملیات حرارتی فراپیرسازی دومر حله ای قرار گرفت. در این عملیات حرارتی استاندارد، ابتدا فراپیرسازی در دمای 760 درجه سانتی گراد به مدت 2 ساعت

انجام شده و سیس قطعه در هوا سرد گردید. در مرحله دوم، قطعه در دمای 620 درجه سانتی گراد به مدت 4 ساعت تحت عملیات فراپیرسازی قرار گرفته و سپس در هوا خنک گردید. سپس از مناطق فلزیایه، 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 نيز 10 ميليمتر بود. تمامي آزمونهاي خوردگي توسط دستگاه پتانسيواتات/گالوانواستات مدل PGSTAT302N شرکت AutoLab کشور هلند و هر آزمون در 100cc محلول اعدا %3/5 انجام گرفت. در این آزمون از الکترود نقره/نقره NaCl کلراید (AgCl/Ag) در محلول پتاسیم کلراید (KCl) 3 مولار به عنوان الکترود مرجع و از الکترود پلاتینی با قطر 2 میلیمتر به عنوان الكترود كمكي انتخاب شد. آزمونهاي خوردگي الکتروشیمیایی پتانسیل مدار باز (OCP) و پلاریزاسیون چرخهای برای بررسی رفتار خوردگی انجام میشود. آزمون پتانسیل مدار باز برای اندازهگیری دقیق پتانسیل خوردگی (E<sub>corr</sub>) 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 الكتروشيميايي، 30 دقيقه برای ایجاد شرایط پایدار، نمونه در محلول به صورت ثابت

نگهداری میشود. آزمون پلاریزاسیون چرخهای جهت تشخیص حساسیت به خوردگی حفرهای و طبق استاندارد ASTM G61-86 و با نرخ روبش <sup>mv</sup> 2 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 بررسی های ریز ساختاری نمونه ها، سطح نمونه ها تا سنباده 2500 پرداخت شد و در ادامه با استفاده از خمیر الماسه با اندازه ذرات 1 میکرونی پرداخت نهایی (پولیش) انجام گرفت. نمونه های آماده شده در شرایط as-weld و فراپیرسازی شده، توسط محلول ویللا با ترکیب as-weld + 5 ml و فراپیرسازی شده، توسط محلول ویللا با ترکیب Ig Picric Acid + 5 ml مده، توسط محلول ویللا با ترکیب ای خ مدند. در ادامه برای بررسی ریز ساختاری نمونه ها، از میکرو سکوپ نوری و میکرو سکوپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده شد. برای تعیین کسر حجمی آستنیت (باقی مانده یا برگشتی)، از آنالیز تصویر مازی 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 می شود [19]:

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

که در آن  $V_{\gamma}$  کسر حجمی آستنیت،  $I_{\alpha}$  و  $I_{\alpha}$  به ترتیب شدت قله برای فازهای فریت (یا مارتنزیت) و آستنیت، R فاکتور شدت نسبی نظری و q و p 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 (200) آستنیت به ترتیب 8/182 و 6/18 و 4/44 و برای پیکهای (110) و (200) فریت به ترتیب 8/281 و 6/20 و

برای پیکهای (200) و (211) مارتنزیت به ترتیب 31/9 و 60/9 میباشد [19]. آزمون ضربه نیز طبق استاندارد ASTM E23 برای اندازه گیری انرژی جذب شده هنگام شکست نمونه یا همان میزان مقاومت به ضربه (چقرمگی) در دمای اتاق انجام شد.

### 3- نتايج و بحث 1-3- ريزساختار

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 فریتی $\delta$  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  $\delta$  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 حالی که رسوبات ریز کروی مس در فریت  $\delta$  به چشم می خورد که این رسوبات فقط با ميكروسكوپ الكتروني عبوري قابل مشاهده هستند [21]. همانطور كه در شكل (1-ب) مشخص است در حالت فرايير سازي، 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 تشکیل شده 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

تشکیل نواحی سفید بسیار کوچک در مرزهای دانه آستنیت اولیه و تکه تکه شدن نوارهای فریت  $\delta$  ایجاد میشود. بنابر مطالعات گذشته فریت  $\alpha$  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 Acı دمای Acı (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].

پیرساری موجب سایی مسیف بر حسای عرباریا. 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 می شود، در HAZ نمونه

 $\delta$  ریزساختار دو فازی شامل مارتنزیت و فریت  $\delta$  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  $\delta$  به طرز قابل توجهی کاهش یافته و مورفولوژی آن نیز تغییر کرده است و همچنین رشد دانه مارتنزیت حاصل شده است.

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

طبق پژوهش های 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 می شود، در HAZ نمونه فراپیرسازی شده، ریزساختار دو فازی مارتنزیت و فریت α حاصل شده است که اندازه دانه های مارتنزیت نیز افزایش یافته است.

شکل (3) ریزساختار فلزجوش فولاد HPH را در شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله ای نشان میدهد. در شکل (3-الف) مشاهده می شود 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 تیغه های مارتنزیتی وجود دارد. همانگونه که پیشتر ذکر شد وجود فریت ۵ 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 می شود. با این حال، نرخهای سرد کردن بالا در طول جوشکاری تا حدی مانع تبدیل فریت دلتا به آستنیت می شود، و در نتیجه ساختار دو فازی مارتنزیتی - فریتی ایجاد می کند [24].



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



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

همانطور که در شکل (3- ب) مشاهده می شود 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 می شود.

ساختار لایه ی 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 لایه ی سفید در تیغههای مارتنزیت شکل گرفته است. پژوهشگران دریافتند [22] که فاز لایه ای سفید در شرایط H1150-M فاز فریت ۵ تبلور مجددیافته تشکیل شده در مارتنزیت تمپرشده در حین عملیات فراپیرسازی دو مرحله ای می باشد.



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 ۱۲-4PH: الف- شرایط as-weld ب- شرایط فراپیرسازی دو مرحلهای.

مقدار آستنیت باقی مانده به طور قابل توجهی کاهش و آستنیت برگشتی در امتداد مرزهای دانه آستنیت اولیه تشکیل می شود. در فراپیرسازی تشکیل آستنیت برگشتی در مجاورت رسوبات غنی از مس که حاوی مقادیر زیادی از عناصر پایدار کننده آستنیت مثل نیکل و مس می باشد، اتفاق می افتد و این فاز یکی از فازهای ریز ساختاری 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

در فراپیرسازی انتظار می رود 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 می شود و ساختار آستنیتی را قبل از مرحله دوم عملیات حرارتی فراپیرسازی ریز و پایدار می کند. یعنی ریزساختار در این مرحله حاوی تیغه های مارتنزیت به همراه فاز سفید فریت α و مقداری آستنیت باقی مانده می باشد. در مرحله دوم عملیات حرارتی فراپیرسازی،

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 پژوهش ها 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 آناليز تصوير فازي و از طريق آناليز تفرق اشعه ايكس انجام گردید که به ترتیب در اشکال 4 و 5 آورده شده است. در هـر دو حالت تطابق خروبی در ارزیابی آستنیت برگشتی وجرود داشت. بررسیها توسط نرم افزار آنالیز تصویری MIP در شکل (4) نشان داد که مقدار آستنیت باقیمانده در فلزجـوش در حالت as-weld حدود %7 حجمي و مقدار آستنيت (مجموع آستنیت برگشتی و نیز اندکی آستنیت باقیمانده) در فلز جـوش 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 كرده است. شكل (5) الكوهاي XRD را براي نمونه أنيل انحلالی (قبل از جوشکاری) و فلزجوش فـولاد 4PH در دو شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحله ای نشان میده. مطابق شکل(5)، در نمونه فراييرسازي شده يک قلـه اضـافي و متمایز نسبت به سایر نمونه ها دیده می شود که مربوط به آستنیت برگشتی است. همچنین شدت قلههای مربـوط بـه فـاز 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 (200) آستنیت و پیک های (110) و (200) و (201) و (200) 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 OK در مقایسه با زمینه منجر به ایجاد یک کوپل گالوانیکی گردیده و میتوانند به 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 می شود، پتانسیل خوردگی ناحیه جوش در هر دو حالت مثبت تر از HAZ می باشد، در حالی که پتانسیل خوردگی فلزپایه مقداری بین HAZ و فلز جوش دارد. در نتیجه در هر دو حالت بیشترین مقاومت به خوردگی مربوط به فلز جوش و کمترین مقاومت به خوردگی مربوط به کلز جوش و کمترین مقاومت به مختلف به عنوان نیرو محرکهای برای خوردگی گالوانیک در سه کوپل ایجاد شده می باشد که نتیجه می شود که



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

كويل Weld-HAZ خطرناكترين و سيس Base-HAZ و در آخر Weld-Base مي باشد. در مقايسه بين دو حالت as-weld و فراپیرسازی دو مرحلهای، مشاهده می شود که با فراپیرسازی مقدار پتانسیل خوردگی هر سه ناحیه نسبت به حالت as-weld، کاهش یافته است که این امر نشان از بهبود مقاومت به خوردگی دارد. یعنی مشخص می شود که عملیات حرارتی فراییر سازی اختلاف بین مقدار پتانسیل های خوردگی نواحی مختلف را کاهش می دهد، که این امر منجربه کاهش احتمال خوردگی گالوانيکي مي گردد.

حرکت OCP به سمت مقادیر مثبت تر را می توان به عنوان بهبود مقاومت در برابرخوردگی درنظر گرفت [31]. در حالت فراپیرسازی دو مرحلهای، افزایش اندازه دانهها و رسوبات حاصل می شود که این یعنی تعداد مرزهای دانه کاهش یافته و به تبع آن مکان های ترجیحی خوردگی کاهش مییابد که باعث کاهش خوردگی میگردد. یعنی همانطور که پژوهشگران دریافتهاند، 17-4PH پیرسازی شده در دماهای بالاتر از 550 درجه سانتی گراد، مقاومت به خوردگی بهینه را از لحاظ يتانسيل خوردگي 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 منحنی های پلاریزاسیون چرخهای فلزجوش فولاد 17-4PH را در دو شرایط as-weld و فراییرسازی دو مرحلهای نشان مى دھد.

جدول(4) نيز نتايج آزمون پلاريزاسيون چرخهاي را نشان مىدهد. مشاهده مىشود كه پتانسيل خوردگى فلزپايه 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 فراييرسازي شده (mv-59/62) نسبت به فلزجوش در شرایط as-weld (mv) as-weld-) مقدار کمتری دارد که یعنی مقاومت به خوردگی بهبود پیدا کرده است. می توان دید که هرچند در هر چهار نمونه حلقه پسماند مثبت مشاهده می شود 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



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 4PH-17 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)
	Base	-0.20
As-Weld	HAZ	-0.32
	Weld	-0.12
	Base	-0.08
H1150-M	HAZ	-0.13
	Weld	-0.06

جدول4- نتايج آزمون پلاريزاسيون چرخهاي.

Condition	Zone	E <sub>Corr</sub> (mV)	i <sub>Corr</sub> (μA)	E <sub>Pit</sub> (mV)
As Wold	Base	-208.58	15.33	-57.22
As-weid	Weld	-120.69	9.07	-18.15
H1150 M	Base	-82.22	8.17	51.87
H1150-M	Weld	-59.62	4.31	122.54

در حالت as-weld پتانسیل حفرهدار شدن فلزجوش as-weld 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 HP4-17 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 یافته و همچنین میزان مارتنزیت کاهش

Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-09-01



شکل 8- نمودار مقایسه ای پلاریزاسیون چرخهای فلزجوش فولاد HT-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 می شود[32]. وجود مکانهای ترجیحی جوانهزنی حفره مانند نابجاییها، مرز دانهها، رسوبات کاربیدی و آخالها می تواند سبب خوردگی حفرهای شود [18,32]. با انجام فراپیرسازی امکان حل شدن 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.



شکل 10- تصاویر SEM از مورفولوژی حفرههای مشاهده شده در فلزجوش فولاد H۲-4PH 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 می باشد 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 می دهد. همانگونه که مشخص است تعداد حفرهها بر واحد سطح در نمونه 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 نسبت به حالت فراپیرسازی دو مرحلهای می باشد که در آن کاملا حفرات ناپایدار تشکیل شدهاند.

#### 3-3- مقاومت به ضربه

در شکل(11) نتایج حاصل از آزمون ضربه شارپی برای فلـزات جوش در دو شرایط as-weld و فراپیرسازی دو مرحلهای نشـان

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- نتيجەگىرى

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: 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 - 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 اندازه گیری شد که نسبت به مقدار آستنیت باقیمانده موجود در نمونه as-weld که حدود %7 بود، بیش از 4 برابر افزایش نشان می دهد.

- 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,

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.