



Experimental Investigation of Electrode Drying and PWHT on Microstructure and Mechanical Properties of P91 Steel Welding Joint

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Nazaralizadeh S.¹ MSc,

Vaseghi M.^{*1} PhD,

Sameezadeh M.¹ PhD

How to cite this article

Nazaralizadeh S, Vaseghi M, Sameezadeh M. Experimental Investigation of Electrode Drying and PWHT on Microstructure and Mechanical Properties of P91 Steel Welding Joint. Modares Mechanical Engineering, 2020;20(9):2235-2243.

ABSTRACT

P91 steel is widely used in the construction of power plant components and the wider use of this steel is in the future planning of power plants in Iran. The preheating, the temperature control between the welding passes and the post-welding heat treatment, are required to obtain optimum toughness and creep resistance. Preheating, and most importantly post-heating are essential to prevent hydrogen remaining and the cracking problem. In this study, the effect of post-welding heat treatment (PWHT) and electrode drying on microstructure and mechanical properties of SMAW multi-pass weldment of P91 steel plate was studied by changing post-heating and baking processes. The optical microscope and FESEM microstructural studies, as well as ambient tensile tests, were done on a variety of different conditions from wet electrodes to post heated specimens that were used in order to evaluate the welding characteristics of SMAW process on the mentioned material. It was seen that utilizing wet electrodes with no immediate subsequent post-heating caused a noticeable decrease in tensile, and yield strength. On the other hand, post-heating treatment increases the number of precipitates in the weld metal and HAZ and the size of the primary austenite grains in the weld metal and HAZ becomes more homogeneous.

Keywords P91 Steel; SMAW; Tensile Strength; Microstructure

¹Department of Materials and Metallurgy, Faculty of Mechanical and Energy Engineering, Shahid Beheshti University, Tehran, Iran

*Correspondence

Address: Department of Materials and Metallurgy, Faculty of Mechanical and Energy Engineering, Shahid Beheshti University, Tehran, Iran. Postal Code: 167651719. Phone: +98 (21) 73932694 Fax: +98 (21) 77311446 m_vaseghi@sbu.ac.ir

Article History

Received: May 15, 2020

Accepted: June 22, 2020

ePublished: September 20, 2020

CITATION LINKS

[1] Hydrogen induced cold cracking of creep resistant ferritic P91 steel for different diffusible ... [2] Effect of boron on creep behaviour of inter-critically annealed ... [3] Improvement in creep resistance in modified 9Cr-1Mo steel weldment ... [4] Microstructural stability of modified 9Cr-1Mo steel during long term exposures at ... [5] Estimation of improved productivity based on materials substitution in high temperature applications ... [6] UltraGen: A proposed initiative by EPRI to advance deployment of ultra-supercritical pulverized coal power plant technology with near-zero emissions and ... [7] Microstructure and mechanical property relationship for different heat treatment and hydrogen level in ... [8] P91 and beyond welding the new-generation Cr-Mo alloys for high-temperature service [9] Application of pre-heating in the reduction of residual stress in the repair welds ... [10] Hydrogen-assisted cracking susceptibility of modified 9Cr-1Mo steel and ... [11] Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and ... [12] Investigation on heat-affected zone hydrogen-induced cracking of high-strength naval steels using ... [13] Pulsed current gas metal arc welding of P91 steels using metal ... [14] Effect of pulse parameters on weld quality in pulsed gas metal ... [15] Multipass pulsed current gas metal ... [16] Transition from type IV to type I cracking in heat-treated grade ... [17] Effect of post weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of hot wire GTA welded joints of ... [18] Study on the effect of post weld heat treatment parameters on the relaxation of welding residual stresses in ... [19] Residual stress distributions in a P91 steel-pipe girth weld before and ... [20] Effect of post weld heat treatments on microstructure evolution and type IV cracking behavior of the ... [21] A comparative study on the effect of GTAW processes on the microstructure and mechanical properties of P91 ... [22] Experimental investigation on microstructure and mechanical ... [23] Finite element analysis of type IV cracking in 2.25Cr-1Mo steel ... [24] Factors affecting type IV creep damage in grade ...

بررسی تجربی تأثیر خشک کردن الکترو د و عملیات پس گرم بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال جوش فولاد P91

ساناز نظرعلیزاده MSc

گروه مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی، تهران، ایران

مجید واثقی* PhD

گروه مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی، تهران، ایران

محمود سمیعزاده PhD

گروه مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی، تهران، ایران

چکیده

یکی از پرکاربردترین فولادهای به کاررفته در بویلرهای نیروگاهی سراسر دنیا، فولاد P91 است و استفاده گسترده تر از این فولاد در برنامه ریزی آینده نیروگاه های ایران قرار دارد. فرایند پیش گرم، کنترل دمایی بین پاس های جوشکاری و عملیات حرارتی پس از جوشکاری، به منظور به دست آوردن چقرمگی و مقاومت به خزش مطلوب، مورد نیاز است. کنترل دماهای پیش گرم و از آن مهم تر پس گرم برای جلوگیری از باقی ماندن هیدروژن و مشکل ترک بسیار ضروری است. در این مقاله تأثیر عملیات حرارتی PWHT و خشک کردن الکترو د بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد گرید ۹۱ تحت جوشکاری قوسی با الکترو د دستی چند پاسه مورد بررسی قرار گرفته است. به منظور بررسی خصوصیات جوش، پس از اعمال سه سیکل مختلف جوشکاری، مطالعات ریزساختاری به وسیله میکروسکوپ نوری و الکترونی FESEM و همچنین آزمون کشش در دمای اتاق، انجام شد. نتایج نشان داد استفاده از الکترو د مرطوب و عدم استفاده از پس گرم بلافاصله پس از جوشکاری، استحکام نهایی و تنش تسلیم را به میزان قابل توجهی کاهش داده است. از سوی دیگر، انجام عملیات پس گرم سبب افزایش تعداد رسوبات در فلز جوش و HAZ شده و اندازه دانه های آستنیت اولیه در فلز جوش و HAZ، همگن تر می شود.

کلیدواژه ها: فولاد P91، جوشکاری قوسی با الکترو د دستی، استحکام کششی، ریزساختار

تاریخ دریافت: ۱۳۹۹/۰۲/۲۶

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۴/۰۲

*نویسنده مسئول: m_vaseghi@sbu.ac.ir

مقدمه

از فولاد 9Cr-1Mo برای اولین بار در سال ۱۹۳۶ در صنایع نفتی استفاده شد، این فولاد در مقایسه با فولاد 2.25Cr-1Mo یا P22 خواص اکسیداسیونی بهتری از خود نشان داد. فولادهای کروم مولیبدن به دلیل داشتن هدایت حرارتی زیاد، ضریب انبساط حرارتی کم، مقاومت به خوردگی زیاد، قابلیت جوشکاری خوب، مقاومت بالا به ترک های خوردگی تنش و مقاومت خوب به اکسیداسیون به عنوان جایگزینی برای فولادهای زنگ نزن در نیروگاه ها استفاده می شوند. امروزه از فولادهای کروم مولیبدن دار در نیروگاه های هسته ای و حرارتی در محدوده دمایی ۶۵۰-۷۰۰°C استفاده می شود [1] فولادهای 9Cr-1Mo در نیروگاه های حرارتی، از دهه ۱۹۷۰ مورد استفاده قرار گرفتند و همواره کارایی آنها از طریق بهبود

ترکیب شیمیایی در حال پیشرفت و بهبود پیایی بوده است [2-4]. در سال ۱۹۸۷ فولاد 9Cr-1Mo بهبودیافته با خواص مکانیکی و استحکام خزشی بالاتری در مقایسه با فولاد 9Cr-1Mo در بویلرها مورد استفاده قرار گرفت [5].

امروزه، مقاومت خزشی فولاد 9Cr-1Mo با افزودن مقادیر کم از عناصر کاربیدزا و نیتريدزا مانند وانادیوم و نیوبیوم به همراه کنترل میزان نیتروژن، افزایش یافته است و این فولاد به صورت بهبود یافته و به نام فولاد P91, Grade 91 (X10CrMoVNb 9-1) برای تیوب و ASTM A387 برای صفحه شناسایی می شود [1]. وجود نیوبیوم و وانادیوم در این فولاد، سبب ایجاد ذرات ریز کاربیدی و کاربونیترییدی وانادیوم و نیوبیوم به صورت پراکنده در ساختار شده و منجر به حفظ و پایداری ساختار و استحکام بالا در زمان های طولانی و دماهای بالا می شود [5]. به دلیل استحکام خزشی زیاد این فولاد در مقایسه با سایر فولادهای فریتی می توان آن را در مقاطع نازک تر استفاده کرد که موجب کاهش هزینه ها و خطر ترک خستگی حرارتی می شود و علاوه بر این، افزایش بازده نیروگاه باعث کاهش میزان CO₂ می شود [6].

فولاد P91 قابلیت جوشکاری با بسیاری از روش های قوسی از جمله جوشکاری قوسی با الکترو د دستی (SMAW)، جوشکاری قوسی با الکترو د تنگستن به همراه گاز محافظ (GTAW) و جوشکاری زیرپودری (SAW) را دارد [7]. هر فرآیندی که روی این فولاد انجام شود و باعث تغییر ساختار آن شود باید با عملیات حرارتی اصلاح گردد. یک قطعه جوشکاری شده فولاد P91 شامل فلز پایه، فلز جوش و منطقه HAZ است و منطقه HAZ خود دارای سه منطقه متأثر از حرارت درشت دانه (CGHAZ)، متأثر از حرارت ریز دانه (FGHAZ) و متأثر از حرارت بحرانی (ICHAZ) است [1]. با توجه به اینکه فرایند جوشکاری باعث تغییر در ساختار این فولاد می شود، نیاز به عملیات حرارتی بعد از جوشکاری در آلیاژ P91 برای هر قطر و ضخامت ضروری است. فرایند عملیات حرارتی پس گرم (PWHT) یکی از مهم ترین فاکتورها در تولید موفق قطعات جوشکاری شده است که باید با اطمینان از اینکه تمام نقاط جوش به دمای مناسب رسیده اند، انجام گردد. در حقیقت این فرایند یک عملیات حرارتی تمپر مناسب، روی ساختار مارتنزیتی برای دستیابی به چقرمگی مورد نیاز است [8].

علاوه بر به وجود آمدن ریزساختار غیر تعادلی در قطعات جوشکاری شده در فولاد P91، ترک های هیدروژنی (Hydrogen-assisted cracking-HAC) نیز از معضلات جدی در این فولادها هستند. به طور کلی HAC در قطعات جوشکاری شده زمانی رخ می دهد که هیدروژن کافی، تنش باقی مانده کششی بالا و ریزساختار مستعد به ترک همزمان در قطعه جوشکاری شده وجود داشته باشند [9]. مکانیزم های مختلفی برای HAC پیشنهاد شده است که البته هیچ یک از آنها نمی تواند HAC را به طور کامل توجیه کند و اختلافات زیادی با یکدیگر دارند. آنچه که در مورد آن بین محققین اجماع

بررسی سه فولاد متفاوت HSLA-100, HY-100, BA-160 به این نتیجه رسید که منطقه درشت دانه متأثر از حرارت نسبت به کل HAZ, بیشتر مستعد ترک است. همچنین پیش گرم کردن و گرمای ورودی بالا، باعث کاهش تمایل به ترک در فلز می شود.

یکی از مهم ترین عوامل تأثیرگذار بر کیفیت و خواص مکانیکی اتصال جوش، بهینه کردن متغیرهای جوشکاری است. کریشنان و همکاران^[13] از جوشکاری قوس گاز پالسی (GMAW-P) برای جوشکاری ورق های P91 با ضخامت ۱۲mm در یک پاس استفاده کردند، آنها گزارش دادند که بهترین نتایج جوشکاری در سرعت جوشکاری ۳۲۰mm/min، شدت جریان ۲۷۰A و ورودی گرمای ۱/۳۸kJ/mm به دست آمده است. از نتایج بسیار مهم دستیابی به استحکام کششی ۸۱۲-۸۴۹ Mpa و استحکام ضربه [۱۲۷-۱۰۴] گزارش شده است. سایر نویسندگان با استفاده از همین فرآیند، کاهش چشمگیر نقایص ناشی از فرآیند جوشکاری نظیر پاشش، تخلخل جوش و کاهش عدم نفوذ را گزارش کرده اند^[14,15]

وانگ و همکاران^[16] عملیات حرارتی پس گرم را در دماهای مختلف بر روی جوش P91 انجام داده و خاطرنشان کردند که با تغییر دمای پس گرم از ۶۰۰ به ۸۴۰°C انتقال ترک از نوع IV به ترک از نوع I در ICHAZ رخ می دهد. در حقیقت، بر این باور تأکید می کنند که اگر دمای پس گرم بیش از دمای بحرانی Ac₁ فلز پایه نباشد، از بین بردن ICHAZ توسط PWHT غیرممکن است. اخیراً شارما و همکاران^[17] تأثیر PWHT بر فولاد P91 جوش داده شده را مورد مطالعه قرار داده و گزارش دادند که بهترین شرایط برای تحصیل بیشینه استحکام مکانیکی لوله های جوش داده، انجام PWHT به مدت ۲ ساعت در ۷۶۰°C است. در این مطالعه از فرآیند TIG با سیم حرارت گرم شده استفاده شد که در اینصورت امکان عبور گرمای کمتری به اتصالات جوش فراهم شده و HAZ را به حداقل می رساند. ونکاتا و همکاران^[18]، گزارش دادند که بیشینه دمایی که PWHT باید در آن انجام شود، ۷۷۰°C است و دمای PWHT همیشه باید کمتر از درجه حرارت شروع آستنیت Ac₁ باشد.

در مطالعه ای که توسط پاد^[19] و همکاران انجام شد، بالاترین تنش پسماند (۶۰۰MPa) گزارش شده است که در نزدیکی مرز بیرونی HAZ و به سمت ریشه جوش در هر دو نمونه جوش داده شده و پس گرم شده بود. به عنوان یک نتیجه از حضور تنش های پسماند، شکست های خزشی زودرس نوع IV در این جوش ها مشاهده شد. با این حال، پس از انجام PWHT، تنش های پسماند به حدود ۵۰MPa در مجاورت HAZ کاهش یافت. صرف نظر از PWHT منطقه ای که بالاترین سطح تنش های پسماند اندازه گیری شده را دارد، همواره منطقه ICHAZ بوده و حساس ترین ناحیه به ترک نوع IV است.

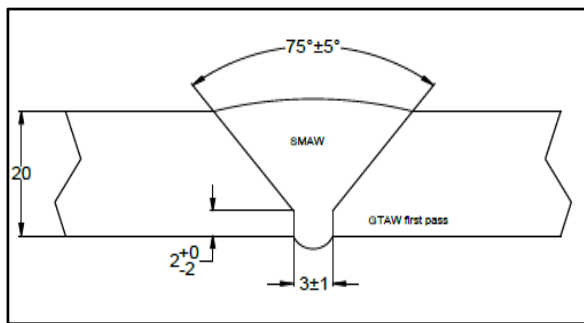
پانسی و همکاران^[20] آزمون های خزش را روی نمونه های فولاد P91 جوش داده شده در دو حالت پس از جوشکاری و پس از عملیات پس گرم در محدوده تنش ۱۵۰ تا ۲۰۰MPa و در دمای

است، یک سری اتفاقات پی در پی منجر به HAC در جوش است. رطوبت موجود در اطراف اتمسفر جوشکاری قوسی، مولکول های هیدروژن، اتم های هیدروژن و یون های هیدروژن را ایجاد می کند. سپس مولکول های هیدروژن، اتم های هیدروژن و یون های هیدروژن در حوضچه مذاب جوش حل می شوند. هنگام سرد شدن و انجماد، فلز جوش از هیدروژن فوق اشباع می شود. هیدروژن فوق اشباع در فلز جوش تمایل به مهاجرت به HAZ را دارد. با توجه به اینکه میزان حلالیت هیدروژن در آستنیت بیشتر است، در صورتی که HAZ ساختار آستنیتی داشته باشد، هیدروژن از فلز جوش و از خط مرزی منطقه مذاب به HAZ نفوذ می کند، اما اگر ساختار منطقه جوش آستنیتی باشد (یعنی HAZ قبل از منطقه جوش استحاله کرده باشد) هیدروژن درون منطقه جوش باقی می ماند. زمانی که هیدروژن در آستنیت فلز جوش یا HAZ حل شده است، هنگام سرد شدن سریع، آستنیت به مارتنزیت یا بینیت مستعد به ترک تبدیل می شود. حالا هیدروژنی که به صورت واقعی در آستنیت حل شده بود، در مارتنزیت یا بینیت و با انرژی بالا حبس می شود. هیدروژن پر انرژی به دنبال عیوب و ناپیوستگی ها برای نفوذ می شود و در این مناطق جمع می شوند. به این مکان ها تله می گویند. تنش کششی باقی مانده در قطعه جوشکاری شده، که در اثر تغییرات حجمی ناشی از استحاله به وجود آمده و در اثر محدودیت های خارجی تشدید شده است، با هیدروژن تجمع یافته وارد عمل می شود تا با بزرگ کردن ناپیوستگی های ساختار، آنها را تبدیل به ترک کند. هیدروژن تجمع یافته احتمالاً باعث کاهش دادن پیوستگی استحکام شبکه فلزی می شود. زمانی که یک ترک ایجاد می شود، تا وقتی غلظت هیدروژن وجود دارد رشد می کند. با رشد ترک، نوک ترک از محل تجمع هیدروژن دور می شود. سپس هیدروژن به نوک ترک نفوذ می کند و شرایط را برای ادامه رشد ترک مهیا می کند^[9-12].

احتمالاً، کاهش سرعت سرد کردن قطعه جوشکاری عملی ترین راه برای کاهش خطر HAC است. کم کردن سرعت سرد شدن، به هیدروژن داخل جوش فرصت بیشتری می دهد که خارج شود. سرد شدن آهسته امکان ایجاد ریزساختار فریتی و پرلیتی، که نسبت به مارتنزیت و بینیت کمتر مستعد ترک هستند، را نیز فراهم می کند. از طرفی افزایش حرارت ورودی یکی از راه های کاهش نرخ سرد کردن جوش است؛ اما این راه ممکن است باعث افت خواص مکانیکی در قطعه شود. در نتیجه، ساده ترین و گسترده ترین راهکار برای کاهش خطر ترک، پیش گرم باعث کاهش قرار است به یکدیگر جوش داده شوند. پیش گرم باعث کاهش سرعت سرد شدن قطعه بعد از جوشکاری می شود^[11]. آلبرت و همکاران^[10] گزارش دادند که در فولاد 9Cr-1Mo هر دو ناحیه فلز جوش و HAZ مستعد ترک های هیدروژنی هستند. ماگودیسواران و همکاران^[11] با آزمایش روی فولاد استحکام بالا و کوئنچ-تمپر، گزارش کردند که مواد مصرفی جوشکاری در فولادهای کوئنچ-تمپر نقش بسیار مهمی در بروز ترک های هیدروژنی دارد. یو^[12] با

آماده‌سازی قطعات، جهت انجام پیش‌گرم، دمای صفحات طبق دستورالعمل به کمک المنت حرارتی به 200°C رسانده‌شد.

برای اولین پاس جوشکاری از روش GTAW با الکترود ER90S-B9 به قطر $2/4\text{mm}$ همراه با گاز محافظ آرگون استفاده‌شد. در پاس‌های دوم و سوم، جوشکاری به روش SMAW و با الکترود E9015-B9 با قطر $3/2\text{mm}$ و از پاس چهارم به بعد از همان الکترود با قطر 4mm استفاده‌شد. ترکیب شیمیایی الکترودها در جدول ۲ آورده شده است.



شکل ۱) نحوه پخ‌زنی و کنار هم قرارگرفتن صفحه‌ها برای جوشکاری (ابعاد به mm)



شکل ۲) نمای کلی از قطعه ساخته‌شده قبل از جوشکاری؛ الف) نمای بالا پس از پخ‌زنی، ب) پشت قطعه و پشت‌بندها

جدول ۲) ترکیب شیمیایی الکترودهای مصرفی

ER90S-B9	E9015-B9	الکترود
۰/۰۹	۰/۱۱	C
۰/۲۲	۰/۳۱	Si
۰/۵۵	۰/۳۱	Mn
۰/۰۰۸	۰/۰۱۱	P
۰/۰۰۲	۰/۰۰۶	S
۸/۶۸	۸/۴	Cr
۰/۴۹	۰/۸	Ni
۰/۸۸	۰/۸۸	Mo
۰/۰۶	۰/۰۶	Nb
۰/۱	<۰/۱	Cu
۰/۱۹	۰/۲۶	V

ترکیب شیمیایی
(درصد وزنی)

620°C بارگذاری کردند. عملیات حرارتی شامل نگهداشتن نمونه‌ها در دمای 760°C به مدت ۲ ساعت و سپس خنک‌کردن در هوا و متعاقب آن مجدداً حرارت‌دهی تا منطقه تشکیل آستنیت در 1040°C به مدت ۱ ساعت و در ادامه نگهداری مجدد در 760°C به مدت ۲ ساعت و در پایان خنک‌کردن در هوا است. این عملیات حرارتی به‌طور قابل ملاحظه‌ای باعث افزایش عمر خزشی نمونه‌ها به‌ویژه برای تنش 150MPa می‌شود.

یکی از بزرگ‌ترین نگرانی‌ها در صنایع نیروگاهی، جوشکاری‌های سازه‌های فلزی علی‌الخصوص بویلرها است که عموماً در آن از فولادهای آلیاژی پر کروم استفاده می‌شود. در بویلرهای نیروگاهی مکانیزم‌های تخریب فراوانی نظیر خزش، خوردگی، خستگی، اکسیداسیون و غیره سبب زوال اجزاء آن می‌شود و در نتیجه تمام یا بخشی از آن اجزاء بایستی تعویض گردد. در این حالت ممکن است به‌دلایل مختلف جوشکاری براساس دستورالعمل‌های استاندارد قابل انجام نباشد. لذا با توجه به اینکه احتمال مرطوب‌شدن الکترودها در داخل بویلرها بسیار بالاست، آیا عملیات حرارتی متعاقب آن می‌تواند بر ریزساختار تأثیرگذار باشد و آثار مخرب جذب رطوبت را از بین ببرد؟ در این پژوهش سعی شده است با طراحی و پیاده‌سازی صنعتی ۳ سیکل جوشکاری و عملیات حرارتی پس‌گرم متعاقب آن، تحولات ریزساختاری و تغییرات خواص مکانیکی از جمله خواص کششی در نواحی فلز جوش، فلز پایه و HAZ بررسی شود. در پایان پس از جمع‌بندی نتایج، آثار جوشکاری با الکترود مرطوب و انجام عملیات پس‌گرم بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد P91 ارائه می‌شود.

مواد و روش تحقیق

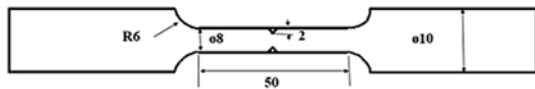
به‌منظور بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی و ریزساختار اتصال جوش، از صفحه A387-91 با ضخامت 20mm استفاده شد. سه حالت جوشکاری با کدهای DNP، WNP و DP مطابق جدول ۱ در نظر گرفته‌شد.

جدول ۱) مراحل ساخت نمونه‌ها

کد نمونه	وضعیت الکترود/وضعیت عملیات پس‌گرم
WNP	الکترود مرطوب/بدون عملیات پس‌گرم
DNP	الکترود خشک/بدون عملیات پس‌گرم
DP	الکترود خشک/۲ ساعت پس‌گرم در دمای 300°C

صفحه‌ها مطابق شکل ۱ به‌صورت لب به لب و به فاصله $3\pm 1\text{mm}$ و با درز جوش جناقی با زاویه 75° کنار یکدیگر قرار گرفتند. در شکل ۲ نمای کلی از قطعه ساخته‌شده قبل از جوشکاری نشان داده شده است. جهت حفظ فاصله و جلوگیری از تاب برداشتن صفحه‌ها حین جوشکاری، در پشت کار پشت‌بند گذاشته‌شد. تامین حرارت لازم جهت عملیات حرارتی‌های پیش‌گرم و پس‌گرم و حفظ حرارت بین پاسی توسط المنت‌های سرامیکی انجام شد. پس از

رخداد شکست در منطقه جوش، در قسمت وسط نمونه و در ناحیه جوش شیار به عمق ۲mm طراحی و اعمال شد. شکل نمونه‌های آزمون کشش، ابعاد آنها و موقعیت نمونه‌گیری در شکل ۳ نشان داده شده است. آزمون کشش به وسیله دستگاه کشش مدل SGM-50 در دمای اتاق و با سرعت ۱mm/min انجام شد. در ادامه نتایج بررسی‌های صورت گرفته ارائه گردیده و مورد بحث قرار گرفته است.



شکل ۳) نمونه‌های آزمون کشش (ابعاد به mm)

نتایج و بحث

آنالیز ترکیب شیمیایی

نتایج آنالیز ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز جوش قطعات WNP، DNP و DP در جدول ۴ آورده شده است. مقایسه تطبیقی نتایج آنالیز انجام شده با ترکیب شیمیایی استاندارد آلیاژهای فولادی نشان می‌دهد که ترکیب شیمیایی فلز پایه و جوش در تمامی قطعات از جنس فولاد P91 است. ترکیب شیمیایی فولاد ASTM A387-91 نیز برای مقایسه در جدول مذکور آورده شده است.

آزمون کشش

از هر یک از قطعات WNP، DNP و DP، چهار نمونه آزمون کشش گرد شیاردار در ناحیه جوش تهیه شد و آزمون کشش روی نمونه‌ها انجام شد. با توجه به تمرکز تنش که در اثر شیار روی منطقه جوش به وجود آمد، کلیه نمونه‌ها از منطقه جوش شکسته شدند و بدین ترتیب امکان مقایسه بین استحکام‌های به دست آمده از ناحیه جوش ایجاد شد. نمودار تنش-کرنش این قطعات در نمودار ۱ نشان داده شده است.

در جدول ۵ نتایج آزمون کشش اتصال جوش قطعات آورده شده است و براساس آن به طور متوسط استحکام کششی حالت WNP معادل ۱۰۰۳MPa بود که در مقایسه با دو حالت DP و DNP که

دمای قطعه در حین جوشکاری کنترل شد تا از ۳۰۰°C بالاتر نرود. پس از هر پاس جوشکاری، برس زنی و سنگ زنی برای تمیزکردن سطح انجام شد. میزان شدت جریان، ولتاژ و سرعت جوشکاری براساس دستورالعمل و مطابق جدول ۳ انتخاب شد. پس از اتمام جوشکاری در هر مرحله آزمون رادیوگرافی بر روی جوش انجام شد که تا حد امکان از مناطق عاری از عیب نمونه‌گیری صورت گیرد. با توجه به اینکه الکتروودهای مصرفی در این پروژه نیاز به خشک کردن نداشت، بسته بندی الکتروود ۲۴ ساعت قبل از جوشکاری باز شد و الکتروودها از بسته بندی خارج شدند تا رطوبت محیط بر آن اثر کند (لازم به ذکر است طبق توصیه شرکت سازنده ESABAB, Sweden) در صورت باز شدن بسته بندی بیش از ۱۲ ساعت، الکتروودها نیاز به بازپخت داشتند. قطعه DP که مطابق با جدول ۱ عملیات حرارتی پس گرم برای تعریف شده بود بلافاصله پس از اتمام جوشکاری تحت عملیات حرارتی به کمک المنت در دمای ۳۰۰±۳۰ °C به مدت ۲ ساعت قرار گرفت و نهایتاً تمام قطعات با فاصله زمانی زیاد پس از جوشکاری تحت عملیات حرارتی PWHT در دمای ۷۴۵±۱۵ °C به مدت ۲ ساعت قرار گرفتند.

جدول ۳) شرایط جوشکاری قطعات DP WNP, DNP

شماره پاس	اول	دوم به بعد
نوع جوشکاری	جوشکاری قوسی با الکتروود تنگستن به همراه گاز محافظ (GTAW)	جوشکاری قوسی با الکتروود دستی (SMAW)
الکتروود	ER90S-B9	E9015-B9
قطر (mm)	۲/۴	۳/۲ و ۴
شدت جریان	DCEN	DCEP
آمپراژ (A)	۱۵۰ - ۱۰۰	۱۷۰ - ۱۱۰
ولتاژ (V)	۱۸ - ۱۶	۲۱ - ۲۰
سرعت جوشکاری (cm/min)	۵ - ۹	۱۵ - ۱۰

آنالیز شیمیایی به روش اسپکترومتری نشر نوری و با دستگاه مدل Foundry Master-Pro از فلز پایه و سایر نواحی انجام شد. به منظور بررسی ریزساختار قطعات، نمونه‌های متالوگرافی از مقطع عرضی هر یک از قطعات WNP، DNP و DP در نواحی فلز پایه، فلز جوش و سه منطقه از ناحیه متأثر از جوش (CGHAZ, ICHAZ, FGHAZ) مطابق استاندارد ASTM E3-11 آماده سازی و سپس مطابق با استاندارد ASTM E407-07 و با محلول نایتال ۲٪ اچ شدند. از تمامی مناطق مذکور مطابق با استاندارد ASTM E883-11 تصاویر متالوگرافی تهیه شد و اندازه دانه‌های آستنیت اولیه نیز مطابق با استاندارد ASTM E112-13 مطالعه شد.

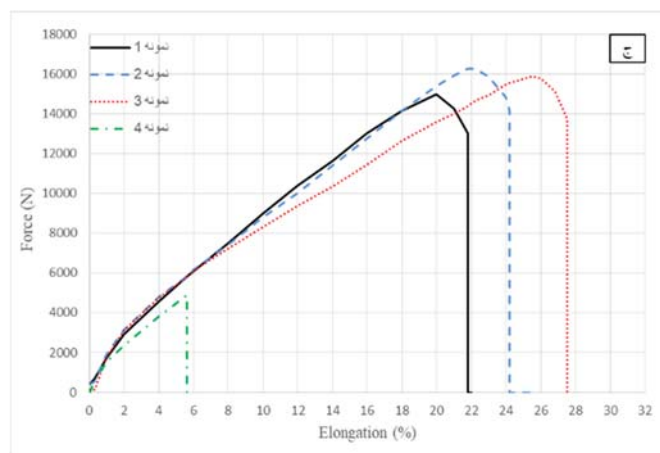
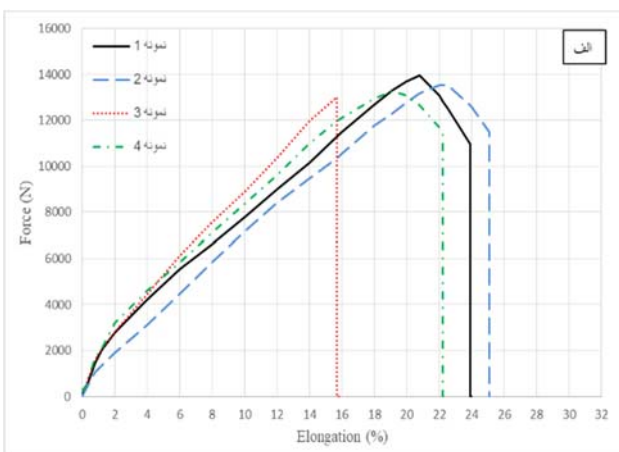
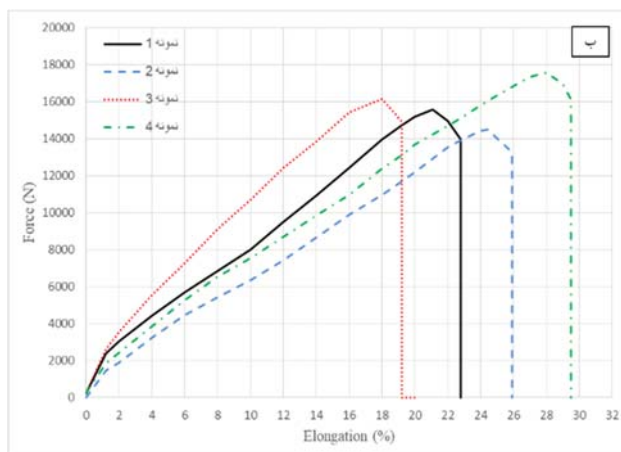
به منظور بررسی دقیق تر ریزساختار تمام نمونه‌ها توسط FESEM مورد مطالعه و ارزیابی قرار گرفت. از هر یک از قطعات WNP، DNP و DP چهار نمونه آزمون کشش کوچک گرد، به صورت عرضی به نحوی که جوش در قسمت میانی نمونه باشد، تهیه شد. قطر نمونه‌ها در قسمت سنج، ۸mm در نظر گرفته شد و به منظور

به ترتیب ۱۱۴۴ MPa و ۱۲۲۹ MPa بودند، به مقدار معناداری کمتر بود. این نتایج نشان می‌دهد که میزان استحکام کششی و تسلیم زمانی که از الکتروود خشک نشده استفاده شده است به مراتب کمتر از نمونه‌هایی است که در آنها الکتروود خشک شده است. در این حالت، عملاً با افزایش میزان هیدروژن نفوذی از طریق رطوبت

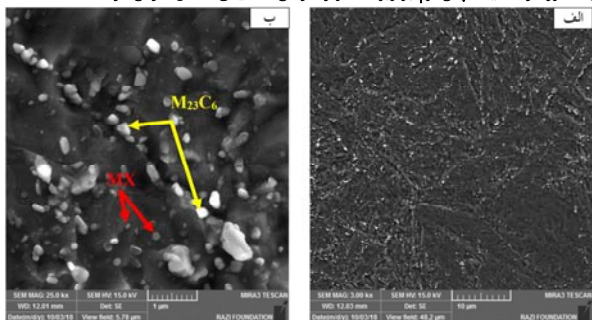
الکتروودها، میزان حفرات ریز درون قطعه در منطقه جوش افزایش یافته و میزان استحکام کاهش می‌یابد^[1]. با توجه به منابع علمی، نتایج به دست آمده از آزمون کشش منطقه جوش، در نمونه‌هایی که در آنها الکتروود خشک شده است، در محدوده قابل قبول فولاد P91 قرار دارد^[1,7].

جدول ۴) ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز جوش و مقایسه با ترکیب استاندارد

جنس	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	V	N	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)
فلز پایه	۰/۰۸	۰/۱۷	۰/۴۴	۰/۰۰۷	< ۰/۰۰۰۷	۸/۶	۰/۸۹	۰/۲۷	۰/۰۱	۰/۰۸	۰/۲	۰/۰۴۵	
الکتروود مرطوب- بدون عملیات پس گرم (WNP)	۰/۰۷	۰/۱۹	۰/۶۳	۰/۰۰۶	< ۰/۰۰۰۷	۸/۹	۰/۹۳	۰/۶۵	۰/۰۰۵	۰/۰۵	۰/۲۲	۰/۰۵	
الکتروود خشک - بدون عملیات پس گرم (DNP)	۰/۰۷	۰/۲۳	۰/۶۵	۰/۰۰۷	< ۰/۰۰۰۷	۸/۹	۰/۹۱	۰/۶۳	۰/۰۰۴	۰/۰۶	۰/۲۴	۰/۰۷	
الکتروود خشک- ۲ ساعت پس گرم در دمای ۳۰۰ °C (DP)	۰/۰۹	۰/۲۵	۰/۶۵	۰/۰۰۶	< ۰/۰۰۰۷	۹/۱۱	۰/۹۳	۰/۷۰	۰/۰۰۴	۰/۰۶	۰/۲۴	۰/۰۳	
ASTM A387	۰/۰۰۰۶/۱۵	۰/۰۱۸/۵۶	۰/۰۰۲۵/۶۶	< ۰/۰۲۵	< ۰/۰۱۲	۷/۹-۹۰/۶۰	۰/۱-۸۰/۱۰	≤ ۰/۴۳	≤ ۰/۰۲	۰/۰۰۵/۱۱	۰/۰۰۱۶/۲۷	۰/۰۰۲۵/۰۸۰	

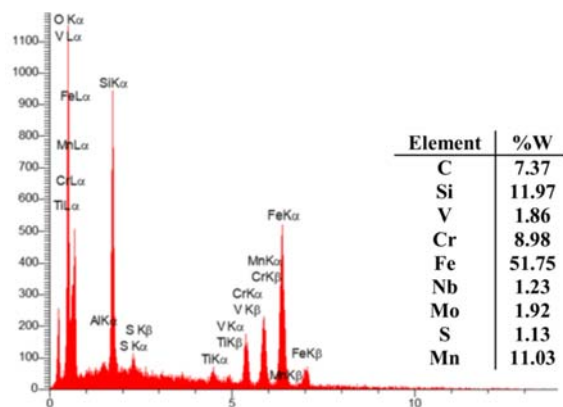


نمودار ۱) نمودارهای کشش در قطعه: الف) WNP، ب) DNP، ج) DP

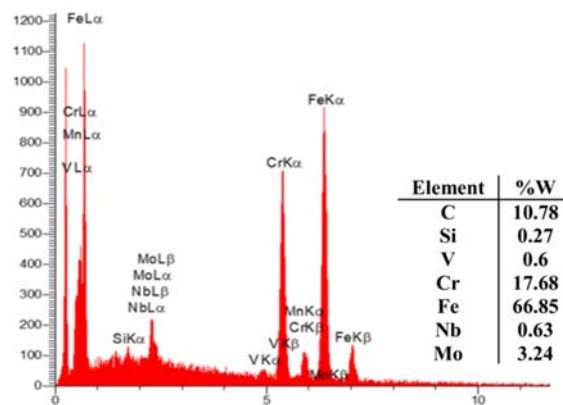


شکل ۵ توزیع رسوبات در مرزانه‌های آستنیت اولیه و داخل زمینه فلز پایه: (الف) در بزرگنمایی ۳۰۰۰× و (ب) در بزرگنمایی ۲۵۰۰۰×

آنالیز EDS رسوبات در نمودارهای ۲ و ۳ ارائه شده است. در نمودار ۲ آنالیز EDS موید حضور رسوبات $M_{23}C_6$ فقیر از کروم و مولیبدن در امتداد مرزانه‌های آستنیت اولیه است، در حالی که درصدهای بالاتر نایوبیوم و وانادیم نشان‌دهنده حضور رسوب MX غنی از نایوبیوم و وانادیم است. درصد وزنی بالاتر منگنز و گوگرد نشان‌دهنده تشکیل رسوب MnS است. از طرفی در نمودار ۳ آنالیز EDS حضور رسوبات $M_{23}C_6$ درشت غنی از آهن، کروم و مولیبدن و کربونیت‌ریدهای حاوی نایوبیوم و وانادیم که در امتداد مرزها رسوب کرده‌اند، را تأیید می‌کند [2, 7].



نمودار ۲ آنالیز EDS رسوب MX



نمودار ۳ آنالیز EDS رسوب $M_{23}C_6$

شکل ۶ ساختار مناطق مختلف قطعه جوشکاری شده بعد از جوشکاری و بدون عملیات حرارتی PWHT را نمایش می‌دهد.

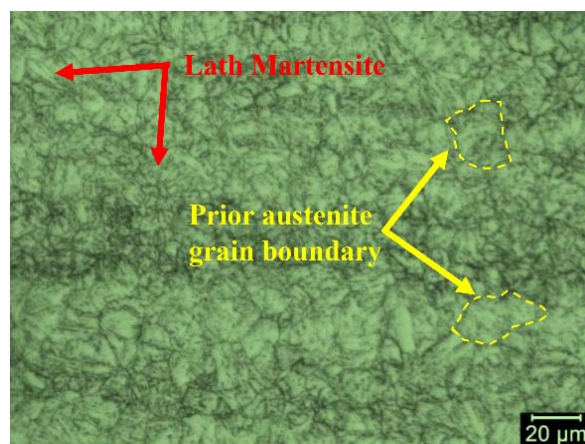
جدول ۵ نتایج آزمون کشش نمونه‌های DP, DNP, WNP

کد نمونه	Ys (MPa)	UTS (MPa)	%EI
WNP	۹۰۱	۱۰۰۳	۲۱/۸
DNP	۱۰۸۳	۱۲۲۹	۲۳/۲
DP	۱۰۴۳	۱۱۴۴	۲۴/۵

زمانی که منطقه جوش یا HAZ دارای ریزساختار سخت باشد، احتمال بروز ترک‌های هیدروژنی بالا می‌رود. ترک هیدروژنی در دمای اتاق متداول‌تر است. هیدروژن حل‌شده در فاز آستنیت، حین سرد شدن، به مارتنزیت مستعد ترک تبدیل می‌شود. هیدروژن گیر افتاده پر انرژی با نفوذ در داخل شبکه باعث ایجاد عیوب و ناپیوستگی می‌شود. وجود تنش باقی‌مانده یا اعمال تنش خارجی به قطعه جوش داده‌شده، با هیدروژن انباشته‌شده وارد عمل شده و با بزرگ کردن جدایش شبکه‌ای، آن را تبدیل به ترک می‌کند [9]. در واقع ذرات هیدروژن با کاهش استحکام چسبندگی فلز در ایجاد ترک نقش دارند [1].

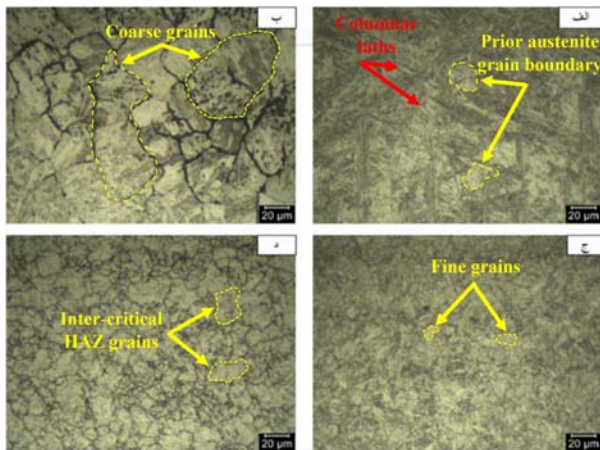
بررسی ریزساختار

جهت بررسی ریزساختار و تغییرات آن در اثر عملیات حرارتی، مطالعات میکروسکوپی نوری و الکترونی انجام شد. شکل ۴ تصویر میکروسکوپ نوری فلز پایه را نشان می‌دهد. در شکل ۴ می‌توان مرزهای دانه آستنیت اولیه و بسته‌های مارتنزیتی را ملاحظه کرد. در شکل ۵ تصویر ریزساختار FESEM فولاد P91 (فلز پایه) استفاده‌شده در این تحقیق آورده شده است. همان‌طور که در شکل ۵- الف مشخص است، ریزساختار شامل لایه‌های مارتنزیت تمپر شده همراه با رسوبات ریز و درشت در طول مرزانه و داخل لایه‌ها است. رسوبات فولاد P91 شامل $M_{23}C_6$ (به طوری که $M = Cr, Fe, Mo, Mn$ و $X = C, N$) (به طوری که $M = b$) (به طوری که $X = C, N$) هستند. رسوبات درشت $M_{23}C_6$ بر روی مرزها جوانه می‌زنند، در حالی که رسوبات ریز MX در داخل زمینه و مرزها جوانه می‌زنند [7, 21]. در شکل ۵- ب نحوه توزیع و اندازه رسوبات (سفید رنگ) در مرزانه و زمینه فلز پایه مشخص شده است.

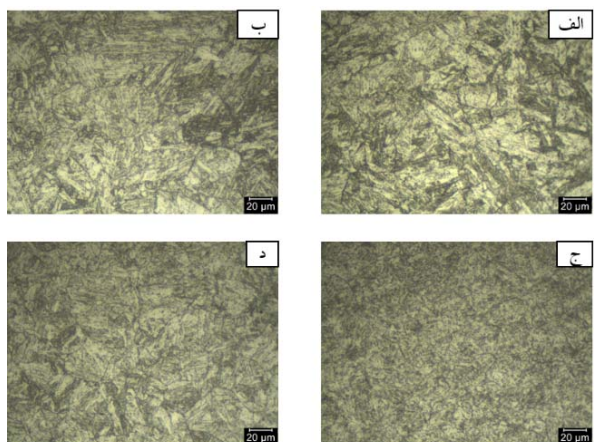


شکل ۴ تصویر ریزساختار فلز پایه با بزرگنمایی ۵۰۰ گرفته‌شده با میکروسکوپ نوری

مشاهده نشده است.



شکل ۶) ریزساختار قطعه جوشکاری شده قبل از PWHT: الف) فلز جوش، ب) CGHAZ (ج) FGHAZ (د) ICHAZ



شکل ۷) ریزساختار قطعه جوشکاری پس از PWHT: الف) فلز جوش، ب) CGHAZ (ج) FGHAZ (د) ICHAZ

نتیجه‌گیری

در این تحقیق پس از انجام سه سیکل جوشکاری به‌صورت متوالی با دفعات تکرار و اعمال عملیات حرارتی مختلف، آزمون کشش و بررسی‌های ریزساختاری بر روی قطعات انجام و مطالعه شد. این بخش به نتایج به دست آمده از این بررسی‌ها می‌پردازد:

۱- استحکام تسلیم و کششی نمونه‌هایی که با الکتروود خشک شده جوشکاری شده بودند، نسبت به نمونه‌ایی که با الکتروود مرطوب جوشکاری شده بود، بیش از به ترتیب ۲۰ و ۲۳٪ افزایش داشته است.

۲- PWHT باعث می‌شود اندازه دانه‌های آستنیت اولیه در فلز جوش و HAZ همگن‌تر شود.

۳- براساس نتایج آزمون کشش، در نمونه‌هایی که با الکتروود خشک شده، جوشکاری شده بودند، عملیات حرارتی پس‌گرم آثار تردشدگی را بهبود بخشید.

۴- در ناحیه ICHAZ، برخی رسوبات ریز به‌صورت جزئی حل شده و رسوبات باقی‌مانده درشت می‌شوند، از طرفی به‌دلیل قرارگرفتن در معرض حرارت حین جوشکاری، فاز مارتنزیت خود به خود تمپر

همانند آنچه در شکل ۶- الف دیده می‌شود، فلز جوش دارای ساختار مارتنزیتی تمپر نشده است. در این شکل لایه‌های ستونی به وضوح دیده می‌شوند. پاندی و همکاران^[7] و ورا و بادکا^[22] نیز ساختاری مشابه را قبلاً ارائه داده‌اند.

مناطق اطراف فلز جوش بسته به اینکه در حین جوشکاری تا چه دمایی حرارت دیده‌اند، حوزه‌های مختلفی از HAZ را به‌وجود می‌آورند. منطقه CGHAZ بیشترین دما را (بالتر از Ac_3 که تقریباً $925^{\circ}C$ است) تحمل می‌کند. در این دمای بالا رسوباتی که از رشد دانه‌های آستنیتی جلوگیری می‌کنند، حل شده و دانه‌های آستنیتی درشتی که در حین سردشدن به مارتنزیت تبدیل می‌شوند، ایجاد می‌شود شکل ۶- ب. مرزدانه‌های آستنیت اولیه در این شکل به وضوح قابل ملاحظه است.

هر چه فاصله از منطقه جوش بیشتر شود، از حرارتی که فلز پایه متحمل می‌شود کاسته شده و بنابراین آستنیت ریز دانه‌تری (FGHAZ) تشکیل می‌شود شکل ۶- ج. در این ناحیه رسوبات نمی‌توانند به‌طور کامل حل شوند، بنابراین در ساختار، مارتنزیت تمپر شده همراه با رسوبات ریز و درشت وجود دارد^[23]. در لوله‌های جوشکاری شده P91، ترک‌های متداول نوع IV از ناحیه ضعیف FGHAZ شروع می‌شوند. در ناحیه‌ای که بیشترین دما در محدوده دمایی بین Ac_1 و Ac_3 است، به‌دلیل اینکه تنها قسمتی از ساختار به آستنیت تبدیل شده است، ساختاری مخلوط دارد و این منطقه ICHAZ اطلاق می‌شود. در این ناحیه رسوبات به‌صورت جزئی حل می‌شوند و رسوبات باقی‌مانده درشت می‌شوند شکل ۶- د همچنین به‌دلیل قرارگرفتن در معرض حرارت حین جوشکاری، مارتنزیت خود به خود تمپر می‌شود^[23, 24]. ریزساختار این ناحیه شامل ترکیبی از لایه‌های مارتنزیت‌های ستونی جدید و مارتنزیت تمپر شده هم محور است. براساس گزارش‌های علمی، در ICHAZ مرزهای آستنیت اولیه و مرزهای فرعی دارای رسوبات $M_{23}C_6$ هستند، در حالی که رسوبات ظریف کربونیتريد و ناندیوم و نیوبیوم هم در مرزدانه و هم داخل زمینه قرار دارند و ICHAZ نیز همانند FGHAZ مستعد ترک نوع IV است^[7, 24]. برای غلبه بر گرایان سختی و اختلاف‌هایی که در ریزساختار قطعات جوشکاری شده P91 وجود دارد، PWHT الزامی است^[7, 11].

شکل ۷ ریزساختار فولاد P91 را پس از PWHT نشان می‌دهد. ریزساختار منطقه جوش به‌صورت لایه‌های مارتنزیت ستونی تمپر شده، مرز لایه‌ها و رسوبات روی مرزها و داخل زمینه است. بعد از PWHT، در فلز جوش درصد بالاتری از رسوبات وجود دارد.

شکل، اندازه و نحوه توزیع رسوبات بر روی مرزدانه آستنیت اولیه و داخل زمینه مارتنزیتی فلز جوش قابل مشاهده است. ریزساختار در تمام قطعات مارتنزیت تمپر شده همراه با رسوبات پراکنده بر روی مرزدانه‌های آستنیت اولیه و داخل زمینه مارتنزیتی است. در این تصاویر نحوه توزیع کاربیدها در مرزدانه‌های آستنیت اولیه و داخل زمینه واضح است و با توجه به ریزساختارها تغییر مشخصی روی ریزساختار منطقه جوش در اثر نفوذ هیدروژن در این مقیاس

- 10- Albert SK, Ramasubbu V, Sundar Raj SI, Bhaduri AA. Hydrogen-assisted cracking susceptibility of modified 9Cr-1Mo steel and its weld metal. *Welding in the World*. 2011;55:66-74.
- 11- Magudeeswaran G, Balasubramanian V, Madhusudhan Reddy G. Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2008;33(7):1897-1908.
- 12- Yue X. Investigation on heat-affected zone hydrogen-induced cracking of high-strength naval steels using the Granjon implant test. *Welding in the World*. 2015;59:77-89.
- 13- Krishnan S, Dulkarni DV, De A. Pulsed current gas metal arc welding of P91 steels using metal cored wires. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016;229:826-833.
- 14- Kapal P, Surjya KP. Effect of pulse parameters on weld quality in pulsed gas metal arc welding: A review. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2011;20(6):918-931.
- 15- Krishnan S, Dulkarni DV, De A. Multipass pulsed current gas metal arc welding of P91 steel. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2016;21(3):171-177.
- 16- Wang Y, Li L, Kannan R. Transition from type IV to type I cracking in heat-treated grade 91 steel weldments. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;714:1-13.
- 17- Sharma A, Verma DK, Kumaran S. Effect of post weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of hot wire GTA welded joints of SA213 T91 steel. *Materials Today: Proceedings*. 2018;5(2):8049-8056.
- 18- Venkata KA, Kumar S, Dey HC, Smith DJ, Bouchard PJ, Truman CE. Study on the effect of post weld heat treatment parameters on the relaxation of welding residual stresses in electron beam welded P91 steel plates. *Procedia Engineering*. 2014;86:223-233.
- 19- Paddea S, Francis JA, Paradowskac AM, Boucharda PJ, Shibli IA. Residual stress distributions in a P91 steel-pipe girth weld before and after post weld heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;534:663-672.
- 20- Pandey C, Mahapatra MM, Kumar P, Kumar S, Sirohi S. Effect of post weld heat treatments on microstructure evolution and type IV cracking behavior of the P91 steel welds joint. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019;266:140-154.
- 21- Arivazhagan B, Vasudevan M. A comparative study on the effect of GTAW processes on the microstructure and mechanical properties of P91 steel weld joints. *Journal of Manufacturing Processes*. 2014;16(2):305-311.
- 22- Vora JJ, Badheka VJ. Experimental investigation on microstructure and mechanical properties of activated TIG welded reduced activation ferritic/martensitic steel joints. *Journal of Manufacturing Processes*. 2017;25:85-93.
- 23- Goyal S, Laha K, Chandravathi KS, Parameswaran P, Mathew MD. Finite element analysis of type IV cracking in 2.25Cr-1Mo steel weldment based on micro-mechanistic approach. *Philosophical Magazine*. 2011;91(23):3128-3154.
- 24- Parker J. Factors affecting type IV creep damage in grade 91 steel welds. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;578:430-437.

شده و زمینه برای ترک مستعد می‌شود.

۵- در نمونه‌ایی که با الکتروود مرطوب جوشکاری شده، درصد ازدیاد طول، استحکام تسلیم و کششی کمتر از نمونه‌های جوشکاری شده با الکتروود خشک است، لذا با توجه به چقرمگی شکست بسیار پایین این نمونه، جوشکاری با الکتروود مرطوب به هیچ وجه توصیه نمی‌شود.

تشکر و قدردانی: بدین وسیله از مسئولین دانشگاه شهید بهشتی و شرکت مپنا بویلر که امکان انجام این پژوهش را فراهم نمودند، تشکر و قدردانی می‌شود.

تأییدیه اخلاقی: موردی توسط نویسندگان ذکر نشده است.

تعارض منافع: موردی توسط نویسندگان ذکر نشده است.

سهم نویسندگان: ساناز نظرعلیزاده (نویسنده اول)، نگارنده مقدمه/پژوهشگر اصلی (۳۳٪); مجید واثقی (نویسنده دوم)، روش‌شناس/پژوهشگر اصلی/نگارنده بحث (۳۴٪); محمود سمیع‌زاده (نویسنده سوم)، پژوهشگر اصلی/تحلیلگر آماری (۳۳٪).

منابع مالی: موردی توسط نویسندگان ذکر نشده است.

منابع

- 1- Pandey C, Saini N, Mahapatra MM, Kumar P. Hydrogen induced cold cracking of creep resistant ferritic P91 steel for different diffusible hydrogen levels in deposited metal. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2016;41(39):17695-17712.
- 2- Das CR, Albert SK, Swaminathan J, Bhaduri AK, Murty BS. Effect of boron on creep behaviour of inter-critically annealed modified 9Cr-1Mo steel. *Procedia Engineering*. 2013;55:402-407.
- 3- Das CR, Albert SK, Swaminathan J, Bhaduri AK, Murty BS. Improvement in creep resistance in modified 9Cr-1Mo steel weldment by boron addition. *Welding in the world*. 2012;56:10-17.
- 4- Thomas Paul V, Saroja S, Vijayalakshmi M. Microstructural stability of modified 9Cr-1Mo steel during long term exposures at elevated temperatures. *Journal of Nuclear Materials*. 2008;378(3):273-281.
- 5- Serna JA, Afanador W. Estimation of improved productivity based on materials substitution in high temperature applications use of alloy ASTM A-335 P91. *CT&F-Ciencia, tecnología y futuro*. 2001;2(2):125-135. [Spanish]
- 6- Wheelon J, Parkes J, Dillon D. UltraGen: A proposed initiative by EPRI to advance deployment of ultra-supercritical pulverized coal power plant technology with near-zero emissions and CO₂ capture and storage. *Proceedings of the 5th international conference on advances in material technology for fossil power plants*; 2008 Jan 15-18; Marco Island, FL, USA. Ohio: EDFAS; 2008.
- 7- Pandey C, Mahapatra MM, Kumar P, Saini N, Srivastava A. Microstructure and mechanical property relationship for different heat treatment and hydrogen level in multi-pass welded P91 steel joint. *Journal of Manufacturing Processes*. 2017;28 pt 1:220-234.
- 8- Coleman KK, Newell WF Jr. P91 and beyond welding the new-generation Cr-Mo alloys for high-temperature service. *Welding Journal*. 2007;29:33.
- 9- Charkhi M, Akbari D. Application of pre-heating in the reduction of residual stress in the repair welds of steel