علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال دوم، شماره ۱، بهار و تابستان ۹۵، صفحه ۱۳-۱

تحلیلی بر مشخصه های ریزساختاری اتصال FSW شده فولاد(B)A517 و ارتباط آن با خواص مکانیکی و رفتار خوردگی

مرتضی انصاری پور*، عبدالرضا سلطانی پور، علی قاسمی، محمد رضا دهنوی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، شاهین شهر، ایران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۴/۱۰/۲۲ ؛ دریافت نسخهٔ نهایی: ۱۳۹۴/۱۱/۰۴)

چکیده

این پژوهش با هدف ارزیابی خواص مکانیکی و رفتار خوردگی اتصال جوشکاری اصطکاکی –اغتشاشی شده (FSW) ورق فولاد A517(B) صورت گرفت. پس از دستیابی به اتصال FSW شده با ریزساختار بهینه حاوی کمترین مقدار مارتنزیت، مشخصات اتصال از جنبه خواص مکانیکی و رفتار خوردگی مورد ارزیابی قرار گرفت. از این رو پس از شناسایی فازی به کمک بررسی‌های ریزساختاری SEM و پراش سنجی پرتو ایکس (XRD)، خواص مکانیکی اتصال با استفاده از ریزسختی سنجی ویکرز و آزمون کشش عرض جوش، مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. ریزسختی سنجی افزایش جزیی سختی ناحیه اغتشاش (SZ) را در مقایسه با فلز پایه (BM) نشان می‌دهد؛ اگرچه کاهش حدود ۱۷ درصدی سختی در ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) محسوس‌تر است. این افت سختی در HAZ به صورت افت استحکام کششی پدیدار شد و کاهش حدود ۱۲ درصدی استحکام نهایی و ۱۹ درصدی استحکام تسلیم جوش را در مقایسه با BM به دنبال داشت. این افت را می‌توان به ایجاد فرابازگشت در ریزساختار اولیه فلز پایه حاوی مارتنزیت و بینیت ارتباط داد. بررسی تصاویر میکروسکپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه کشش، یک توزیع بای–مودال از دیمپل‌های کوچک و بزرگ را نشان می‌دهد که از نرمیHAZ و تفاوت در سایز ریزحفرات حکایت دارد. تحلیل رفتار خوردگی اتصال در محیط آب حاوی ۳/۵ درصد وزنی کلرور سدیم نشان داد که هیچ لایه رویین و پایداری مانع از روند انحلال تشکیل نشده است. رفتار خوردگی مناطق مختلف SZ و فلز پایه، حاکی از نرخ خوردگی نسبتاً مشابه این دو ناحیه است. اختلاف حدود 50mv پتانسیل خوردگی SZ و BM نشان می‌دهد در شرایط خوردگی گالوانیکی، این اختلاف پتانسیل نسبتا زیاد می‌تواند مقاومت به خوردگی ضعیف‌تری را برای BM پدید آورد.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی- اغتشاشی (FSW)، فولاد A517(B) - مشخصات ریزساختار-رفتار خوردگی

Analysis of the microstructural characteristics of FSW connection of A517 (B) steel and its relation to mechanical properties and corrosion behavior

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی mortezaap@yahoo.com

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

M. Ansaripour, A. Soltanpoor, A. Ghasemi , M.R. Dehnavi
Department of Materials Engineering, Malek Ashtar University, Shahin Shahr, Iran

(Received 12 January 2016 ; Accepted 25 January 2016)

Abstract
The aim of this study was to evaluate the mechanical properties and corrosion behavior of friction stir welding (FSW) connection of A517 (B) steel plate. Mechanical properties and corrosion behavior of weld zone were evaluated after reaching to optimum FSW microstructure with the lowest martensite phase. Thus, after the identifying phase microstructure by SEM and XRD analysis, mechanical properties were analyzed by micro-hardness and tensile test. Micro hardness data shows slight increases in stir zone (SZ) compared with the base metal (BM); although a reduction of about 17% in hardness of heat-affected zone (HAZ) was sensible. Reduction of hardness in the HAZ was appeared as drop by about 12 percent of the yield strength and 19 percent of ultimate strength compared with BM. SEM images from fracture surface of the tensile sample showed bi-modal distribution of large and small Dimples being sings of softness of HAZ .Comparing corrosion behavior in solution consist of 3.5 wt% of NaCl showed that there was no passive layers to prevent dissolution of the metal in the SZ and BM. while BM and SZ had fairly similar corrosion rates, Difference of 50 mV between corrosion potential of SZ and BM showed that in galvanic condition, corrosion resistance of BM could be lower than SZ.

Keywords: friction stir welding, A517(B) steel, microstructural properties, corrosion behavior.

۱- مقدمه

جوشکاری اصطکاکی- اغتشاشی (FSW) یک شیوه اتصال حالت جامد است که در آن با کمک گرفتن از یک ابزار شانه و پین طرح دار، با ایجاد تغییرشکل پلاستیکی شدید در کنار حرارت اصطکاکی زیاد، اتصال ایجاد می‌شود. در طی فرایند FSW ماده نرم شده در اثر حرارت در زیر ابزار، با فشار اعمال شده در حول ابزار به چرخش در می‌آید و در پشت ابزار فشرده می‌شود. این فرایند باعث می‌شود در اتصال حاصل، یک ریزساختار منحصر به فرد متاثر از پدیده‌های متالورژیکی، تغییرشکل ترمومکانیکی شدید و بازیابی یا تبلورمجدد در دمای بالا شکل بگیرد [۱]. این کارایی FSW می‌تواند به عنوان یک انتخاب برای جایگزینی روش‌های جوشکاری فولادهایی که به ایجاد ترک های سرد در طی فرایندهای جوشکاری ذوبی حساس هستند، مطرح گردد. لذا تلاش‌هایی برای بهبود پارامترهای FSW و تحلیل اتصال از جنبه‌های ریزساختاری و مکانیکی انجام گرفته است. فوجی و همکارانش نشان دادند که سرعت جوشکاری می‌تواند در کنترل ریزساختار اتصال FSW شده در فولاد موثر باشد [۲]. ساتا و همکارانش رابطه‌ای بین نرخ سرمایش در فرایند FSW و ریزساختار در یک فولاد پرکربن ارائه نمودند [۳]. اثر دما و نرخ کرنش بر تغییرات ریزساختار توسط گوش و همکارانش بررسی شد[۴]. همچنین نشان داده شده است که در طی FSW فولاد حاوی ۰.۷۲ درصد وزنی کربن می‌توان با کنترل پارامترهای فرایند از ایجاد فاز مارتنزیت ممانعت کرد. نشان داده شد که با انجام جوشکاری در زیر دمای A_1 و همچنین با کاهش نرخ سرمایش (از طریق کنترل سرعت پیشروی ابزار) می‌توان از تشکیل فاز مارتنزیت جلوگیری نمود [۵]. رامیرز و همکارانش نشان دادند که در طی FSW فولاد کم کربن API-X80 تغییر در حرارت ورودی به جوش می‌تواند نسبت فاز فریت ویدمن اشتاتن را به فریت بینیتی و مارتنزیت تغییر دهد[۶]. گزارش شده است که جوشکاری به روش FSW در ناحیه پایداری فازی فریت+ آستنیت می‌تواند منجر به ریز کردن ساختار اتصال فولاد کربنی و افزایش استحکام شود[۷]. تغییر در نسبت فازها از طریق تغییر شکل مکانیکی به پدیده شناخته شده پایدارسازی مکانیکی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

ارتباط داده شده است. در این پدیده توسط تغییرشکل شدید، از استحاله نفوذی ممانعت می‌شود و بنابراین تشکیل فاز فریت ترغیب می‌شود[۸]. مطالعات انجام شده نشان می‌دهد دستیابی به ریزساختار مطلوب در طی FSW فولادهای کربنی با کنترل پارامترهای فرایند قابل انجام است.

در این تحقیق فولاد A517(B) به عنوان یک فولاد کوئنچ- تمپر با استحکام بالا با کاربری فولاد ساختار دریایی، به روش FSW و به کمک ابزار WC جوشکاری شد. در بازه‌ای از پارامترهای فرایند و در نرخ پیشروی کم (که متناظر با نرخ سرمایش کمتر است)، از ایجاد فاز مارتنزیت در ریزساختار اتصال جلوگیری شد تا عامل ایجاد ترک سرد در جوش این فولاد مرتفع گردد. لازم بود این مشخصه های ریزساختاری از جنبه های مکانیکی و خوردگی مورد ارزیابی قرار گیرد که بدین منظور ضمن بررسی خواص کشش عرض جوش، رفتار خوردگی نواحی مختلف اتصال و فلز پایه از طریق بررسی های الکتروشیمیایی به روش پلاریزاسیون تافل در محیط حاوی ۳.۵ درصد وزنی NaCl مقایسه شد.

۲-مواد و روش تحقیق

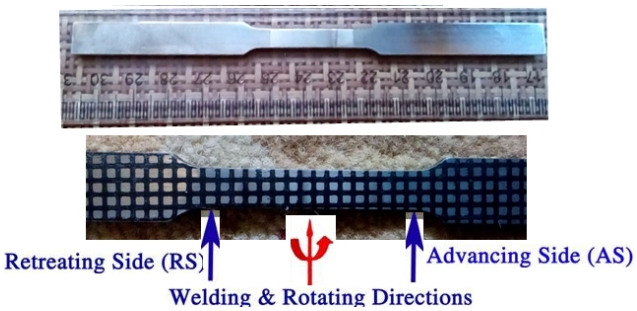
صفحات فولاد A517(B) کوئنچ-تمپر شده با ضخامت 6mm برای انجام جوشکاری FSW استفاده شد. آنالیز شیمیایی فولاد مورد استفاده، در جدول ۱ آورده شده است. ورق های مورد تست در راستای نورد به ابعاد مورد نظر برشکاری شد و پس از سنگ زنی و حذف لایه اکسید سطحی به منظور حذف کثیفی و روغن، قبل از جوشکاری توسط استن تمیز شد. از گاز آرگون به منظور محافظت از سطح اتصال استفاده شد. جوشکای در سرعت چرخش ثابت 500rpm و سرعت‌های پیشروی 10mm/min و ۲۰ انجام شد. این نرخ های پیشروی جهت کاهش نرخ سرمایش جوش انتخاب شد. از ابزار پین و شانه از جنس WC با طرح مخروطی کمک گرفته شد. قطر شانه 25mm و قطر پین در راس 6/7mm انتخاب شد. زاویه انحراف ابزار در تمامی‌شرایط تست به میزان ثابت ۱ درجه تنظیم شد. از میکروسکپ نوری جهت بررسی‌های ریزساختاری استفاده شد. بدین منظور نمونه اتصال از مقطع عرضی سنباده زنی و پولیش کاری شد و آشکارسازی به کمک محلول ۳ درصد نایتال انجام شد. بررسی های میکروسکپ الکترونی توسط دستگاه SEM مجهز به EDS انجام شد. به منظور آنالیز فازی از دستگاه XRD مجهز به لامپ اشعه ایکس Cu-Kα استفاده شد. سختی سنجی بر روی مقطع اتصال توسط دستگاه ریزسختی سنج نوع ویکرز انجام شد. جهت تحلیل خواص کشش عرضی جوش، آماده سازی نمونه مطابق با مشخصات نمونه Sub-Size مندرج در استاندارد ASTM-E8M انجام شد. قبل از انجام آزمون کشش عرضی، نمونه‌ها سنباده زنی شدند و توسط محلول اچ رقیق، مقطع ماکرو اتصال آشکاری سازی شد (شکل ۱- الف) . یک الگوی مشبک بر روی سطح نمونه کشش چاپ شد تا بتوان پس از آزمون کشش، جزئیات بیشتری از رفتار تغییرشکل نواحی مختلف اتصال را مورد ارزیابی قرار داد (شکل ۱-ب). تست کشش در سرعت پیشروی ثابت فک 1mm/min انجام شد. جهت انجام آزمون خوردگی الکتروشیمیایی محلول استاندارد حاوی3.5±0.1 درصد وزنی NaCl مطابق با استاندارد ASTM D1193 تهیه شد. آزمون‌های خوردگی الکتروشیمیایی تافل توسط دستگاه پتانسیو استات/گالوانواستات مدل .EG&G-model273A بر روی نواحی مختلف جوش و فلز پایه با نرخ اسکن 1mv/sec انجام گرفته و با یکدیگر مقایسه شد. جهت انجام آزمونها از الکترود مرجع کالومل اشباع و الکترود کمکی پلاتین استفاده شد. با تحلیلی که بر روی محصولات خوردگی، رفتار منحنی تافل و اطلاعات بدست آمده از منحنی انجام گرفت، رفتار خوردگی مورد ارزیابی قرار گرفت.

۳-نتایج و بحث

۳-۱-مشخصه یابی ریزساختار

شکل۲ مقطع عرضی اتصال را نشان می‌دهد. بر اساس الگوهای ریزساختاری مرجع، ریزساختار SEM فلز پایه ساختاری متشکل از فازهای فریت چند وجهی (PF)، بینیت بالایی (UB) و مقداری مارتنزیت (M) شناسایی شد (شکل ۳).

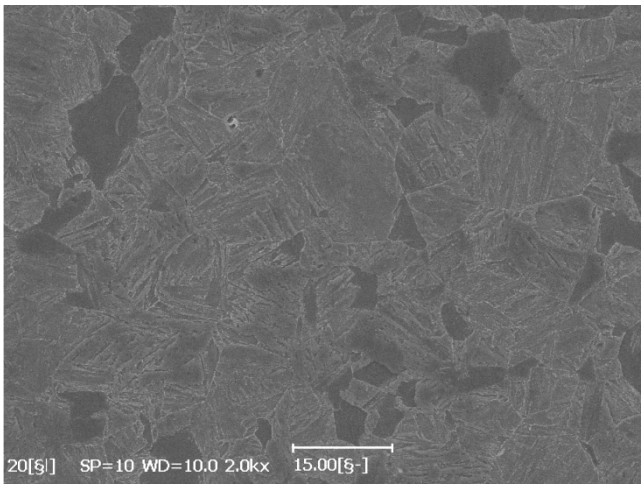
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]



شکل ۱- نمونه کشش؛
بالا: رویه اتصال FSW پس از آماده سازی و اچ شیمیایی رقیق ؛
پایین:سطح ریشه پس از ایجاد الگوی مشبک.



شکل ۲- مقطع عرضی اتصال FSW شده ورق فولاد A517 .



شکل ۳- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از فلز پایه عمدتا حاوی فریت چند وجهی، بینیت بالایی و احتمالا مارتنزیت. از مشخصات بینیت بالایی لایه‌های فریت تخته ای در داخل مرز دانه های آستنیت اولیه است.

تصویر ریزساختار نواحی جوش FSW شده در شکل(۴) نشان داده شده است. با نگاهی اجمالی مشخص است که اثری از ریزساختار تغییرشکل یافته نظیر باندهای تغییرشکلی و یا دانه‌های کشیده شده در SZ مشاهده نمی‌شود.لازم به ذکر است تغییرات ریزساختار در ناحیه اغتشاش (SZ) نتیجه اثرات پیچیده تغییرشکل و دما در طی انجام FSW و مرحله خنک سازی اتصال است و لذا بسیار محتمل است که در طی FSW در اثر رخداد تبلور مجدد دینامیکی و نهایتا تبلور مجدد شبه دینامیکی یا استاتیکی حین خنک سازی، ریزساختار شدیدا تغییرشکل یافته به طور کامل متبلور شده باشد. این احتمال با توجه به انرژی نقص در چیده شدن SFE نسبتا بالای فاز فریت تقویت می‌شود [۱۰]. از این مشاهدات این گونه برداشت می‌شود که دمای پیک در ناحیه SZ بالاتر از دمای تبلورمجدد این فولاد می‌باشد. همچنین دمای توقف تبلور مجدد آستنیت (RST)که حداقل دمای مورد نیاز برای انجام تبلور مجدد می‌باشد، بر طبق رابطه (۱) [۱۱]، برای فولاد مورد استفاده بالاتر از 882°C محاسبه می گردد.

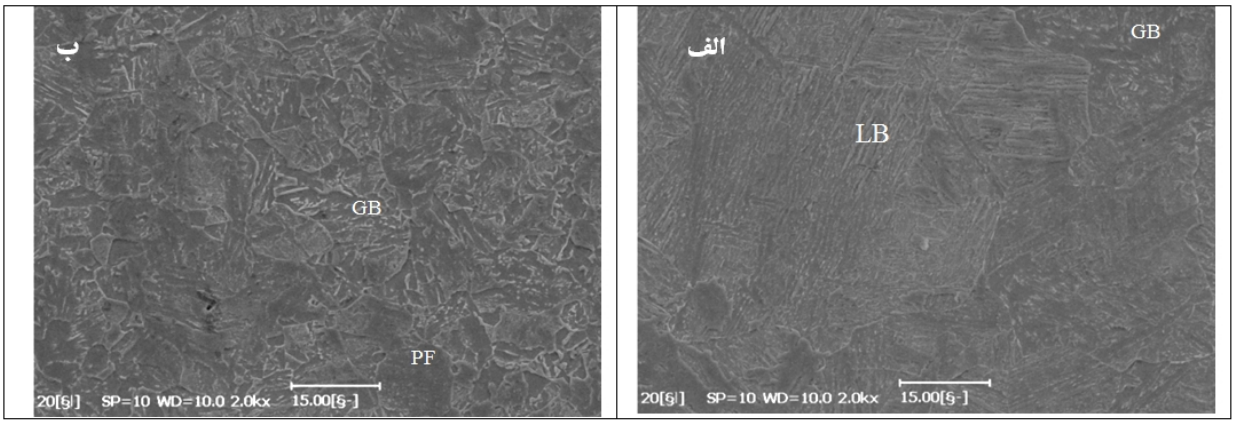
$$RST(^{o}C) = 887 + 464C + (6645Nb + 664\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (۱)$$

با توجه به روابط تجربی دماهای AC1 و AC3 این فولاد به ترتیب 728°C و ۸۴۹ برآورد می‌گردد [۱۲]. مقایسه AC3 و RST نشان می‌دهد که در طی FSW دمای پیک در SZ از AC3 فراتر رفته است و لذا ریزساختار اولیه به طور کامل به آستنیت استحاله یافته است. این برآوردها بدون در نظر گرفتن اثرات تغییر شکل بر دماهای استحاله بیان شده است. لذا ریزساختار نهایی در SZ محصول استحاله آستنیت پس از انجام فرایند جوشکاری و سرد شدن متعاقب آن خواهد بود. ریزساختار SZ در مرکز (مطابق با شکل ۴-الف) حاوی بینیت پایینی (LB) و بینیت گرانوله (GB) می‌باشد. شایان ذکر است وجود فریت کشیده و سوزنی شکل از از مشخصات بینیت پایینی است. در این ساختار اثری از فریت چند وجهی (PF) و ریزساختار پرلیتی مشاهده نمی‌شود. عدم وجود پرلیت با توجه به موقعیت دماغه پرلیت در دیاگرام همدمای این فولاد حاکی از این است که نرخ سرمایش ایجاد شده در طی فرایند خنک شدن اتصال، از ایجاد این فاز ممانعت به عمل آورده است و لذا در نهایت آستنیت در پایان سرمایش به فازهای بینیت (پایینی و گرانوله) تغییر حالت داده است. علاوه بر این اثری از مارتنزیت به عنوان محصول استحاله آستنیت در طی سرمایش سریع مشاهده نشد که نشان می‌دهد انتخاب پارامترها جهت حصول ساختار عاری از مارتنزیت موثر بوده است. شایان ذکر است این محصول

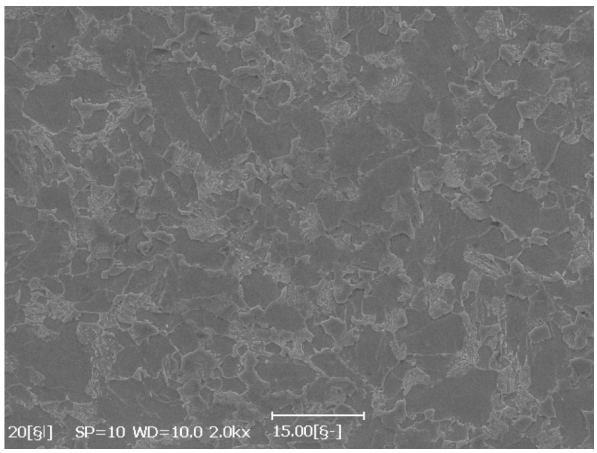
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

جدول ۱- آنالیز شیمیایی ورق فولاد A517(B) مورد استفاده در این تحقیق

عنصر	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	P	S
درصد وزنی	0.16	0.85	0.18	0.5	0.21	0.05	0.008	0.004



شکل ۴-تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از ناحیه جوش در سرعت پیشروی 20 mm/min در دو موقعیت متفاوت SZ ؛
الف: مرکز SZ ؛ ب: SZ در نواحی نزدیک به HAZ .



شکل ۵- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از ریزساختار HAZ اتصال FSW شده در سرعت پیشروی 20mm/min.

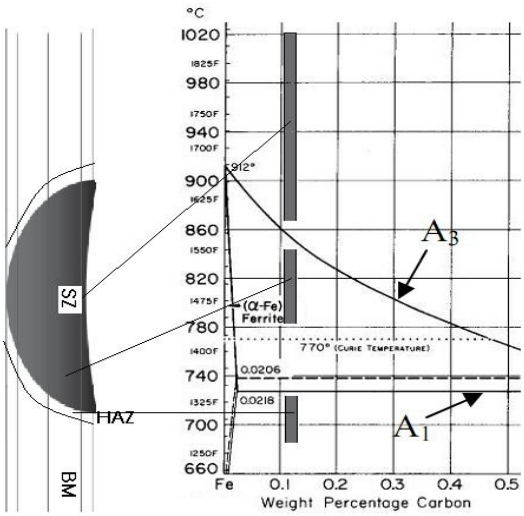
استحاله آستنیت می‌توانست در سرعت های سرمایش بالاتر (خنک کاری شدیدتر و استفاده از سرعت پیشروی بالاتر) آشکار شود. با وجود این، ریزساختار SZ در تمامی‌نواحی یکسان نیست به طوری که با فاصله گرفتن از مرکز SZ و نزدیک شدن به HAZ درصد فاز بینیت گرانوله بر بینیت پایینی غلبه می‌کند (شکل ۴-ب). این در حالی است که بخشی از ریزساختار در این ناحیه را فریت چند وجهی تشکیل می‌دهد. این اتفاق می‌تواند نتیجه افت دمای پیک در نواحی دورتر از مرکز SZ و تفاوت در نرخ سرمایش این ناحیه از جوش باشد. به عبارتی این گونه می توان نتیجه گیری کرد که در طی جوشکاری دمای پیک در این ناحیه تا محدوده دو فازی آستنیت + فریت هیپویوتکتوئید بالا رفته است که این باعث شده در طی سرمایش، آستنیت با نرخ سرمایش کمتر (در مقایسه با مرکز SZ) به فاز های بینیتی (عمدتا بینیت گرانوله) استحاله یابد. لازم به ذکر است با توجه به نرخ سرمایش کمتر، با نفوذ آسان‌تر کربن در ساختار آستنیت و خروج از شبکه کریستالی، کربن به صورت کاربید رسوب نموده و ساختار بینیت گرانوله را ایجاد کرده است.

ریزساختار HAZ در شکل ۵ نشان داده شده است. یک اختلاف محسوس بین ریزساختار HAZ و BM مشاهده می‌شود و آن افزایش کسر سطحی فاز PF در HAZ می‌باشد. این گونه می توان تحلیل نمود که در اثر حرارت ناشی از جوشکاری، در اثر انجام فرابازگشت ، صفحات فریتی موجود در ساختار بینیت به دانه های فریت هم محور استحاله یابد. البته در تحقیقات هنوز مشخص نشده است که این رخداد در اثر تبلور مجدد یا رشد دانه بوجود می‌آید[۸]. بنابراین آنچه به صورت فازPF مشاهده می‌شود، نتیجه تبدیل صفحات فریت بینیتی به فریت هم محور می‌باشد.در اثر این تغییر ریزساختار، افت سریع سختی

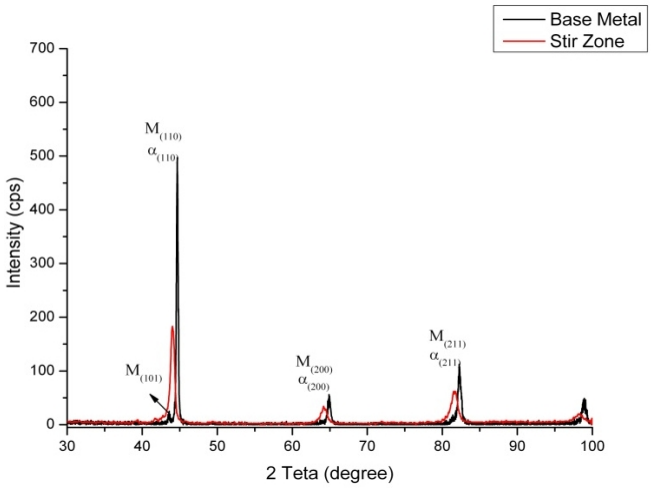
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

قابل پیش‌بینی است. آنچه از ریزساختار اولیه باقی می ماند مرزدانه های آستنیت اولیه (مرزهای با زاویه زیاد) است که در اثر این بازگشت همچنان حفظ شده است. مابقی ریزساختار در شکل ۵ را بخش‌هایی از ریزساختار اولیه فلز پایه فوق اشباع از کربن (بخش های مارتنزیتی) تشکیل می‌دهد که در اثر این حرارت از طریق نفوذ کربن و تشکیل کاربید آهن، به ساختار مارتنزیت فرابازگشت شده استحاله یافته است. از این مشاهدات می‌توان این گونه برداشت نمود که دما در ناحیه HAZ از دمای AC_1 فراتر نرفته است. لذا بر طبق تغییرات ریزساختاری در این تحقیق، موقعیت دمایی نواحی مختلف اتصال FSW مطابق با شکل ۶ پیشنهاد گردیده است.

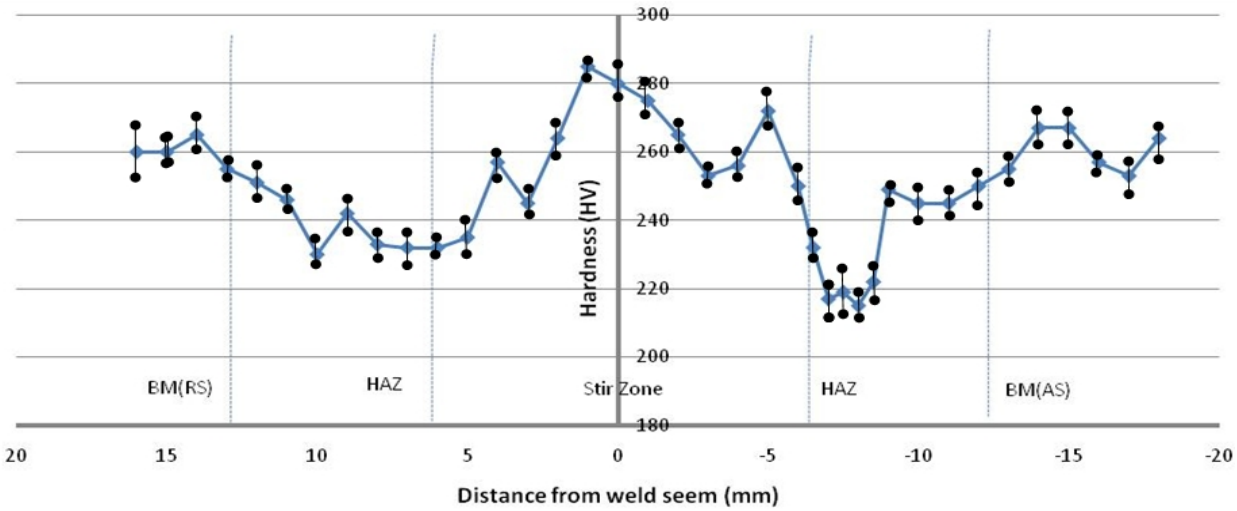
جهت تحلیل بیشتر مشاهدات ریزساختاری، آنالیز پراش پرتو ایکس بر روی فلز پایه و SZ انجام شد. در الگوی XRD ناحیه SZ (شکل ۷) ، فاز مارتنزیت شناسایی نشد (در الگوی پراش فلز پایه این فاز به صورت یک پیک قابل تمایز اما چسبیده به پیک صفحه (۱۱۰) فریت قابل شناسایی است). علاوه بر این عرض پیک ها در SZ تقریبا دو برابر پیک مشابه در الگوی پراش مربوط به فلز پایه است که این نشان می‌دهد همچنان اثراتی از جوشکاری (به صورت اثرات تغییرشکل میکرونی و تنش‌های باقیمانده) در ساختار قابل پیش بینی است. لازم به ذکر است الگوی پیک های پراش یافته زمانی پهن می‌شوند که مرزهای فرعی یا کریستالیت های خیلی ریزی وجود داشته باشد و یا شبکه کریستالی در اثر عیوب، تحت کرنش یا



شکل ۶-موقعیت دمایی متناظر پیشنهادی برای هر یک از نواحی اتصال FSW شده روی دیاگرام شماتیک Fe-C .



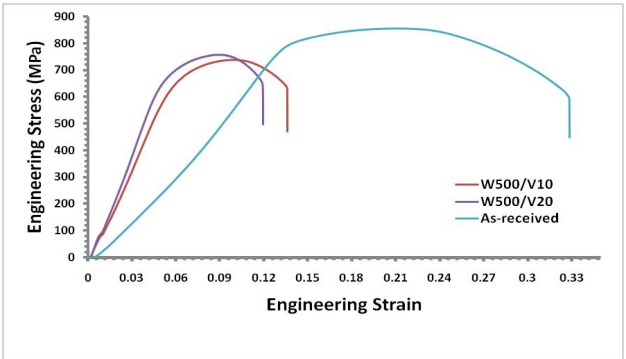
شکل ۷- الگوی پراش پرتو ایکس مربوط به فلز پایه و جوش (SZ) که مقداری پهن شدگی پیک و جابجایی پیک را در الگوی مربوط به SZ نشان می‌دهد.



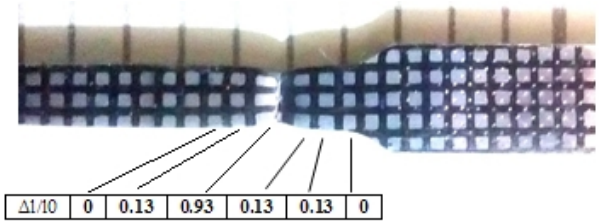
شکل ۸-الگوی تغییرات ریزسختی ویکرز در خطی به موازات سطح در مقطع عرضی جوش در سرعت پیشروی 20mm/min

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

چرخش محسوس قرار گرفته باشد[۱۴-۱۳]. در کنار این پهن مرزهای فرعی یا کریستالیت های خیلی ریزی وجود داشته باشد و یا شبکه کریستالی در اثر عیوب، تحت کرنش یا چرخش محسوس قرار گرفته باشد[۱۴-۱۳]. در کنار این پهن شدگی مقدار جابجایی پیک در الگوی پراش SZ مشاهده شد که این نشان می‌دهد یک تنش باقیمانده همگن احتمالا ناشی از گرادیان دمایی سرمایش جوش بین SZ و نواحی مجاور آن در جوش به جا مانده است. بررسی و تحلیل مقدار این تنش ها موضوعی است که به عنوان یک تحقیق مجزا می‌تواند مد نظر قرار گیرد. تغییرات ریزساختای در جوش مذکور منجر به تغییر خواص مکانیکی می‌شود که در ادامه بدان پرداخته خواهد شد.



شکل ۹- نمودار های تنش و کرنش مهندسی نمونه های جوش در سرعت های پیشروی mm/min 10 و ۲۰ در کنار فلز پایه .



شکل ۱۰- تصویر نمونه کشش جوش (پس از شکست) و کرنش برآورد شده برای المانهای نزدیک به محل شکست .

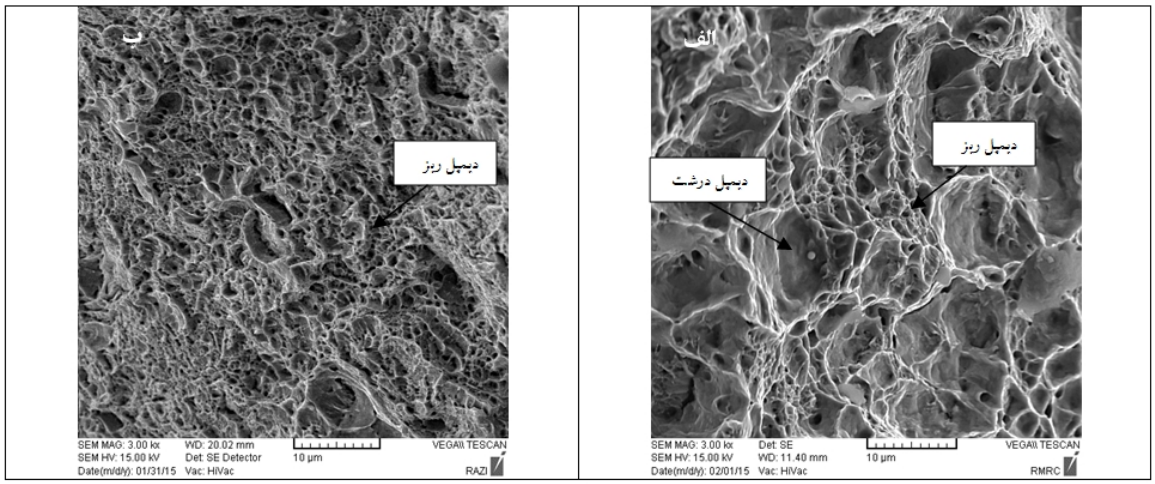
۳-۲- ارزیابی خواص مکانیکی

شکل ۸ الگوی تغییرات ریزسختی را در خطی به موازت سطح ورق در مقطع عرضی (به فاصله ۲ میلیمتری از ریشه جوش) نشان می‌دهد. بالاترین مقدار سختی در SZ اندازه گیری شد که البته این مقدار تفاوت قابل تاملی با سختی در ناحیه فلز پایه ندارد با وجودی که این اختلاف سختی بین SZ و BM در تحقیق رینولدز و همکارانش قابل توجه بوده است [۱۵] ، شاید بتوان این اختلاف اندک را در تحقیق حاضر به دو دلیل این گونه توجیه نمود. اول این که سختی فلز پایه با توجه به حضور فازهای سخت مارتنزیت و بینیت بازگشت شده نسبتا زیاد است. دوم اینکه در ناحیه SZ اثری از فاز استحکام بخش مارتنزیت مشاهده نمی‌شود که این خود باعث گردیده سختی در SZ نتواند به میزان قابل تاملی افزایش یابد. البته ایجاد فازهای بینیتی توانسته همچنان سطح سختی جوش را در حد مطلوبی حفظ نماید. این روند با آنچه در تحقیق کانکل و همکارانش در مورد یک فولاد کوئنچ –تمپر شده گزارش شده است همخوانی دارد[۱۶].

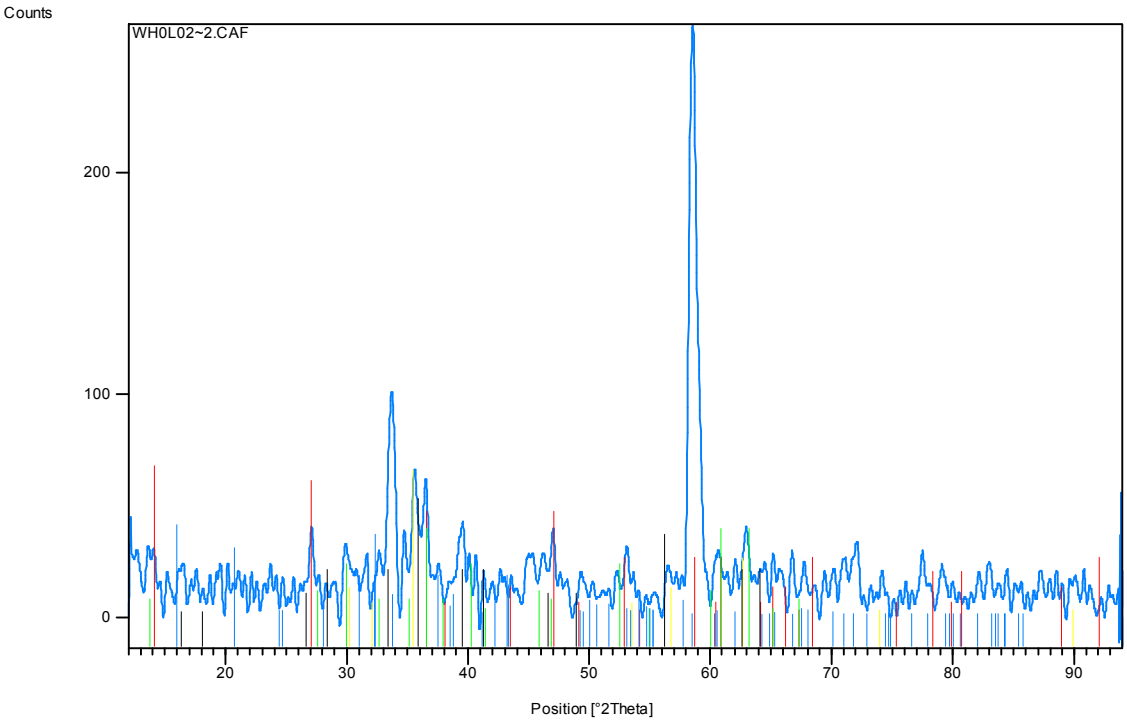
برخلاف این روند، در HAZ به دلیل حرارت انتقال یافته حین فرایند جوشکاری، افت قابل توجهی در سختی پدیدار شده است. شاید این افت سختی را بتوان تاییدی بر اتفاقات ریزساختاری در شکل ۵ (تجزیه فاز کاربید در ساختار بینیت) دانست. این تفاوت در نواحی HAZ در دو سوی جوش تا حدودی متفاوت است. به دلیل دمای پیک بالاتر در سمت پیشرو (AS) جوش، متناسب با آن حرارت بیشتری به ناحیه HAZ وارد شده است[۱۸-۱۷] و این حرارت با نفوذ به HAZ باعث افت بیشتر سختی در مقایسه با سمت پس رو (RS) شده است. به عبارت دیگر شاید بتوان گفت کمترین میزان سختی در HAZ در جایی اتفاق می‌افتد که SZ در اثر کرنش های تغییرشکلی و حرارت داخلی، دمای پیک بالاتری را تجربه نموده باشد.

در شکل ۹ نمودار تنش –کرنش مهندسی نمونه های کشش عرضی جوش جهت مقایسه با نمونه فلز پایه آورده شده است. همانطور که در شکل ۲ نشان داده شد نمونه سازی به نحوی انجام شد تا تمامی‌نواحی جوش و HAZ در طول نمونه آزمون قرار گیرد و بنابراین در شرایط آزمون کشش، شکست از ضعیف ترین ناحیه اتصال FSW اتفاق خواهد افتاد. نتایج بدست آمده از این آزمونها در جدول ۲ خلاصه شده است. در نگاه اول مشخص است که استحکام جوش در مقایسه با فلز پایه کمتر است. از سویی دیگر درصد ازدیاد طول نمونه

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]



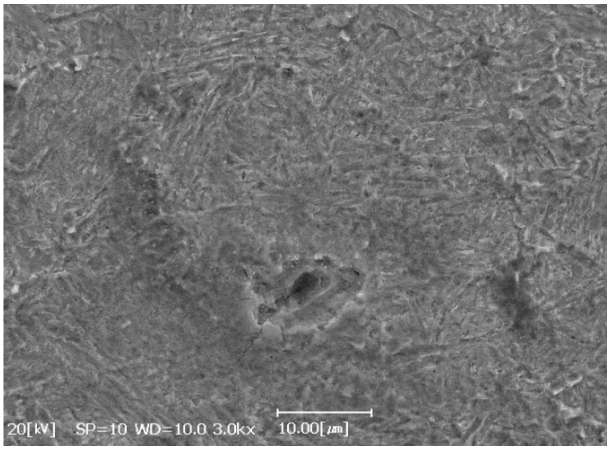
شکل ۱۱- تصویر میکرسکپی الکترونی الف) از سطح شکست نمونه FSW شده . ب) از سطح شکست BM



شکل ۱۲- الگوی پراش XRD مربوط به رسوبات خوردگی موجود در محلول الکترولیت نمک زدایی شده.

جوشکاری شده به میزان قابل توجهی افت کرده است. اختلاف قابل ملاحظه ای بین استحکام کششی نمونه های جوشکاری شده در دو سرعت متفاوت جوشکاری مشاهده نمی‌شود؛ اگرچه وجود این اختلاف جزئی با نتایجی که ایمام و همکارانش گزارش کرده‌اند هم خوانی دارد [۱۹]. این روند به گونه‌ای است که با افزایش سرعت پیشروی، استحکام افزایش و درصد ازدیاد طول کمتر می‌شود. شکست در تمامی‌نمونه ها در HAZ و در سمت AS اتصال اتفاق افتاده است. شایان ذکر است بر اساس نتایج ریزسختی سنجی و حداقل میزان سختی در این ناحیه، شکست نمونه کشش از این ناحیه تا حدودی قابل پیش بینی بود؛ مگر اینکه به دلیل نقایص جوش در ناحیه SZ این پیش بینی مخدوش می‌شد.

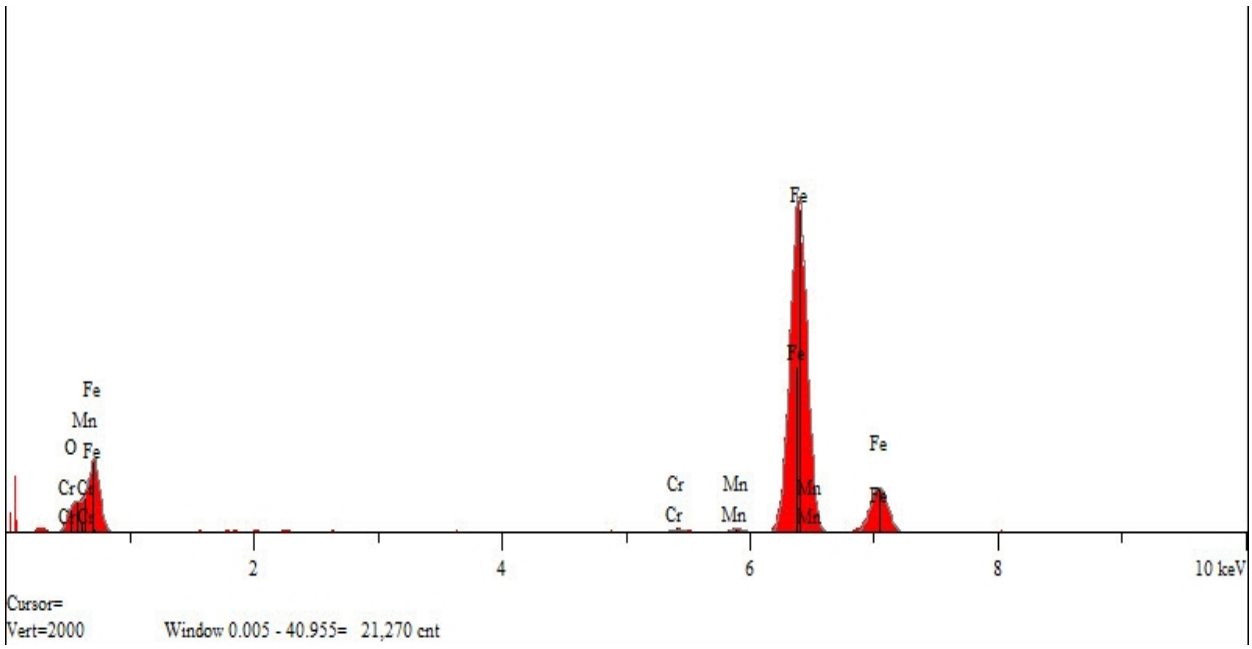
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]



شکل ۱۳- تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از سطح نمونه خوردگی در مرکز SZ که نوعی از خوردگی نسبتا یکنواخت را نشان می‌دهد.

اگرچه نتایج داده های استخراج شده در جدول ۲ نشان می‌دهد درصد ازدیاد طول نمونه FSW شده شدیدا افت کرده است، اما تحلیل فواصل شبکه چاپ شده بر روی نمونه در شکل ۱۰ با این نتیجه گیری کاملا همخوانی ندارد. با توجه به نتایج این شکل (درصد ازدیاد طول المانها در زیر هر المان محاسبه شده است) ، تقریبا بیشترکرنش اعمال شده در نمونه کشش در HAZ متمرکز شده است. در حقیقت درصد ازدیاد طول پایین اندازه گیری شده در نمونه های جوشکاری شده اساسا از ناهمگنی خواص ریزساختاری و مکانیکی مناطق جوش در طول سنجه منتج شده است و لذا این داده نمی‌تواند بیانگر رفتار کل جوش و قابل مقایسه با نمونه فلز پایه باشد. از طرفی عدم ایجاد کرنش پلاستیک در دیگر المانهای مناطق جوش (به ویژه در SZ) نشان می‌دهد که استحکام مکانیکی جوش از مقدار آن در HAZ به مراتب بیشتر است. این در حالی است که کرنش موضعی شدید ایجاد شده در HAZ نشان از نرمی‌ساختار فلز در این ناحیه دارد؛ موضوعی که تحلیل سطح شکست توسط SEM آن را تایید می‌کند.

تصویر میکرسکپی الکترونی از سطح شکست نمونه کشش جوش در شکل ۱۱- الف آورده شده است. این تصویر از وجود دیمپل های کوچک و بزرگ (مشخصه های شکست نرم) و عدم وجود ورقه های کلیواژ (Cleavage Facets) حکایت دارد. اختلاف در ابعاد دیمپل ها در سطح شکست را می‌توان به تعداد و توزیع میکروحفرات جوانه زده شده ارتباط داد. اگرچه شکست از ناحیه HAZ در آزمون کشش در استحکامی کمتر از فلز پایه یک عیب برای کل جوش تلقی می‌گردد، وضعیت سطح شکست معرفی چقرمگی و نرمی بالا، مزیتی برای این جوش تلقی می‌شود. لازم به ذکر است سطح شکست در نمونه فلز پایه (شکل ۱۱-ب) شواهدی از وجود دیمپل‌های با ابعاد نسبتاً



شکل ۱۴-منحنی توزیع پراش انرژی (EDS) از سطح نمونه خوردگی در مرکز SZ .

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

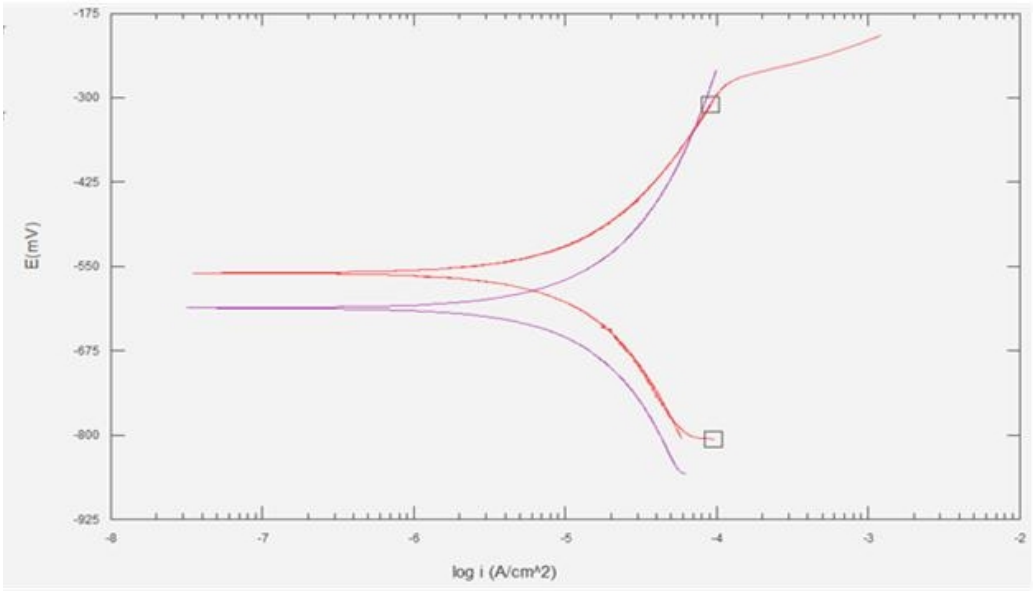
یکنواخت و ریز دارد.

۳-۳- تحلیل رفتار خوردگی الکتروشیمیایی

جهت ارزیابی رفتار اولیه خوردگی الکتروشیمیایی قبل از آزمون تافل، آزمون پلاریزاسیون سیکلی روی سطح SZ و فلز پایه انجام شد. این منحنی اطلاعاتی از نحوه تشکیل لایه رویین، نحوه محافظت آن و همچنین استعداد به ایجاد خوردگی حفره‌ای در اختیار قرار می‌دهد. بررسی نمونه‌های مورد نظر نشان داد که تقریبا هیچ لایه رویین /شبه رویینی که بتواند سطح را در مقابل حملات خوردگی در ناحیه آندی (در اختلاف پتانسیل‌های بالاتر نسبت به پتانسیل مدار باز (OCP) حفاظت نماید، تشکیل نگردیده است. این گونه رفتار در انطباق با رفتار خوردگی فولادهای HSLA تشخیص داده شد که در آن با افزایش پتانسیل آندی شدت جریان خوردگی همچنان افزایش می یابد[۲۰]. همچنین تقریباً هیچ حلقه پسماندی که حاکی از وجود خوردگی حفره‌ای باشد مشاهده نشد.

جهت تحلیل رفتار خوردگی و مکانیزم های احتمالی، رسوبات خوردگی محلول الکترولیت مورد پراش سنجی اشعه ایکس (XRD)، قرار گرفت. قبل از این بررسی، رسوبات نمک طعام (NaCl) فوق اشباع موجود در محلول به کمک فروشویی و تصفیه به کمک فیلتر سانتریفیوژ برطرف شد. شکل ۱۲ الگوی XRD رسوبات باقیمانده را نشان می‌دهد. در این الگو فازهایی نظیر $FeOOH$، Fe_2O_3، Fe_3O_4، $Fe_2O_3.H_2O$ و $FeCl_2.2H_2O$ به عنوان محتمل ترین فازها شناسایی شد. اگر چه نمی‌توان از روی رسوبات موجود در محلول الکترولیت واکنش‌های خوردگی را با دقت بالایی پیش بینی نمود، اما از آنجا که طی فرایند خوردگی لایه محافظی بر روی سطح فلز ایجاد نشده است، مکانیزم خوردگی به نحوی که در ادامه آمده است پیشنهاد می‌شود.

تصویر میکرسکپی الکترونی روبشی از سطح نمونه آزمون، رفتاری از خوردگی یکنواخت را نشان می‌دهد؛ به جز در برخی موقعیت های اندک از سطح مطابق با مرکز شکل ۱۳ که اندک حفره جزئی و کم عمق مشاهده می‌شود. منحنی طیف سنجی پراش انرژی (EDS) از مساحتی از سطح نمونه خوردگی در SZ در شکل ۱۴ نشان می‌دهد که مقدار بسیار ناچیزی اکسیژن در سطح وجود دارد که این مقدار نمی‌تواند به تشکیل یک فیلم اکسیدی کامل و ضخیم در سطح مربوط باشد. همین رفتار در نواحی دیگر جوش مشاهده شد. به عبارت دیگر عمده انرژی از یک سطح فلزی عاری از لایه اکسیدی مقاوم پراش یافته است. در این الگوی پراش، اثری از وجود کلراید مشاهده نمی‌شود؛ در حالی که در رسوبات خوردگی موجود در الکترولیت، کلرید آهن آبدار شناسایی شد. این نشان می‌دهد در حالت خوردگی



شکل ۱۵ – مقایسه منحنی پلاریزاسیون تافل مربوط به مرکز SZ و BM (نسبت به الکترود مرجع کالومل اشباع) در سرعت پیشروی 20mm/min

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

جدول ۲ – داده های استخراج شده از نمودارهای تنش و کرنش جوش و فلز پایه

شرایط نمونه	Yield Strength (MPa)	Ultimate Strength (MPa)	Elongation at break(%)	UTS weld/UTS BM (%)	Ys weld/Ys BM (%)
FSW ω(500)-V(10)	661±3	737±1	9.8±0.5	86.4±0.1	84±0.5
FSW ω(500)-V(20)	639±12	751±6	10.1±0.1	88.1±0.7	81±1.5
BM	787±6	853±3	21.6±0.4		

جدول ۳- داده های بدست آمده از منحنی پلاریزاسیون نواحی مختلف جوش و فلز پایه (نسبت به الکترود مرجع کالومل اشباع)

موقعیت	i.corr (μA/cm²)	Beta C(mV/dec)	Beta A(mV/dec)	CR (mpy)	OCP (mV)	E corr (mV)
مرکز SZ	140	-204	171	64	-555	-560
BM	126	-335	256	58	-607	-611

یکنواخت، یون کلر از طریق واکنش با کاتیون‌های آهن موجود در لایه دوگانه فصل مشترک فلز-الکترولیت و از سویی کاهش نرخ دسترسی به اکسیژن (در حضور کلرید سدیم میزان انحلال اکسیژن در آب کاسته می شود[۲۱])، از ایجاد لایه اکسیدی محافظ ممانعت به عمل می‌آورد. بدین طریق کاتیون های آهن پس از انحلال بدون وجود لایه ممانعت کننده وارد الکترولیت شده از طریق واکنش های بعدی به رسوبات آهن تبدیل می‌شوند. واکنش‌های مذکور را می‌توان این گونه پیش بینی نمود. در ابتدا انحلال آهن طی رابطه (۱) و احیای اکسیژن طی رابطه (۲) اتفاق می‌افتد. از آنجا که دسترسی به اکسیژن در حضور یون کلر محدود است واکنش کاتدی (۲) نمی‌تواند در ادامه نقشی در روند خوردگی داشته باشد.

$$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e \quad (1)$$
$$O_2 + 2H_2O + 4e \rightarrow 4OH^- \quad (2)$$

یون‌های کلراید موجود در محلول که دارای قطبیت مشابه با OH- است در رقابت با یکدیگر، با کاتیون های Fe^{2+} واکنش می‌دهند و ترکیبات کلریدی آهن ناپایدار (محلول) تشکیل می‌شود[۲۲]که این نه تنها مانع از ادامه روند انحلال آهن نمی‌شود؛ بلکه واکنش را به سمت انحلال بیشتر پیش می برد. در این شرایط آنیون‌های کلریدی در رقابت با یون‌های هیدروکسیل هستند تا با کاتیون‌های آهن ایجاد شده در واکنش آندی ترکیب شوند و از این طریق ترکیبات کلرید آهن مطابق با رابطه (۳) و (۴) تشکیل شوند [۲۳]:

$$(Fe^{2+}, Fe^{3+}) + Cl^- + OH^- \rightarrow FeOCl + HCl \quad (3)$$
$$Fe + 2HCl \rightarrow FeCl_2 + H_2 \quad (4)$$

کلریدهای آهن ناپایدار در تماس با آب هیدرولیز شده و تشکیل $Fe(OH)_2$ و اسید کلریدریک می‌دهد. هیدروکسید آهن طی واکنش زیر در تماس با الکترولیت (خارج از سطح واکنش خوردگی) به گونه‌های اکسیدی آهن (Fe_2O_3 یا Fe_3O_4) تبدیل می‌شوند [۲۴]:

$$4Fe(OH)_2 + O_2 \rightarrow 2Fe_2O_3 + 4H_2O \quad (5)$$

از آنجا که در تصویر میکروسکپی الکترونی روبشی از سطح خوردگی، هیچ گونه خوردگی ترجیحی (در مقیاس اندازه دانه) مشاهده نمی‌شود، بنابراین می‌توان نتیجه‌گیری کرد که در SZ، تفاوت ریزساختار بینیت پایینی و گرانوله نمی‌تواند باعث ایجاد اختلاف پتانسیل خوردگی شود.

نتایج آزمون پلاریزاسیون تافل مربوط به نواحی SZ و BM در منحنی پلاریزاسیون آندی - کاتدی در شکل ۱۵ مقایسه شده است. نتایج داده های بدست آمده از این منحنی نیز در جدول۳ خلاصه شده است. مقایسه نرخ خوردگی نواحی مختلف نشان می‌دهد که BM و SZ دارای نرخ نسبتاً مشابهی هستند. البته وجود اختلاف حدود ۵۰mv پتانسیل خوردگی SZ نسبت به BM نشان می‌دهد در شرایط خوردگی گالوانیکی، این اختلاف پتانسیل نسبتاً زیاد می‌تواند مقاومت به خوردگی ضعیف‌تری را

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

برای BM پدید آورد.

۴-نتیجه گیری

از انجام جوشکاری FSW بر روی ورق فولادی A517(B) و تحلیل‌های متالورژیکی این نتایج حاصل شد. در محدوده پارامترهای مورد بررسی در ریزساختار جوش فاز ماتنزیت تشکیل نشد. در اثر حرارت ناشی از جوشکاری، HAZ جوش دچار تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی شد. بر اساس نتایج آزمون XRD وجود پدیده پهن شدگی پیک در ناحیه SZ در مقایسه با BM نشان می‌دهد اگرچه ساختار تبلور مجدد شکل گرفته است، اما همچنان اثراتی از تغییر شکل برجا مانده است. در نتیجه تجزیه فاز ماتنزیت یا فریت ویدمن اشتاتن، استحکام و سختی در HAZ در مقایسه با BM و SZ به کمترین مقدار رسیده است و بنابراین باعث شکست نمونه های کشش از این ناحیه شده است. البته بررسی های سطح شکست نشان داد این شکست به دلیل حضور دیمپل های با توزیع دوگانه (درشت و کوچک)، از نوع شکست نرم است. بر پایه نتایج حاصل از آزمون خوردگی الکتروشیمیایی تافل و سیکلی و همچنین مشاهدات SEM از سطح نمونه خوردگی مشخص گردید که در نمونه جوشکاری شده و فلز پایه در محلول حاوی ۳/۵ درصد وزنی NaCl هیچ لایه اکسید مقاومی تشکیل نمی‌شود و بر این اساس مکانیزم خوردگی پیشنهاد گردید. خوردگی از نوع یکنواخت می‌باشد که قطعاً حضور یون کلر در این رفتار نقش داشته است. نتایج بدست آمده از منحنی پلاریزاسیون تافل نشان می‌دهد که با وجود مشابهت نرخ خوردگی BM و SZ به دلیل وجود اختلاف حدود ۵۰mv پتانسیل خوردگی، در شرایط گالوانیکی مقاومت به خوردگی پایین تری برای فلز پایه پیش بینی می شود.

منابع

1- R.S. Mishra, Z.Y. Ma, "Friction stir welding and processing", Mater. Sci. Eng., Vol. R 50, pp. 1–78, 2005.
2- H. Fujii, L. Cui, N. Tsuji, M. Maeda, K. Nakata, K. Nogi, "Friction stir welding of carbon steels", Mater. Sci. Eng. , Vol. A429, pp. 50–57, 2006.
3- Y.S. Sato, T.W. Nelson, C.J. Sterling, "Recrystallization in type 304L stainless steel during friction stirring", Acta Mater., Vol. 53, pp. 637–645, 2005.
4- M. Ghosh, M.D.M. Husain, K. Kumar, S.V. Kailas, "Friction stir-welded dissimilar aluminum alloys: microstructure, mechanical properties, and physical state", J. Mater. Eng. Perform., Vol. 22, pp. 3890–3901, 2013.
5- L. Cui, H. Fujii, N. Tsuji, K. Nogi, "Friction stir welding of a high carbon steel", Scr. Mater. , Vol. 56, pp. 637-640, 2007.
6- A.J. Ramirez, T.F.C. Hermenegildo, V.F. Pereira, J.A. Avila, T.F.A. Santos, P.R. Mei, L.P. Carvalho, R.R. Marinho, M.T.P. Paes, "Friction stir welding of steels for the oil and gas industry", Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding, Osaka University, Japan, pp. 75-79, November 6-8 , 2013.
7- H. Fujii, L. Cui, N. Tsuji, M. Maeda, K. Nakata, K. Nogi, "Friction stir welding of carbon steel", Mater. Sci. Eng., Vol. A 429, pp. 50-57, 2006.
8- H.K.D.H. Bhadeshia, "Bainite in Steels", second Ed., IOM communication Ltd, London, March 2001.
9- R.W.K. Honeycombe, H.K.D.H. Bhadeshia, "Steels Microstructure and Properties", second Ed., London, Edward Arnold, 1995.
10- K.S. Vecchio, R.W. Hertzberg, "The influence of stacking fault energy on ductile fracture micromorphology", J Mater. Sci., Vol. 23, pp.2220-4, 1988 .
11- F. Borrato, R. Barbosa, S. Yue, J.J. Jonas, "Effect of chemical composition on the critical temperatures of microalloyed steels". Thermec. , Vol. 88, pp. 383-90, 1988.
12- A.K. Sinha, "Ferrous Physical Metallurgy", Boston, MA: Butterworth-Heinmann Publishers, pp. 818, March 1989.
13- B.E. Warren and B.L. Averbach, "The Separation of cold-work distortion and particle size broadening in X-Ray Patterns", J. Appl. Phys, Vol. 23 , pp.497, 1952
14-G.K. Williamson and W.H. Hall, "X-ray line broadening from filed aluminum and wolfram", Acta Metall. , Vol.1 , pp. 22-31, 1953 .
15- A.P. Reynolds, W.Tang, M. Posada and J. DeLoach, "Friction stir welding of DH36 steel", Science Technology of Welding and Joining, Vol.8 , pp. 455-460, 2003 .
16- P.J. Konkol, J.A. Mathers, "Characterization of friction stir weldments in 500 brinell hardness quenched and tempered steel", Fourth International Symposium on Friction Stir Welding, Park City, UT, TWI, may (2003).
17-Y.C. Chen, H. Fujii, T. Tsumura, Y. Kitagawa, K. Nakata, K. Ikeuchi, K. Matsubayashi, Y. Michishita, Y. Fujiya, J. Katoh, "Banded structure and its distribution in friction stir processing of 316L austenitic stainless steel", J. Nucl. Mater., Vol.420, pp. 497-500, 2012 .
18- S.H.C. Park, Y.S. Sato, H. Kokawa, K. Okamoto, S.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]

Hirano and M. Inagaki, “Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding”, Scripta Mater. , Vol. 49, pp. 1175–1180, 2003 .
19- M. Imamn , R. Ueji, H. Fujii, “Microstructural control and mechanical properties in friction stir welding of medium carbon low alloy S45C steel” , Materials Science & Engineering , Vol.A 636, pp.24-34, 2015 .
20- K.S. Ghosh, D.K. Mondal, “Effect of grain size on mechanical electrochemical and hydrogen embrittlement behavior of a micro-alloy steel”, Mater Sci. Eng., Vol. A 559, pp. 693-705, 2013 .
21-Dexter, S.C., “Metals Handbook”, Vol. 1, 9th ed. , American Society of Metals, 1978.
22- P.R. Roberge, “Handbook of corrosion engineering”, 1st ed., McGraw-Hill, NewYork ,1999
23- Y. Ma, Y. Li, F. Wang, “Corrosion of low carbon steel in atmospheric environment of different chloride content”, Corrosion Science, Vol. 51, pp. 997-1006, 2009 .
24- J. Heuer and J. Stubbins, “An XPS characterization of FeCO3 film from CO2 corrosion”, Corrosion Science, Vol. 41, pp. 1231-43 , 1999 . of resistance spot welded Fe–31Mn–3Al–3Si TWIP steel, Materials and Design 67 (2015) 571–576.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-18]