

بررسی تأثیر حرارت ورودی جوش بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال غیرمشابه فولادهای

خط لوله API-B و API-X42

سجاد اصغری^۱، عبدالمجید اسلامی^{۱*}، ابوذر طاهری زاده^۱ و نوید سعیدی^۲

۱- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

۲- پژوهشکده فولاد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۸/۸/۸ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۹/۷/۳۰)

چکیده- در این پژوهش، تأثیر حرارت ورودی جوش بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال غیرمشابه فولادهای خط لوله API-X42 و API-B بررسی شد. ارزیابی ریزساختارها نشان داد که با افزایش حرارت ورودی فریت سوزنی در ریزساختار فلز جوش کاهش یافت، درحالی که مقادیر فریت ویدمن اشتاتن، فریت چندوجهی و فریت مرزدانه‌ای افزایش یافت. همچنین نتایج آزمون ریزسختی سنجی مشخص کرد که با افزایش حرارت ورودی جوش سختی فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت کاهش می‌یابد. نتایج آزمون کشش نشان داد که با افزایش حرارت ورودی جوش شکست از فلز پایه API-B به منطقه متأثر از حرارت منتقل می‌شود. نتایج آزمون ضربه نیز مشخص کرد که با افزایش حرارت ورودی جوش افت شدید در انرژی ضربه منطقه متأثر از حرارت در هر دو طرف فلزات پایه رخ داد، که این ناشی از رشد بیش از حد اندازه دانه‌ها است.

واژه‌های کلیدی: فولادهای خط لوله، جوشکاری، حرارت ورودی، ریزساختار، خواص مکانیکی.

Effect of Weld Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Joints of API-B and API-X42 Pipeline Steels

S. Asghari¹, A. M. Eslami^{1*}, A. Taheri Zadeh¹ and N. Saeidi²

1- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

2- Steel Research Center, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

Abstract: In this study, the effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints of API-X42 and API-B pipeline steels was investigated. Evaluation of the microstructures showed that increasing the welding heat input decreased acicular ferrite in weld metal microstructure, while amount of Widmanstatten ferrite, polygonal ferrite and grain boundary ferrite increased. Also, results of microhardness test showed that by increasing the heat input, hardness of weld metal and the heat affected zone decreased. Tensile test results showed that as the heat input increased, fracture transferred from base metal of API-B to the heat affected zone. Impact test results also showed that increasing the welding heat input could sharply drop the impact energy of the heat affected zone for both base metals due to extensive grain growth.

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: m.eslami@iut.ac.ir

Keywords: Pipeline steels, Welding, Heat input, Microstruture, Mechanical properties.

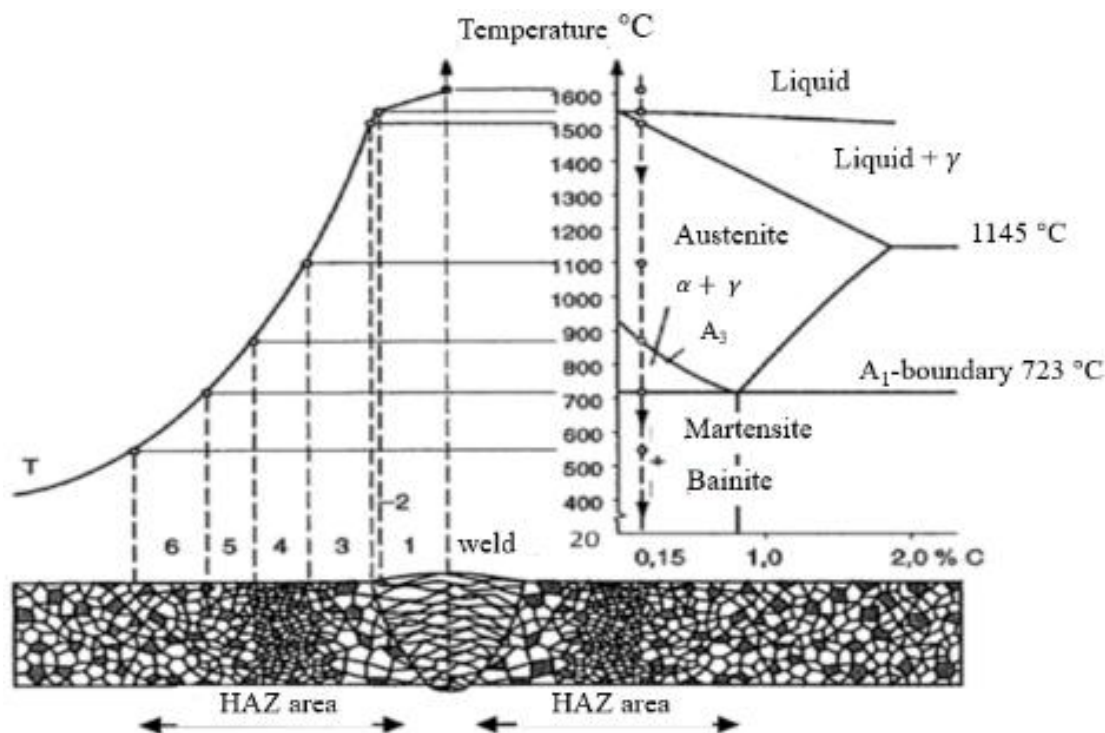
۱- مقدمه

با توجه به افزایش روزافزون تقاضا برای نفت و گاز طبیعی به منظور مصارف شهری و صنعتی، انتقال کارآمد و مؤثر از مناطق تولید به محل مصرف نیازمند سازوکار پیچیده و گسترده‌ای است. علاوه بر این در بسیاری موارد، گاز طبیعی تولید شده نیازمند طی مسافت طولانی تا منطقه مصرف است، از این رو خط لوله یک راه مناسب، اقتصادی و امن برای انتقال نفت و گاز طبیعی با فشار بالا است و لازم است در طراحی، تولید، نصب و نگهداری لوله‌ها توجه ویژه‌ای صورت گیرد. فولادهایی که در ساخت لوله‌های انتقال نفت و گاز استفاده می‌شوند از نوع فولادهای استحکام بالای کم‌آلیاژی^۱ هستند، که توسط انستیتو نفت آمریکا^۲ استانداردسازی شده‌اند. مقاومت تسلیم بالا، ازدیاد طول نسبی بالا، چقرمگی بالا و دمای انتقال شکست نرم به شکست ترد پایین از ویژگی‌های اصلی این فولادها است. عملیات حرارتی دقیقی برای ارتقاء همزمان استحکام و چقرمگی این فولادها در طی فرایند نورد کنترل شده ترمومکانیکال^۳ انجام می‌گیرد [۱ و ۲].

در خطوط انتقال نفت و گاز به منظور اتصال لوله‌ها از فرایند جوشکاری استفاده می‌شود. با سرد شدن و انجماد حوضچه جوش حرارت زیادی توسط فلزات پایه از آن خارج می‌شود. در اثر سیکل‌های حرارتی ناشی از جوشکاری و سرد شدن پیوسته، سه منطقه فلز جوش^۴ (WM)، منطقه متأثر از حرارت^۵ (HAZ) و فلز پایه^۶ (BM) تشکیل می‌شود. فلز پایه منطقه‌ای است که به حد کافی دور از منبع حرارت قرار دارد. بنابراین این منطقه تحت تأثیر حرارت جوشکاری قرار نمی‌گیرد و تغییری در ریزساختار و خواص مکانیکی این منطقه رخ نمی‌دهد. ریزساختار فولادهای کم‌کربن بیشتر شامل فریت و پرلیت است. شکل (۱) بالاترین دمایی که نواحی مختلف جوش در حین فرایند جوشکاری تجربه می‌کند را نشان می‌دهد. منطقه متأثر از حرارت را می‌توان به سه منطقه درشت دانه^۷

(CGHAZ)، ریزدانه^۸ و تبلور مجدد ناقص^۹ یا ریزدانه شده جزئی تقسیم کرد. این مناطق به ترتیب با شماره ۳، ۴ و ۵ در شکل (۱) نشان داده شده‌اند. منطقه ریزدانه جزئی منطقه‌ای است که بیشینه حرارتی در آن، بالاتر از درجه حرارت بحرانی مؤثر پایینی Ac_1 است. در طی گرم کردن تا بالاتر از دمای Ac_1 کلونی‌های پرلیت اولیه به آستنیت استحاله یافته و کمی به داخل کلونی‌های فریت اولیه توسعه می‌یابد. سپس در طی سرد کردن به دانه‌های ریز فریت و پرلیت تبدیل می‌شوند. کلونی‌های فریت اولیه تحت تأثیر قرار نمی‌گیرند. منطقه ریزدانه منطقه‌ای است که بیشینه درجه حرارت در آن، بالاتر از درجه حرارت بحرانی مؤثر بالایی Ac_3 است. بنابراین در این دما، دانه‌های آستنیت امکان جوانه‌زنی خواهند داشت. در حین سرد شدن، این دانه‌های آستنیت به دانه‌های بسیار ریز فریت و پرلیت تبدیل می‌شوند. در منطقه درشت دانه بیشینه دمایی به حد کافی بالاتر از دمای Ac_3 بوده و بنابراین دانه‌های آستنیت فرصت رشد خواهند داشت. نرخ سرد شدن زیاد و اندازه دانه بزرگ آستنیت باعث خواهد شد که فریت به شکل صفحه‌ای از مرز دانه‌ها رشد کند که به آن فریت ویدمن اشتاتن^{۱۰} (WF) گفته می‌شود [۳ و ۴]. فلز جوش ناحیه‌ای است که فلزات پایه ذوب شده و با فلز پرکننده مخلوط می‌شوند و یک آلیاژ جدید را می‌سازند.

خواص مکانیکی جوش فولادهای خط لوله به‌عنوان نوعی از فولادهای استحکام بالای کم‌آلیاژی به عواملی همچون حرارت ورودی، نرخ سرد شدن، ترکیب شیمیایی فلز پایه، پیشگرم، پسگرم و اندازه دانه آستنیت اولیه بستگی دارد. حرارت ورودی یکی از پارامترهای مهمی است که تحقیقات گسترده‌ای در زمینه تأثیر آن روی خواص مکانیکی جوش انجام گرفته است. بیشتر پژوهش‌ها نشان داده است که افزایش حرارت ورودی یا کاهش نرخ سرد شدن باعث کاهش چقرمگی [۵-۷]، سختی [۷-۹]، استحکام تسلیم و استحکام کششی [۸ و ۱۰] در فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت می‌شود.



شکل ۱- بیشترین دمای نواحی مختلف در حین فرایند جوشکاری و ریزساختار منطقه متأثر از حرارت پس از اتمام جوشکاری [۳]

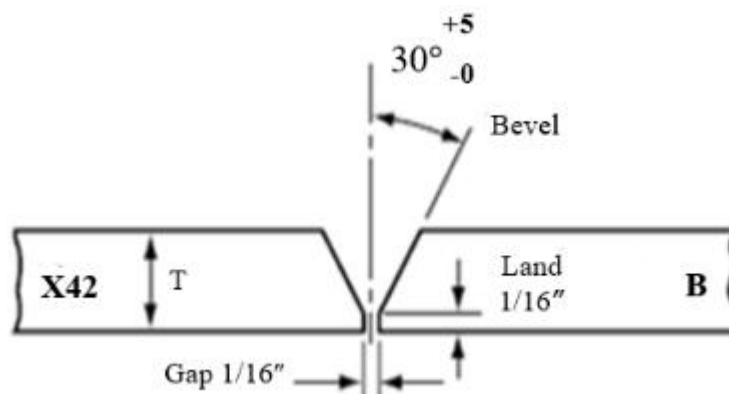
درشت دانه‌های آستنیت اجتناب‌ناپذیر بوده که این منجر به تشکیل ریزساختار درشت دانه در منطقه متأثر از حرارت می‌شود. هر چه حرارت ورودی بالاتر باشد دانه‌ها بیشتر رشد کرده و اندازه منطقه متأثر از حرارت نیز بزرگ‌تر می‌شود. بر اساس تحقیقات انجام شده روی فولادهای خط لوله X80، X70، X65 و X90 کمترین مقدار چقرمگی و انرژی جذب شده به‌منظور رشد ترک از منطقه CGHAZ گزارش شده است [۱۵-۱۳].

جوشکاری غیرمشابه به‌عنوان یک روش اتصال در صنایع مختلف استفاده می‌شود از این روش برای اتصال فولادهای کم‌آلیاژ که به‌طور گسترده در مخازن تحت فشار، خطوط انتقال نفت و گاز و مبدل‌های حرارتی به‌کار می‌روند، استفاده می‌شود. جوشکاری غیرمشابه موجب ایجاد ریزساختارهای مختلف در نواحی مختلف جوش شده و خواص مکانیکی از جمله سختی و چقرمگی را تحت تأثیر قرار می‌دهد. تشکیل ریزساختارهای ترد موجب افزایش سختی منطقه مرز ذوب نسبت به سایر مناطق می‌شود و بزرگ شدن بیش از حد دانه‌ها در منطقه متأثر از حرارت موجب کاهش سختی و تافنس در این منطقه می‌شود [۱۶ و ۱۷].

کاهش چقرمگی جوش با افزایش حرارت ورودی به درشت شدن ریزساختار و تشکیل محصولات استحاله دمابالا همچون فریت پرویوتکتوئید، فریت ویدمن اشتاتن و بینیت بالایی نسبت داده می‌شود [۷]. ریزساختارهای نامناسب دیگری همچون فریت مرزدانه‌ای درشت^{۱۱} (GF) و ترکیبات مارتنزیت-آستنیت^{۱۲} (M-A) هم باعث کاهش چقرمگی می‌شوند. در جوشکاری فولادهای خط لوله به‌دلیل نرخ سرد شدن زیاد و سیکل‌های حرارتی اعمالی، تشکیل ترکیبات مارتنزیت-آستنیت اجتناب‌ناپذیر است [۱۱]. فریت سوزنی^{۱۳} (AF) تأثیر مثبتی روی خواص اتصال دارد و کاهش این ریزساختار هم موجب کاهش چقرمگی می‌شود [۱۲]. ریزساختار منطقه متأثر از حرارت می‌تواند شامل فریت، پرلیت، بینیت یا مارتنزیت باشد. اندازه یا عرض منطقه متأثر از حرارت نشان‌دهنده چقرمگی و اندازه دانه این منطقه است. حرارت ورودی بالا منجر به منطقه متأثر از حرارت عریض‌تر و کاهش چقرمگی می‌شود. اندازه دانه آستنیت اولیه توسط چرخه‌های حرارتی کنترل می‌شود که وابسته به حرارت ورودی است. در دمایی بالاتر از دمای درشت دانه‌ها،

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولادهای API X42 و API-B و الکتروود E6010 استفاده شده در این تحقیق

| مواد مصرفی | عناصر | | | | | | | | |
|------------|-------|--------|-------|-------|----------|----------|---------|--------|------------|
| | کربن | منیزیم | فسفر | گوگرد | تیتانیوم | سیلیسیوم | وانادیم | نیوبیم | آهن |
| API X42 | ۰/۰۹ | ۰/۴۶۸ | ۰/۰۰۵ | ۰/۰۰۲ | ۰/۰۳۱ | ۰/۰۱۴ | ۰/۰۲۲ | ۰/۰۲ | باقی مانده |
| API B | ۰/۱۲۳ | ۰/۳۰۸ | ۰/۰۰۸ | ۰/۰۰۵ | ۰/۰۱۵ | ۰/۰۱۳ | ۰/۰۱۹ | ۰/۰۱۱ | باقی مانده |
| E6010 | ۰/۱۲ | ۰/۵۰ | ۰/۰۲ | ۰/۰۲ | - | ۰/۱۵ | - | - | باقی مانده |



شکل ۲- طرح اتصال جوشکاری

لوله‌های ۱۲ اینچی با ضخامت یک سانتی‌متر تهیه شد، سپس حلقه‌ها از وسط به دو نیم تقسیم شدند. قبل از جوشکاری، نمونه‌ها از یک طرف مطابق با طرح اتصال مناسب و رایج در صنایع نفت و گاز آماده‌سازی شدند. بدین منظور فلزات پایه برای اتصال لب به لب با شیار V شکل ۶۰ درجه، از هر طرف با زاویه شیار ۳۰ درجه پخ زده شدند. طرح اتصال در شکل (۲) نشان داده شده است. پس از آماده‌سازی نمونه‌ها جوشکاری نمونه‌ها بدون عملیات پیش‌گرم و با استفاده از فرایند جوشکاری قوسی با الکتروود پوشش‌دار در سه پاس انجام شد. از الکتروود سلولزی نفوذی E6010 با قطر ۲/۵ میلی‌متر برای پاس ریشه و برای پاس‌های بعدی از همان الکتروود با قطر ۳/۲۵ میلی‌متر استفاده شد. به‌منظور اعمال حرارت‌های ورودی مختلف سه جریان جوشکاری برای پاس‌های ریشه و پاس‌های رو به‌گونه‌ای که در محدوده پیشنهادی استاندارد AWS باشد، انتخاب شد. پارامترهای جوشکاری در جدول (۲) ارائه شده است. میزان حرارت ورودی با استفاده از رابطه (۱) محاسبه شد [۶].

از این‌رو بررسی خواص مکانیکی اتصال‌های غیرمشابه از اهمیت بالایی برخوردار است. با گسترش روزافزون خطوط لوله انتقال نفت و گاز، جوشکاری غیرمشابه فولادهای خط لوله اجتناب‌ناپذیر است. اغلب پژوهش‌های انجام شده روی خواص مکانیکی جوش فولادهای خط لوله در زمینه اتصال مشابه بوده و به اتصال غیرمشابه این فولادها کمتر توجه می‌شده است. در این پژوهش تأثیر حرارت ورودی روی اتصال غیرمشابه دو فولاد API-X42 و API-B که کاربرد فراوانی در خطوط انتقال گاز ایران دارند، بررسی می‌شود.

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولادهای میکروآلیاژی استحکام‌بالای API-X42 و API-B و الکتروود E6010 استفاده شده است. ترکیب شیمیایی فولادها و الکتروود E6010 در جدول (۱) نشان داده شده است. به‌منظور جوشکاری، ابتدا حلقه‌هایی با عرض ۱۲ سانتی‌متر از

جدول ۲- پارامترهای جوشکاری اتصال غیرمشابه دو فولاد API-B و API-X42

| اتصال | پاس | جریان (آمپر) | ولتاژ (ولت) | سرعت جوشکاری (سانتی متر بر ثانیه) | حرارت ورودی (کیلوژول بر سانتی متر) |
|-------|-------|--------------|-------------|-----------------------------------|------------------------------------|
| A | ریشه | ۶۰ | ۱۸ | ۰/۱۱۱ | ۵/۸۳ |
| | ۱ و ۲ | ۸۵ | ۱۸ | ۰/۱۴۳ | ۶/۴۲ |
| B | ریشه | ۶۵ | ۱۸ | ۰/۱۱۳ | ۶/۲۱ |
| | ۱ و ۲ | ۱۰۰ | ۱۸ | ۰/۱۴۹ | ۷/۲۵ |
| C | ریشه | ۷۰ | ۱۸ | ۰/۱۱۸ | ۶/۴ |
| | ۱ و ۲ | ۱۱۵ | ۱۸ | ۰/۱۵۳ | ۸/۱۱ |

۳- نتایج و بحث

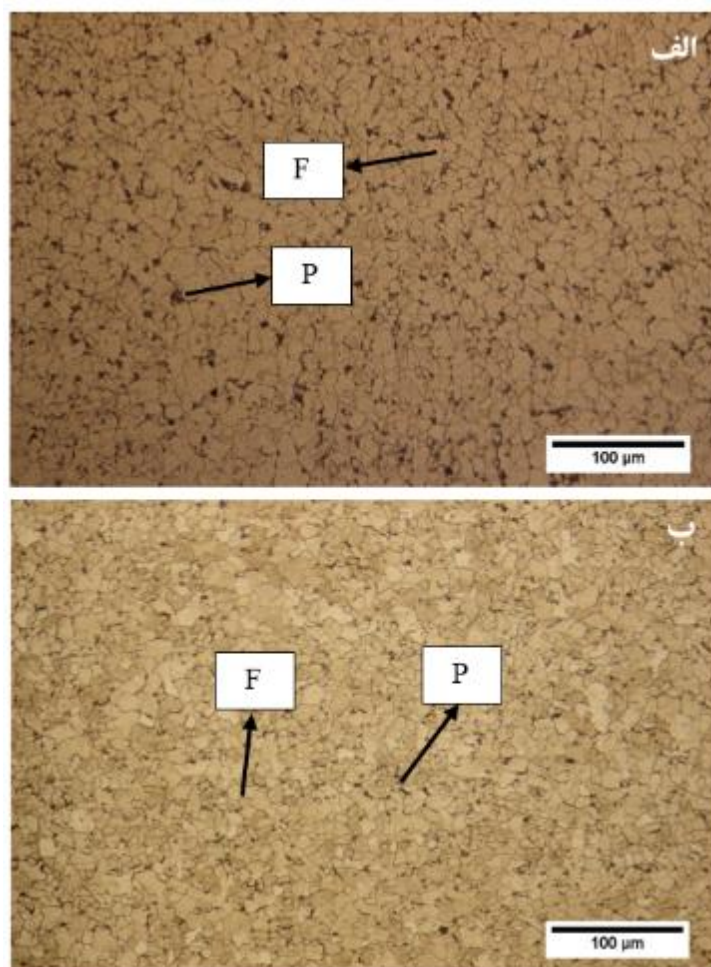
۳-۱- ریزساختار

شکل‌های (۳- الف) و (۳- ب) به ترتیب ریزساختار فولادهای API-B و API-X42 را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است، ریزساختار هر دو فولاد شامل فازهای فریت و پرلیت است. میانگین اندازه دانه فاز فریت API-B و API-X42 با استفاده از نرم‌افزار ImageJ به ترتیب ۱۵ و ۱۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد.

ریزساختار مقطع جوش برای اتصال‌های A، B و C در شکل (۴) نشان داده شده است. ریزساختار فلز جوش در هر سه حرارت ورودی شامل فریت مرزخانه‌ای (GF)، فریت ویدمن اشتاتن (WF)، فریت چندوجهی^{۱۸} (PF) و فریت سوزنی (AF) است. نتیجه آزمون پراش پرتو ایکس از فلز جوش برای اتصال A در شکل (۵) نشان داده شده است. با توجه به این تصویر مشخص است که ریزساختار به‌طور عمده شامل فریت است و شدت بقیه قله‌ها ناچیز است که نشان‌دهنده درصد کم فازهای ثانویه در زمینه است. عوامل مختلفی بر ایجاد ریزساختار فلز جوش تأثیرگذار است. از جمله این عوامل می‌توان به ترکیب فلز جوش، زمان سرد شدن و اندازه دانه آستنیت اشاره کرد. سرعت سرد شدن در جوشکاری به‌گونه‌ای است که نفوذ را محدود کرده و اندازه دانه را تحت تأثیر قرار می‌دهد.

$$Q = \frac{0.6VI}{S} \quad (1)$$

پس از جوشکاری نمونه‌هایی از قطعات جوشکاری بریده شدند. به‌منظور بررسی ریزساختار نمونه‌های بریده شده پس از ماند کردن با ورق سمباده‌های ۸۰، ۱۲۰، ۳۲۰، ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۲۰۰ و ۲۴۰۰ سمباده‌زنی و سپس با محلول پودر آلومینا و اتانول سطح آنها صیقلی شد. از محلول نایتال دو درصد به‌مدت زمان ۱۰ ثانیه برای اچ کردن نمونه جوش‌ها استفاده شد. برای مشاهده ترکیبات مارتنزیت-آستنیت از اچ دو مرحله‌ای پیشنهاد شده توسط آلی و همکاران [۱۸]، استفاده شد. برای بررسی ریزساختار نمونه‌های اچ شده از میکروسکوپ نوری^۴ (OM)، میکروسکوپ الکترونی روبشی^{۱۵} (SEM) مجهز به طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس^{۱۶} (EDS) و آنالیز پراش پرتو ایکس^{۱۷} (XRD) استفاده شد. برای محاسبه اندازه دانه‌ها و پیش‌بینی میزان انواع فریت به‌صورت آنالیز تصویری از نرم‌افزار ImageJ استفاده شد. پس از ارزیابی ریزساختارها خواص مکانیکی اتصال‌ها با استفاده از آزمون‌های کشش، ریزسختی و ضربه ارزیابی شد. نمونه‌های آزمون ضربه بر اساس استاندارد ASTM E23 و نمونه‌های آزمون کشش بر اساس استاندارد ASTM E8 تهیه شد. در تهیه نمونه‌های ضربه از منطقه متأثر از حرارت با اچ کردن این منطقه شیار نمونه‌ها در CGHAZ قرار داده شد. همه آزمون‌های مکانیکی در دمای ۲۵ درجه سانتی‌گراد انجام شد.



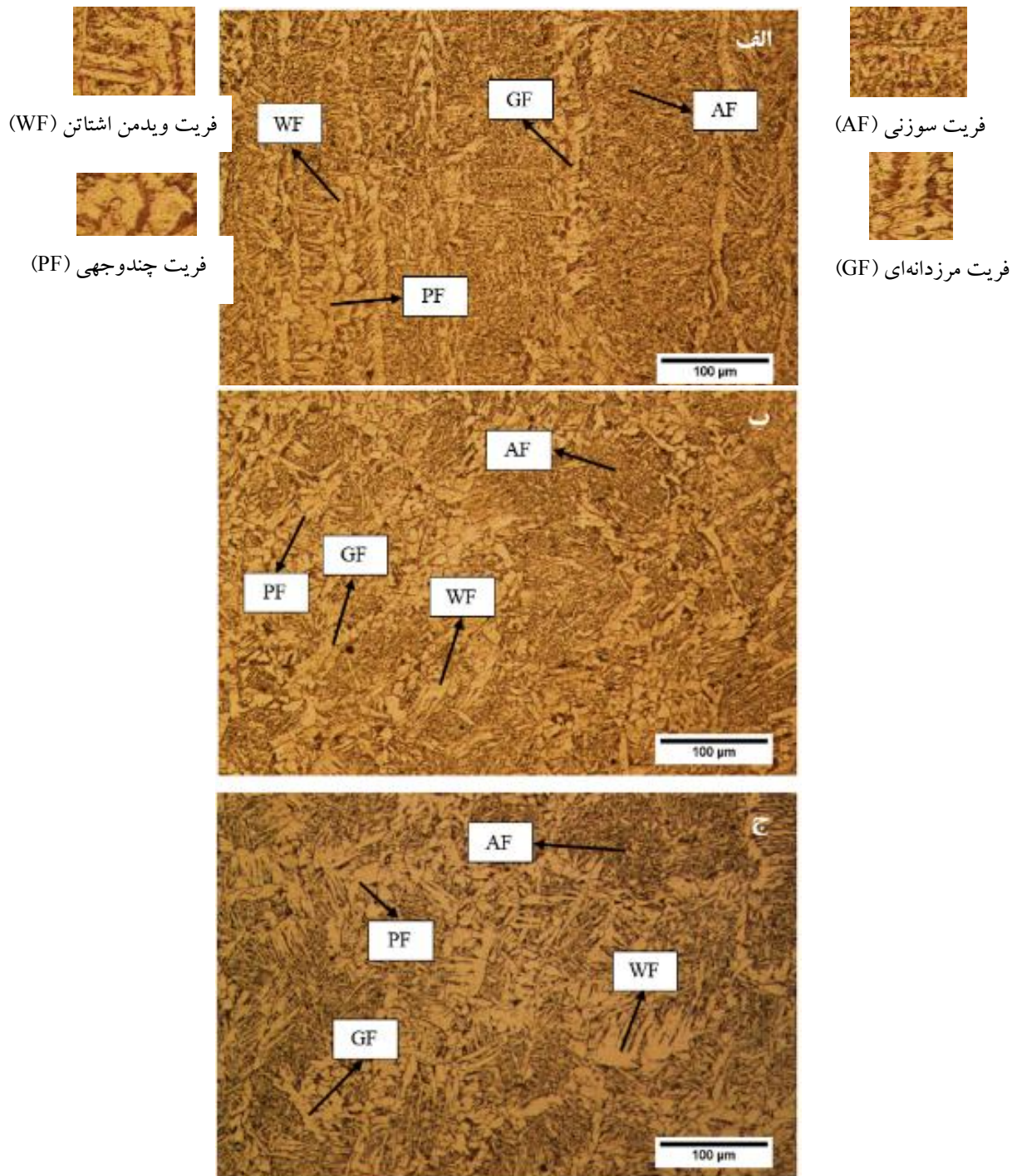
شکل ۳- ریزساختار فلزات پایه: الف) API-B و ب) API-X42

(MAC) گفته می‌شود. فاز ثانویه بیشتر از ترکیبات مارتنزیت-آستنیت باقی مانده است. احتمال تشکیل این مقدار کاربید در فلز جوش فولادهای کم‌آلیاژ بسیار کم است [۱۹].

مقادیر کمی هر کدام از فازهای تشکیل شده در ریزساختار جوش، برای هر سه اتصال در جدول (۳) گزارش شده است. با توجه به شکل (۴) و جدول (۳) مشخص است که با افزایش حرارت ورودی (کاهش نرخ سرد شدن) مقدار فریت سوزنی و فاز ثانویه کاهش یافته و مقدار فریت ویدمن اشتاتن، فریت مرزدانه‌ای و فریت چندوجهی افزایش یافته است. فریت مرزدانه‌ای فاز تعادلی است که در دمای بالا شکل می‌گیرد. فریت ویدمن اشتاتن نیز مانند فریت مرزدانه‌ای جزء محصولات پرویوتکتوئید است و در سرعت سرد شدن اندکی بیشتر از تعادل به وجود می‌آید.

ساختارهای ریزتر متناظر با حرارت ورودی پایین هستند. با کاهش سرعت سرد شدن محصول استحاله می‌تواند از ریزساختار به طور عمده بینیتی به ریزساختار عمدتاً فریت سوزنی و در نهایت به ریزساختار عمدتاً فریت ویدمن اشتاتن و فریت مرزدانه‌ای تغییر یابد [۴].

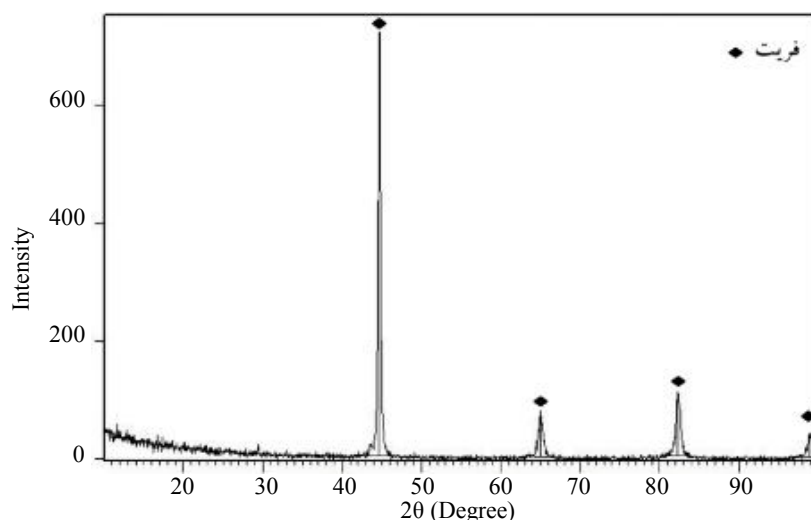
علاوه بر انواع فریت، فاز ثانویه‌ای نیز در ریزساختار وجود دارد که تصاویر این فاز برای حرارت‌های ورودی مختلف در شکل (۶) نشان داده شده است. فاز ثانویه در پایان استحاله جوش تشکیل می‌شود. زمانی که استحاله آستنیت به انواع فریت پایان می‌یابد، باقی مانده آستنیت می‌تواند به انواعی از فازها مانند اجتماع کاربید-فریت، مارتنزیت، آستنیت باقی مانده یا ترکیبی از این فازها تبدیل شود، که به آنها جزء سازنده مارتنزیت-آستنیت-کاربید



شکل ۴- ریزساختار مقطع جوش: الف) اتصال A، ب) اتصال B و ج) اتصال C

وجود عناصر آلیاژی یا افزایش سرعت سرد شدن) باعث افت شدید این دو فريت در فلز جوش می‌شود [۲۰]. با افزایش حرارت ورودی شرایط برای تشکیل بیشتر فريت ويدمن اشتاتن و فريت مرزانه‌ای مهیا شده است.

مکانیزم شکل‌گیری فريت مرزانه‌ای و ويدمن اشتاتن نفوذ بلندبرد کربن در آستنیت است و بنابراین وابستگی شدیدی به ترکیب شیمیایی و به‌خصوص سرعت سرد شدن دارد. هر عاملی که نفوذ کربن در آستنیت را محدود کند (مثل



شکل ۵- الگوی پراش پرتو ایکس از فلز جوش اتصال A

جدول ۳- درصد فازهای مختلف در فلز جوش

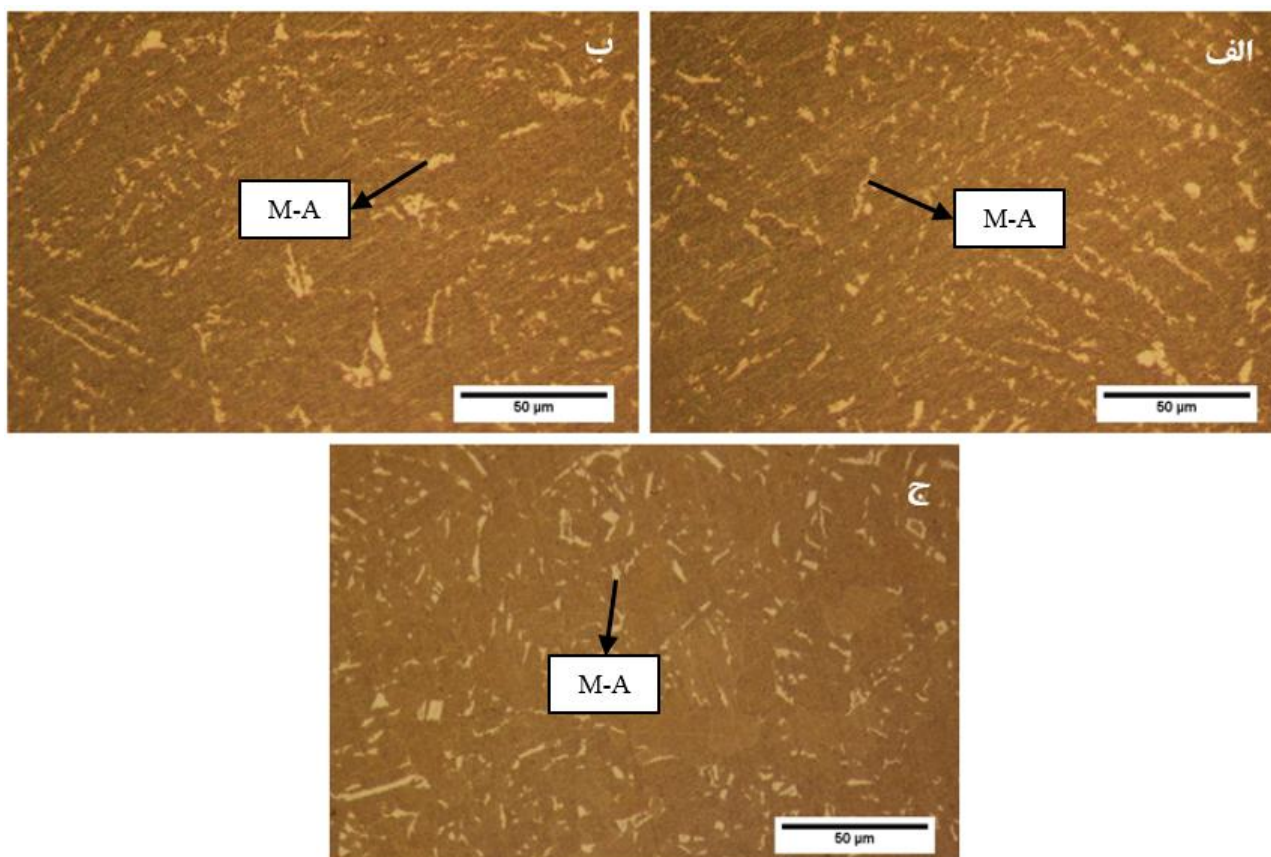
| اتصال | فريت مرزدانه‌ای (درصد حجمی) | فريت چندوجهی (درصد حجمی) | فريت ويدمن اشتاتن (درصد حجمی) | فريت سوزنی (درصد حجمی) | فاز ثانویه (درصد حجمی) |
|-------|--------------------------------|-----------------------------|----------------------------------|---------------------------|---------------------------|
| A | ۱۱ | ۱۷ | ۴ | ۶۰ | ۸ |
| B | ۱۵ | ۲۶ | ۱۱ | ۳۴ | ۶ |
| C | ۱۷ | ۳۰ | ۱۷ | ۳۱ | ۵ |

از ساختار فلز جوش را تشکیل می‌دهند (معمولاً زیر یک درصد) اما بیشترین اثر را بر شکل‌گیری ساختار در فلز جوش فولادهای کم‌آلیاژی فریتی دارند. این آخال‌ها می‌توانند محل جوانه‌زنی فریت سوزنی باشند به شرط اینکه ترکیب شیمیایی آنها و همچنین توزیع اندازه آنها مناسب باشد [۱۲].

در این تحقیق آخال‌ها بیشتر مورفولوژی کروی داشتند. به‌عنوان نمونه تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی به همراه طیف‌سنجی تفکیک انرژی پرتو ایکس یکی از آخال‌ها در شکل (۷) نشان داده شده است. مشخص است که پایه آخال‌ها اکسید و سولفید منگنز است. همچنین عنصر تیتانیوم در آنالیز آخال‌ها وجود دارد که نشان‌دهنده رسوب اکسید تیتانیوم روی آخال‌های پایه اکسید یا سولفید منگنز است. گزارش شده است که وجود اکسید پایه تیتانیوم روی اکسیدهای رایج موجود در فلز جوش اثر مثبتی بر جوانه‌زنی فاز فریت سوزنی دارد [۲۱ و ۲۲].

همچنین می‌توان گفت با کاهش سرعت سرد شدن به دلیل فراهم شدن زمان بیشتر برای نفوذ و تشکیل انواع فریت مقدار فاز ثانویه کمتری نیز تشکیل شده است. بر اساس شکل (۴) مشخص است که افزایش حرارت ورودی باعث بزرگ شدن اندازه دانه‌های انواع فریت نیز شده است.

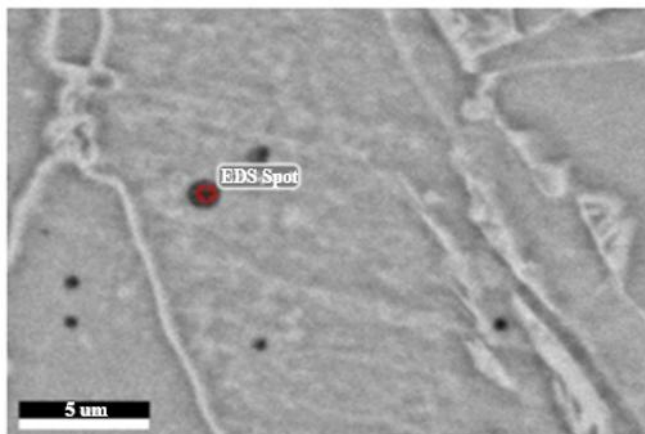
فاز فریت سوزنی یک جزء اصلی سازنده ساختار در فلز جوش فولادهای کم‌آلیاژی است و معمولاً در ساختارهای کار شده یا عملیات حرارتی شده کمتر دیده می‌شود. برای شکل‌گیری این فاز معمولاً سختی‌پذیری متوسطی نیاز است و همچنین حضور بعضی از عناصر آلیاژی مثل منگنز، نیکل و تیتانیوم شکل‌گیری آن را به‌شدت تسهیل می‌کند. این فاز در حین سرد شدن فلز جوش در محدوده دمایی شکل‌گیری بینیت تشکیل می‌شود، اما برخلاف بینیت که از روی مرزدانه‌های آستنیت جوانه می‌زند، از روی آخال‌های غیرفلزی جوانه‌زده و رشد می‌کند. آخال‌های غیرفلزی یک جزء خیلی کوچک



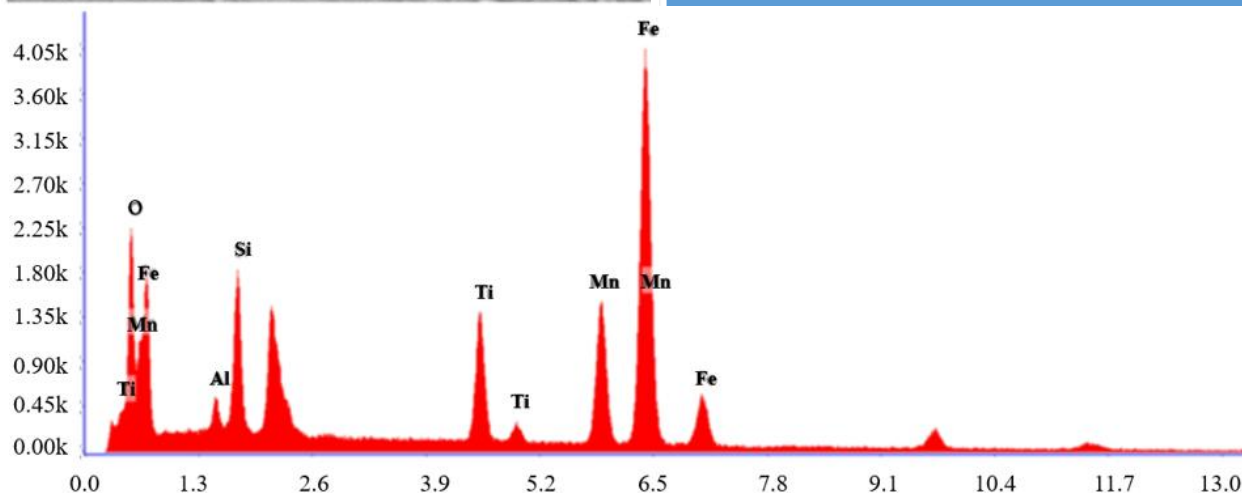
شکل ۶- فاز ثانویه در فلز جوش: الف) اتصال A، ب) اتصال B و ج) اتصال C

بستگی دارد. بیشینه دمایی رشد دانه‌های آستنیت را کنترل کرده و اندازه دانه را تعیین می‌کند. نرخ سرد شدن ساختار نهایی تشکیل شده از آستنیت را کنترل می‌کند. ترکیب شیمیایی آلیاژ دو نقش کنترل اندازه دانه آستنیت و تشکیل ریزساختار را بر عهده دارد. ذرات ریز کاربید یا نیتريد در فلزات استحکام بالای کم‌آلیاژی باعث جلوگیری از حرکت مرزدانه‌ها شده و با مشکل شدن رشد دانه، اندازه دانه را کاهش می‌دهند. افزایش حرارت ورودی در حین جوشکاری سبب افزایش حل شدن ذرات کاربید و نیتريد و از دست رفتن تأثیر آنها در جلوگیری از رشد دانه‌ها می‌شود [۴ و ۲۳]. جدول (۴) متوسط اندازه دانه فریت چندوجهی و فریت مرزدانه‌ای را در حرارت‌های ورودی مختلف نشان می‌دهد. مشخص است که با افزایش حرارت ورودی افزایش اندازه دانه در CGHAZ فلز پایه API-B خیلی بیشتر از فلز پایه API-X42 است.

شکل (۸) ریزساختار CGHAZ را در حرارت‌های ورودی مختلف نشان می‌دهد. CGHAZ به دلیل تشکیل فازهای ترد و بزرگ شدن بیش از حد دانه‌ها منطقه پرخطری نسبت به دو منطقه دیگر HAZ است از این رو به بررسی این منطقه با حرارت‌های ورودی مختلف پرداخته شده است. ریزساختار در همه حرارت‌های ورودی شامل فریت ویدمن اشتاتن، فریت چندوجهی و فریت مرزدانه‌ای است. با افزایش حرارت ورودی اندازه دانه‌ها در CGHAZ بزرگ شده است و در همه حرارت‌های ورودی رشد دانه در طرف فلز پایه API-B بیشتر رخ داده و اندازه دانه‌ها بزرگ‌تر از طرف API-X42 است. با افزایش حرارت ورودی رشد دانه‌ها بیشتر شده و عرض منطقه متأثر از حرارت هم افزایش می‌یابد. ریزساختاری که در CGHAZ تشکیل می‌شود، به عوامل مختلفی همچون ترکیب شیمیایی، بیشینه دمایی در حین فرایند ذوب و نرخ سرد شدن



| عنصر | درصد وزنی | درصد اتمی | درصد خطا |
|----------|-----------|-----------|----------|
| اکسیژن | ۵۷/۸ | ۷۵/۰ | ۸/۰ |
| آلومینیم | ۷/۱ | ۵/۴ | ۹/۷ |
| سیلیسیم | ۱۷/۳ | ۱۲/۸ | ۹/۰ |
| تیتانیوم | ۲/۷ | ۱/۲ | ۴/۱ |
| منیزیم | ۶/۴ | ۲/۴ | ۲/۵ |
| آهن | ۸/۷ | ۳/۲ | ۲/۷ |



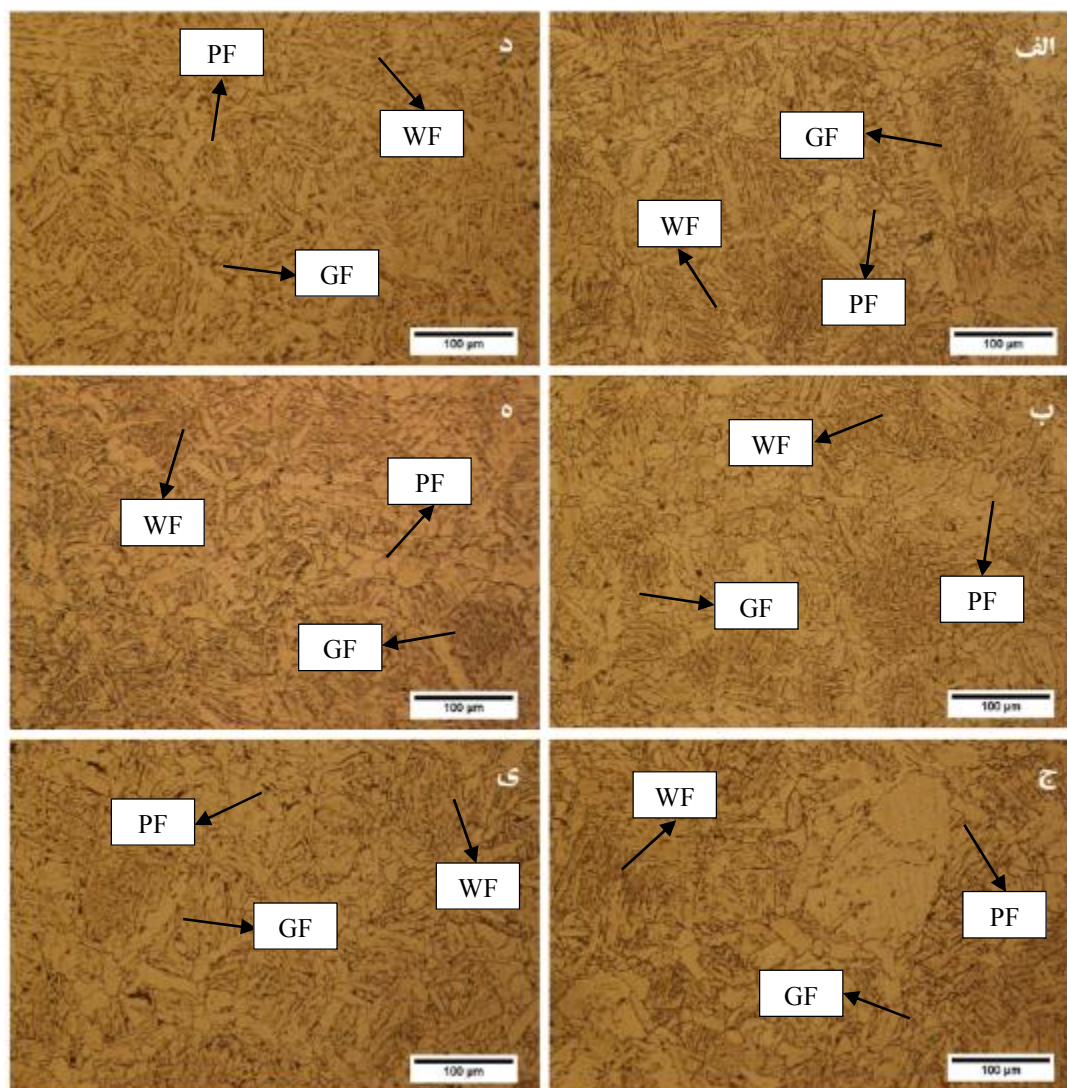
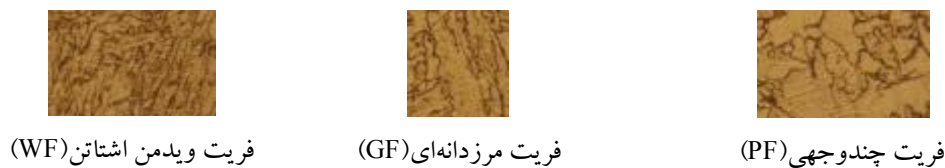
شکل ۷- نمونه‌ای از طیف‌سنجی تفکیک انرژی پرتو ایکس آخال‌های موجود در فلز جوش اتصال A

در منطقه FL دما به دمایی بالاتر از دمای مورد نیاز برای رشد دانه‌ها می‌رسد و دانه‌های آستنیت شده متناسب با زمانی که دما بالاتر از دمای رشد دانه‌ها باشد، رشد می‌کنند. دانه‌های آستنیت به دلیل نرخ سرد شدن زیاد در این منطقه به محصولات استحاله دمایی همچون فریت ویدمن اشتاتن، مارتنزیت و بینیت تبدیل می‌شوند. به‌طور کلی با افزایش حرارت ورودی سختی فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت در نمونه‌ها کاهش پیدا کرده است. با توجه به مشاهدات ریزساختاری نواحی مختلف جوشکاری شده می‌توان رشد بیشتر دانه‌ها، کاهش محصولات استحاله دما پایین مثل فریت سوزنی و افزایش قابل توجه فریت چندوجهی و فریت مرزدانه‌ای را از علل کاهش سختی در نمونه‌های با حرارت ورودی بالاتر بیان کرد.

می‌توان گفت با توجه به اینکه فلز پایه API-B اندازه دانه بزرگ و عناصر کاربیدزا و نیتريدزای (نیوبیم، وانادیم و تیتانیوم) کمتری نسبت به فلز پایه API-X42 دارد بنابراین رشد دانه در CGHAZ آن بیشتر است.

۳-۲- سختی

شکل (۹) پروفیل ریزسختی نمونه‌ها را در مقطع عرضی جوش نشان می‌دهد. در همه حرارت‌های ورودی بیشترین مقدار سختی مربوط به خط ذوب^{۱۹} (FL) است که این در تطابق با کار سایر پژوهشگران از جمله مورتی و همکاران [۲۴]، بلکسا و همکاران [۱۷] و یانگ و همکاران [۲۵] است. آنها نرخ سرد شدن زیاد فلز جوش توسط فلز پایه مجاور (Chilling Effect) را به‌عنوان عامل افزایش سختی در این منطقه معرفی کرده‌اند.



شکل ۸- ریزساختار CGHAZ به ترتیب برای اتصال‌های B، A و C: الف، ب و ج) از طرف فلز پایه API-B

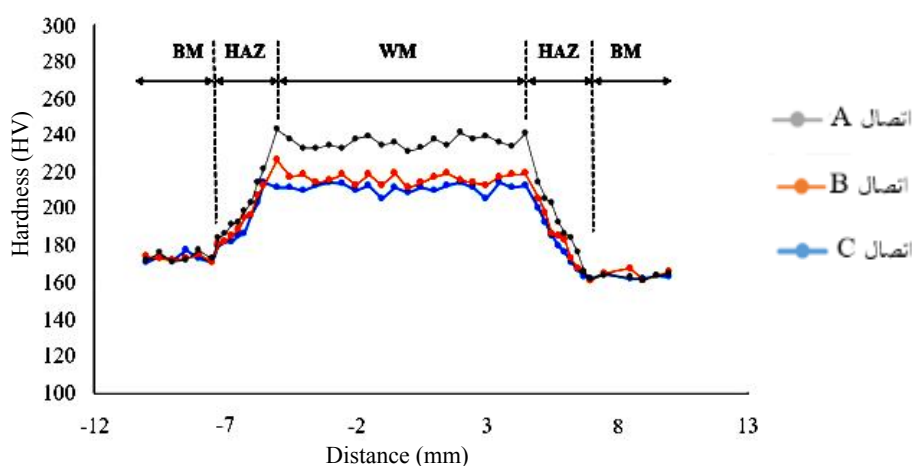
۳-۳- استحکام کششی

دانه‌ای روی آخال‌های فلزی در داخل دانه‌های آستنیت جوانه زده و در همه جهت‌ها رشد می‌کند. رشد در همه جهت‌ها باعث می‌شود فريت سوزنی برخلاف فريت ويدمن اشتاتن و بينيت که تمایل به رشد موازی دارند، ریزساختار سازماندهی شده‌ای نداشته باشد. بنابراین این ریزساختار با جهت‌گیری تصادفی علاوه بر افزایش سختی، پتانسیل افزایش استحکام را نیز دارد [۲۶].

جدول (۵) نتایج حاصل از آزمون کشش از مقطع عرضی جوش را نشان می‌دهد. برای اتصال A شکست از فلز پایه API-B رخ داده و برای دو اتصال دیگر شکست از منطقه متأثر از حرارت از سمت فلز پایه API-B رخ داده است. فريت سوزنی ریزساختاری است که موجب افزایش استحکام می‌شود. فريت سوزنی به صورت درون

جدول ۴- اندازه دانه در CGHAZ برای اتصالات های A، B و C

| ناحیه | اتصال A (میکرومتر) | اتصال B (میکرومتر) | اتصال C (میکرومتر) |
|---------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| HAZ-X42 | ۲۱ | ۲۱ | ۲۷ |
| HAZ-B | ۲۲ | ۲۷ | ۳۸ |



شکل ۹- ریزسختی نواحی مختلف جوش برای اتصالات های A، B و C

جدول ۵. نتایج آزمون کشش عرضی برای اتصالات های A، B و C.

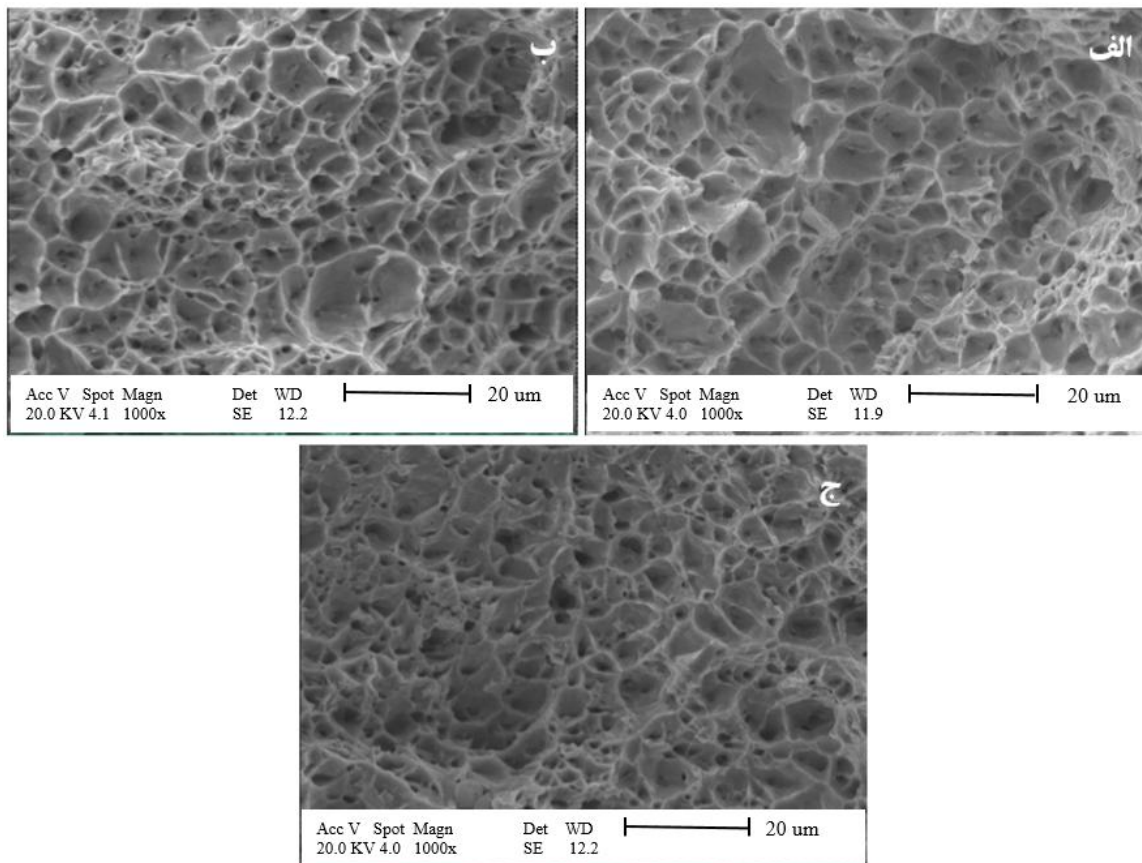
| اتصال | ناحیه شکست | استحکام تسلیم (مگاپاسکال) | استحکام کششی (مگاپاسکال) | افزایش طول (درصد) |
|-------|------------|------------------------------|-----------------------------|----------------------|
| A | BM-B | ۳۴۰ | ۴۲۲ | ۳۱ |
| B | HAZ-B | ۲۹۴ | ۴۰۱ | ۳۰ |
| C | HAZ-B | ۲۸۰ | ۳۹۰ | ۲۸ |

اندازه دانه‌ها در منطقه متأثر از حرارت سمت فلز پایه API-B در اتصالات های B و C شکست از این ناحیه رخ داده است. در شکل (۱۰) مرکز سطوح شکست نمونه‌های آزمون کشش عرضی که توسط میکروسکوپ الکترونی رویی بررسی شده، نشان داده شده است. وجود دیمپل‌ها در ابعاد و اشکال مختلف بیانگر مکانیزم شکست نرم در تمام نمونه‌ها است. در شکل (۱۰-الف) وجود مقدار زیادی دیمپل بزرگ و عمیق بیانگر استحکام بالای نمونه با حرارت ورودی کم است که شکست در این حرارت ورودی از فلز پایه API-B رخ داده است.

به دلیل حضور فریت سوزنی در ریزساختار جوش‌ها و اندازه دانه کمتر ریزساختارهای این ناحیه نسبت به فلزهای پایه و مناطق متأثر از حرارت هیچگونه شکستی از فلز جوش اتصالات‌ها رخ نداده است. رابطه بین استحکام تسلیم و اندازه دانه در فلزات توسط رابطه هال-پچ (رابطه ۲) تعریف می‌شود [۲۷]:

$$\delta_y = \delta_i + k_y d^{(-\frac{1}{2})} \quad (2)$$

براساس این رابطه با افزایش اندازه دانه استحکام تسلیم کاهش می‌یابد. با افزایش حرارت ورودی به دلیل رشد بیش از حد



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح شکست نمونه‌های آزمون کشش: الف) اتصال A، ب) اتصال B و ج) اتصال C

۳-۴- استحکام ضربه

نتایج آزمون ضربه در نواحی مختلف جوش در جدول (۶) نشان داده شده است. فلز جوش در همه حرارت‌های ورودی انرژی ضربه بیشتری نسبت به سایر نواحی دارد. با افزایش حرارت ورودی انرژی ضربه در فلز جوش کاهش یافته است. چقرمگی نواحی اتصال به وسیله حرارت ورودی و تعداد پاس‌های جوشکاری تحت تأثیر قرار می‌گیرد. تغییرات انرژی ضربه به دلیل تغییر در ریزساختار است. ریزساختار فلز جوش شامل فریت سوزنی، فریت چندوجهی، فریت مرزانه‌ای و فریت ویدمن است. فازهای فریت چندوجهی و فریت مرزانه‌ای به دلیل مقاومت کمتر در برابر رشد تورقی باعث کاهش چقرمگی می‌شوند. فریت ویدمن اشتاتن با مورفولوژی درشت و ساختار پیوسته در امتداد مرز سبب هدایت ترک در قطعه شده و چقرمگی را کاهش می‌دهد.

با افزایش حرارت ورودی به دلیل رشد بیش از حد اندازه دانه‌ها در منطقه متأثر از حرارت سمت فلز پایه API-B شکست از این ناحیه رخ داده است و اندازه دیمپل‌ها و عمق آنها کاهش یافته است که این بیانگر کاهش استحکام در اتصال‌های B و C است. با توجه به جدول (۵) و شکل (۱۰) می‌توان نتیجه گرفت که با کاهش استحکام کششی و استحکام تسلیم، قطر دیمپل‌های تشکیل شده در سطح مقطع شکست کاهش می‌یابد. دیمپل‌های بزرگ با عمق زیاد نشان‌دهنده استحکام تسلیم و کششی بالاست و برعکس دیمپل‌های کوچک با عمق کم نشان‌دهنده استحکام تسلیم و کششی کم است. چون با افزایش حرارت ورودی محل شکست نمونه‌ها تغییر کرده و استحکام تسلیم و کششی کاهش یافته پس قطر دیمپل‌ها هم کوچک شده است [۲۸].

جدول ۶- نتایج آزمون ضربه نواحی مختلف جوش

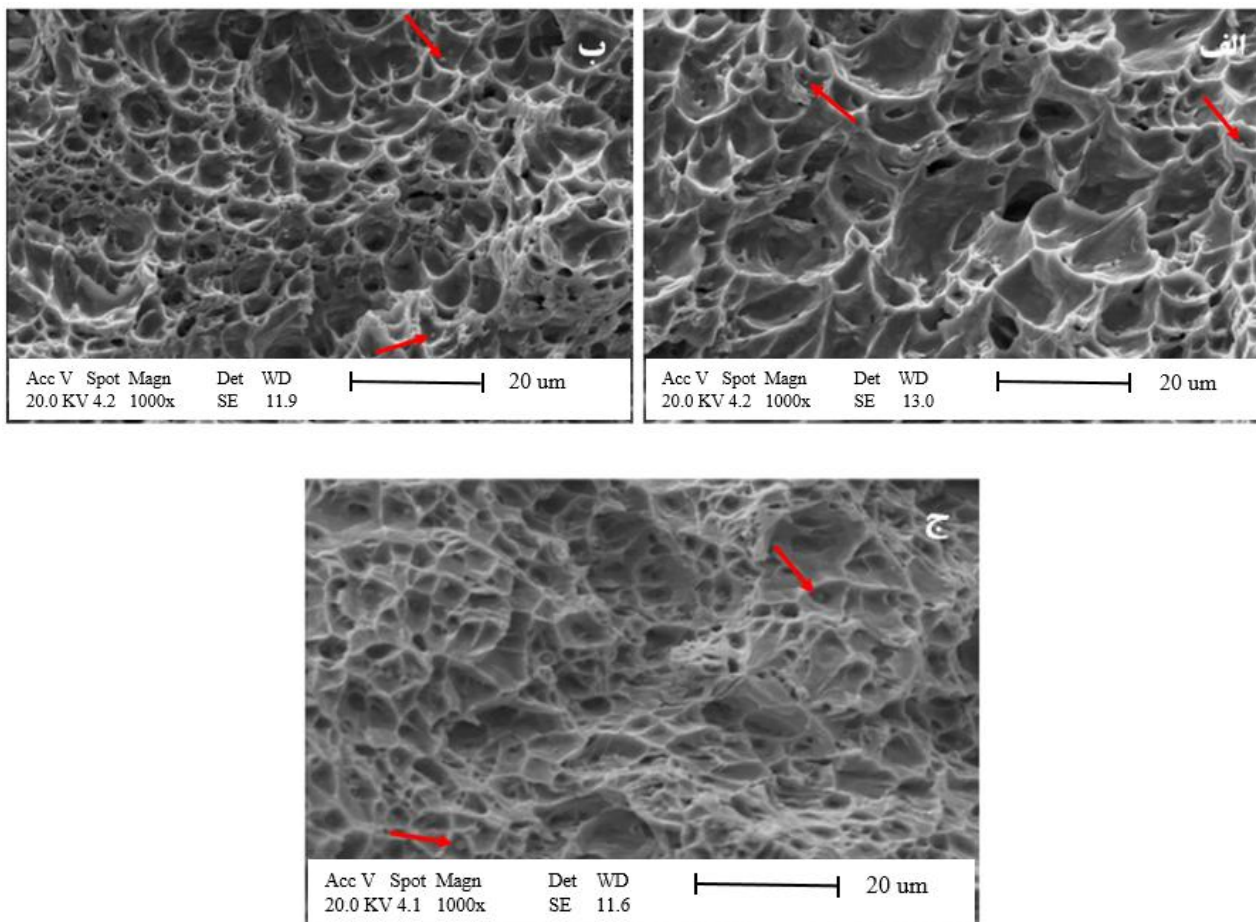
| ناحیه | اتصال A (ژول) | اتصال B (ژول) | اتصال C (ژول) |
|---------|------------------|------------------|------------------|
| WM | ۱۳۷ | ۱۱۲ | ۹۸ |
| HAZ-X42 | ۹۰ | ۸۵ | ۷۴ |
| HAZ-B | ۸۲ | ۷۴ | ۶۵ |
| BM-X42 | ۸۸ | ۸۸ | ۸۸ |
| BM-B | ۷۵ | ۷۵ | ۷۵ |

حضور فاز سخت ویدمن اشتاتن در ریزساختار علاوه بر کاهش چقرمگی حساسیت به ترک را نیز افزایش می‌دهد. علت این امر به وجود آمدن تنش‌های کششی روی مرزهای تیغه‌ای شکل فریت است. از این رو مرزهای تیغه‌ای شکل فریت مسیره‌های مناسبی برای رشد ترک هستند. فریت سوزنی به دلیل اندازه ریز، جهت‌گیری تصادفی و شبکه‌های فریتی و طبیعت قفل شدن آن در یکدیگر مقاومت به رشد ترک بالایی دارد و چقرمگی را افزایش می‌دهد. با توجه به جدول (۳) مشخص است که با افزایش حرارت ورودی مقدار فریت سوزنی کاهش یافته و مقادیر فریت ویدمن اشتاتن، فریت چندوجهی و فریت مرزدانه‌ای افزایش یافته است که این امر باعث کاهش انرژی ضربه فلز جوش با افزایش حرارت ورودی شده است [۲۱]. با توجه به شکل (۳) مشخص است که با افزایش حرارت ورودی اندازه دانه‌ها نیز افزایش یافته است. دانه‌های بزرگ در برابر رشد ترک مقاومت کمتری دارند و نمی‌توانند جهت ترک را به طور مؤثری تغییر دهند. اما دانه‌های ریز با تعداد مرزدانه‌های زیاد در برابر رشد ترک مقاومت می‌کنند و انرژی زیادی برای شکست آنها در آزمون ضربه نیاز است. بنابراین افزایش اندازه دانه با افزایش حرارت ورودی نیز می‌تواند انرژی ضربه را کاهش دهد [۲۹].

با توجه به جدول (۶) مشخص است که با افزایش حرارت ورودی انرژی ضربه در منطقه متأثر از حرارت کاهش یافته است. در اتصال A منطقه متأثر از حرارت انرژی ضربه بیشتری

نسبت به هر دو فلز پایه API-X42 و API-B دارد. با افزایش حرارت ورودی در اتصال‌های B و C انرژی ضربه منطقه متأثر از حرارت کاهش یافته است. در اتصال B مقدار انرژی ضربه HAZ نزدیک فلزات پایه است اما در اتصال C اختلاف زیادی با فلزات پایه دارد و انرژی ضربه به شدت کاهش یافته است. مرکز سطوح شکست فلز جوش برای اتصال‌های A، B و C در شکل (۱۱) نشان داده شده است. وجود دیمپل با ابعاد مختلف در همه شکل‌ها نشان‌دهنده شکست داکتیل در همه نمونه‌ها است. سطح شکست فلز جوش در حرارت ورودی کم (اتصال A) شامل دیمپل‌های بزرگ و عمیق است که نشان‌دهنده جذب انرژی بیشتر این نمونه نسبت به سایر نمونه‌ها است. با افزایش حرارت ورودی به طور نسبی اندازه دیمپل‌ها و عمق آنها کاهش یافته است، که این بیانگر کاهش انرژی ضربه با افزایش حرارت ورودی است.

با توجه به شکل (۱۱) ذرات کروی ریزی در داخل دیمپل‌ها دیده می‌شود. طیف‌سنجی تفکیک انرژی پرتو ایکس یکی از این ذرات در شکل (۱۲) نشان داده شده است. با توجه به اینکه ترکیب شیمیایی این ذرات مشابه آخال‌ها بوده و شکل کروی دارند می‌توان گفت که احتمالاً ذرات آخال‌هایی از جنس MnO هستند. یک شکست داکتیل با مکانیزم هسته‌زایی، رشد و پیوستن میکروحفره‌ها رخ می‌دهد. مراکز هسته‌زایی میکروحفره‌ها با حضور کاربیدها و آخال‌های غیرفلزی افزایش می‌یابند [۲۱].



شکل ۱۱- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح شکست فلز جوش: الف) اتصال A، ب) اتصال B و ج) اتصال C (رنگی در نسخه الکترونیکی)

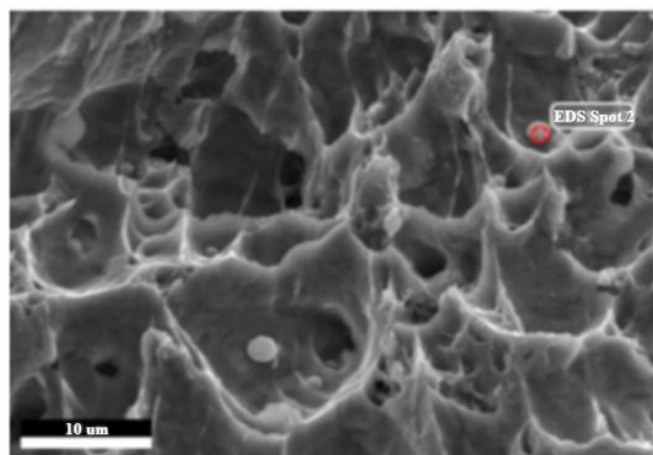
۴- نتیجه گیری

در این پژوهش به بررسی خواص مکانیکی اتصال غیرمشابه فولادهای خط لوله API-X42 به API-B در سه حرارت ورودی مختلف پرداخته شد. نتایج به صورت خلاصه عبارت است از:

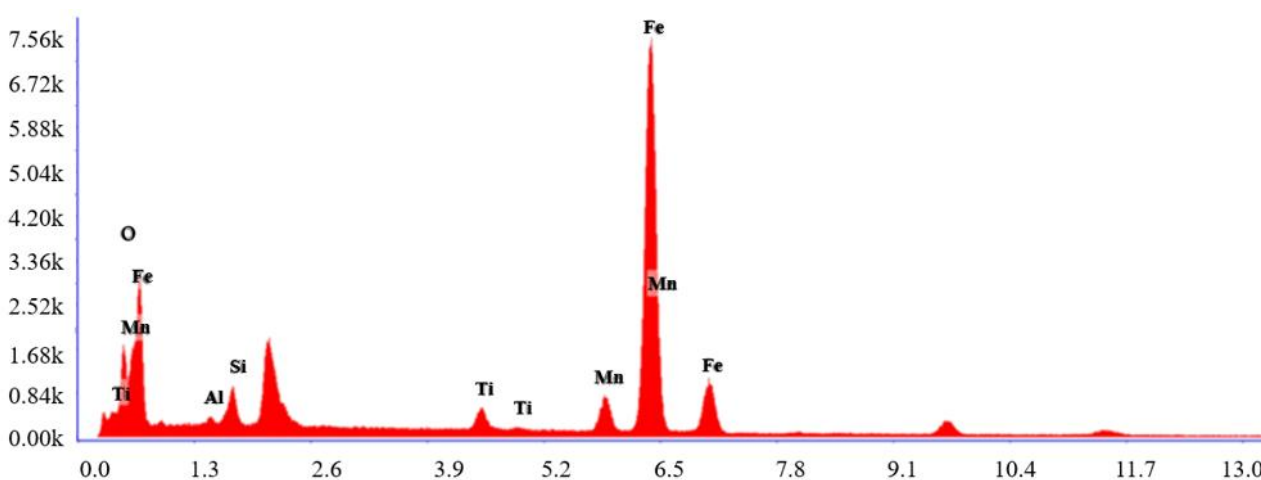
- ۱- با افزایش حرارت ورودی جوشکاری مقدار فریت سوزنی و ترکیبات مارتنزیت-آستنیت در ریزساختار فلز جوش کاهش و میزان فریت چندوجهی، فریت مرزدانه‌ای و فریت ویدمن اشتاتن در این منطقه افزایش یافت. همچنین افزایش حرارت ورودی منجر به درشت شدن اندازه دانه در منطقه CGHAZ شد، که درشت شدن دانه‌ها در طرف فلز پایه API-B بیشتر بود.
- ۲- در همه حرارت‌های ورودی بررسی شده، مرز ذوب دارای

بیشترین سختی بود و با افزایش حرارت ورودی سختی فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت کاهش یافت. همچنین با افزایش حرارت ورودی استحکام تسلیم و استحکام کششی نیز کاهش یافت و شکست از فلز پایه API-B به منطقه متأثر از حرارت در سمت فلز پایه API-B منتقل شد.

۳- فلز جوش در حرارت‌های ورودی بررسی شده انرژی ضربه بیشتری نسبت به سایر مناطق داشت. با افزایش حرارت ورودی جوش، افت زیادی در انرژی ضربه منطقه متأثر از حرارت در هر دو طرف فلزات پایه مشاهده شد به طوری که در بیشترین حرارت ورودی انرژی ضربه مناطق متأثر از حرارت کمتر از فلزات پایه بود.



| عنصر | درصد وزنی | درصد اتمی | درصد خطا |
|----------|-----------|-----------|----------|
| اکسیژن | ۴۴/۷ | ۶۸/۳ | ۸/۲ |
| آلومینیم | ۸/۵ | ۷/۷ | ۱۰/۸ |
| سیلیسیم | ۸/۱ | ۷/۰ | ۱۰/۴ |
| تیتانیوم | ۱/۰ | ۰/۵ | ۹/۹ |
| منیزیم | ۲/۴ | ۱/۱ | ۵/۵ |
| آهن | ۳۵/۳ | ۱۵/۵ | ۲/۶ |



شکل ۱۲- طیف سنجی تفکیک انرژی پرتو ایکس از ذرات کروی درون دیمپل‌ها پس از آزمون ضربه اتصال A

تشکر و سپاسگزاری

شرکت گاز استان خوزستان، به‌خاطر حمایت‌های انجام شده صمیمانه سپاسگزار هستیم.

بدین‌وسیله نویسندگان از دانشگاه صنعتی اصفهان و همچنین

واژه‌نامه

- high strength low alloy
- american petroleum institute
- thermo-mechanical control process
- weld metal
- heat affected zone
- base metal
- coarse grain heat affected zone
- fine grain heat affected zone
- incomplete recrystallization zone
- Widmanstätten Ferrite
- grain boundary Ferrite
- Martensite– Austenite constituent
- acicular Ferrite
- optical microscope
- scanning electron microscope
- energy dispersive X-ray spectroscopy
- X - ray diffraction
- polygonal Ferrite
- fusion line

مراجع

1. Yang, Z. Z., Tian, W., Ma, Q. R., Li, Y. L., Li, J. K., Gao, J. Z., Zhang, H. B., and Yang, Y. H., "Mechanical Properties of Longitudinal Submerged Arc Welded Steel Pipes Used for Gas Pipeline of Offshore Oil", *Acta Metallurgica Sinica*, Vol. 21, pp. 85-93, 2008.
2. API Specification 5L, *Specification for Line Pipe*, Forty-Third Edition, Washington DC, p. 23, 2013.
3. Hamada, M., "Control of Strength and Toughness at the Heat Affected Zone", *Welding International*, Vol. 17, pp. 265-270, 2003.
4. Kou, S., *Welding Metallurgy*, 2nd ed., pp. 396-398, New Jersey, 2003.
5. Liang, G. L., Yang, S. W., Wu, H. B., and Liu, X. L., "Microstructure and Mechanical Performances of CGHAZ for Oil Tank Steel During High Heat Input Welding", *Rare Metals*, Vol. 32, pp. 129-133, 2013.
6. Yang, Y., "The Effect of Submerged Arc Welding Parameters on the Properties of Pressure Vessel and Wind Turbine Tower Steels", Ph.D. Thesis, University of Saskatchewan, Saskatoon, 2008.
7. Pirinen, M., Martikainen, Y., Layus, P. D., Karkhin, V. A., and Ivanov, S. Y., "Effect of Heat Input on the Mechanical Properties of Welded Joints in High-Strength Steels", *Welding International*, Vol. 30, pp. 129-132, 2016.
8. Rizvi, S. A., and Ahamad, M., "Effect of Heat Input on the Microstructure and Mechanical Properties of a Welded Joint-A Review", *International Journal of Applied Engineering Research*, Vol. 13, pp. 184-188, 2018.
9. Dong, H., Hao, X., and Deng, D., "Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of HSLA Steel Joint", *MMA Journal*, Vol. 3, pp. 138-146, 2014.
10. Prasad, K., and Dwivedi, D. K., "Microstructure and Tensile Properties of Submerged Arc Welded 1.25 Cr-0.5 Mo Steel Joints", *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 23, pp. 463-468, 2008.
11. Yang, Y., Shi, L., Xu, Z., Lu, H., Chen, X., and Wang, X., "Fracture Toughness of the Materials in Welded Joint of X80 Pipeline Steel", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 148, pp. 337-349, 2015.
12. Chen, X. W., Qiao, G. Y., Han, X. L., Wang, X., Xiao, F. R., and Liao, B., "Effects of Mo, Cr and Nb on Microstructure and Mechanical Properties of Heat Affected Zone for Nb-Bearing X80 Pipeline Steels", *Materials & Design*, Vol. 53, pp. 888-901, 2014.
13. Ju, J. B., Kim, W. S., and Jang, J. I., "Variations in DBTT and CTOD within Weld Heat-Affected Zone of API X65 Pipeline Steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 546, pp. 258-262, 2012.
14. Khlusova, E. I., and Orlov, V. V., "Change in the Structure and Properties in the Heat Affected Zone of Welded Joints Made from Low-Carbon Ship-Building and Pipe Steels", *Metallurgist*, Vol. 56, pp. 684-699, 2013.
15. Gunaraj, V., and Murugan, N., "Prediction of Heat-Affected Zone Characteristics in Submerged Arc Welding of Structural Steel Pipes", *Welding Journal*, Vol. 81, pp. 45-s, 2002.
16. Mendoza, B. I., Maldonado, Z. C., Albitier, H. A., and Robles, P. E., "Dissimilar Welding of Superduplex Stainless Steel/HSLA Steel for Offshore Applications Joined by GTAW", *Engineering*, Vol. 2, p. 520, 2010.
17. Belkessa, B., Miroud, D., Ouali, N., and Cheniti, B., "Microstructure and Mechanical Behavior in Dissimilar SAF 2205/API X52 Welded Pipes", *Acta Metallurgica Sinica*, Vol. 29, pp. 674-682, 2016.
18. Ale, R. M., Rebello, J. M. A., and Charlier, J., "A Metallographic Technique for Detecting Martensite-Austenite Constituents in the Weld Heat-Affected Zone of a Micro-Alloyed Steel", *Materials Characterization*, Vol. 37, pp. 89-93, 1996.
19. Avazkonandeh-Gharavol, M. H., Haddad-Sabzevar, M., and Haerian, A., "Effect of Copper Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Multipass MMA, Low Alloy Steel Weld Metal Deposits", *Materials & Design*, Vol. 6, pp. 1-12, 2009.
20. Badeshia, H., and Honeycombe, R., *Steels: Microstructure and Properties*, 4th ed., Cambridge, pp. 63-67, 2017.
21. Beidokhti, B., and Puriamanesh, R., "The Microstructure and Mechanical Properties of API 5LX65 Tandem Submerged Arc Welded Pipeline Steel Welds were Improved Using Different Combinations of Filler metals", *Welding Journal*, Vol. 94, pp. 334-341, 2015.
22. Fattahi, M., Nabhani, N., Hosseini, M., Arabian, N., and Rahimi, E., "Effect of Ti-Containing Inclusions on the Nucleation of Acicular Ferrite and Mechanical Properties of Multipass Weld Metals", *Micron*, Vol. 1, pp. 107-114, 2013.
23. Hall, A., "The Effect of Welding Speed on the Properties of ASME SA516 Grade 70 Steel", Ph.D. Thesis, University of Saskatchewan, Saskatoon, 2010.
24. Murti, V. S. R., Srinivas, P. D., Banadeki, G. H. D., and Raju, K. S., "Effect of Heat Input on the Metallurgical Properties of HSLA Steel in Multi-Pass MIG Welding", *Materials Processing Technology*, Vol. 37, pp. 723-729, 1993.
25. Marston, T. U., and Server, W., "Assessment of Weld Heat-Affected Zones in a Reactor Vessel Material", *Engineering Materials and Technology*, Vol. 3, pp. 267-271, 1978.
26. Badeshia, H. K. D. H., and Svensson, L. E.,

- "Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal", *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Vol. 1, pp. 109-182, 1993.
27. Gladman, T., *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, 2nd ed., London, p. 58, 1997.
28. Chen, X., Lu, H., Chen, G., and Wang, X., "A Comparison Between Fracture Toughness at Different Location of Longitudinal Submerged Arc Welded and Spiral Submerged Arc Welded Joints of API X80 Pipeline Steels", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 148, pp. 110-121, 2015.
29. Bhale, S. D., and Billingham, J., "Effect of Heat Input on HAZ Toughness in HSLA Steels", *Metals Technology*, Vol. 10, pp. 363-367, 1983.