

## بهبود مقاومت به شکست فلز جوش فولاد میکروآلیاژی استحکام بالا به روش جوشکاری زیر پودری چهارسیمه با استفاده از اعمال سیکل های حرارتی یک و دو مرحله ای

صادق معینی فر<sup>۱\*</sup>

### چکیده

فولاد میکروآلیاژی استحکام بالا را قبل از جوشکاری به صورت نورد گرم یا سرد تهیه می کنند. پس از جوشکاری، فلز جوش برای تامین خواص مکانیکی مناسب تحت عملیات حرارتی قرار خواهد گرفت. عملیات حرارتی مورد نظر، تابکاری همراه با حرارت دهی مجدد فلز جوش، سپس سرد کردن بسیار آهسته در کوره برای دستیابی به استحکام شکست مناسب می باشد. در این پژوهش از آزمون ضربه شاریبی برای بررسی مقاومت در برابر شکست این فولاد استفاده گردید. هم چنین برای بررسی دقیق تر ریزساختارها قبل و پس از اعمال سیکل های حرارتی از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. با توجه به نتایج، انرژی شکست بهینه مربوط به سیکل تابکاری شده در دمای  $950^{\circ}\text{C}$  و حرارت دهی مجدد در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  است. در این سیکل حرارتی، ریزساختار نهایی شامل پرلیت/بینیت در کنار فریت چندوجهی و حضور تعداد زیادی از ناخالصی های اکسید فلزی بوده است. بررسی سطح شکست نشان دهنده آن است که ریزساختار پرلیت/بینیت در کنار فریت چندوجهی در مقایسه با نمونه صرفاً فریتی/پرلیتی، شکست نرم تری را از خود نشان می دهد. در نمونه ای با بیشترین انرژی شکست، کمترین مقدار سختی در مقایسه با دیگر نمونه های عملیات حرارتی شده مشاهده گردید.

**واژه های کلیدی:** فولاد میکرو آلیاژی، سیکل های حرارتی، انرژی شکست، فریت چندوجهی، مارتنزیت/آستنیت.

<sup>۱</sup> - استادیار، گروه مهندسی مکانیک، واحد شوشتر، دانشگاه آزاد اسلامی، شوشتر، ایران  
\* - نویسنده مسئول مقاله: moeinifar@gmail.com

## پیشگفتار

فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا جزء آلیاژهای مهم هستند که در صنایع مختلف از جمله کشتی سازی و خطوط انتقال نفت و گاز مورد استفاده قرار می گیرند. برای اتصال این فولادها که معمولاً به صورت لوله تهیه می شوند، از روش های جوشکاری به ویژه روش زیرپودری استفاده می گردد [۱]. فلز جوش فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا نسبت به فلز پایه این فولادها در چند مورد متمایز است. نخست، سرعت سرد کردن و حرارت دهی در فلز جوش نسبت به فلز پایه آن بسیار سریع تر اتفاق می افتد. دوم، فلز جوش این فولاد تحت عملیات شکل دهی، مانند نورد گرم یا نورد سرد قرار نمی گیرد. فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا ریزساختار پیچیده ای دارند که شامل فازهای مختلفی است [۲]. ریزساختارهایی مانند فریت پرویوتکتوئید، فریت چندوجهی، پرلیت، مارتنزیت/آستنیت، بینیت و فریت سوزنی از جمله ریزساختارهای این فولادها می باشد [۱]. هنگامی که عناصر آلیاژی به فلز جوش اضافه می شوند، بینیت بالایی و پایینی، ذرات فاز ثانویه ریزی همچون جزیره های مارتنزیت/آستنیت ایجاد می شوند [۲ و ۳]. مقاومت در برابر شکست فلز جوش این فولادها در مقایسه با فلز پایه آن با ترکیب شیمیایی مشابه، بسیار پایین تر است. برای شکل دهی این فولادها از نورد گرم یا روش های دیگر استفاده می کنند. قابل توجه است که جوشکاری در ورق های ضخیم سبب ایجاد تنش های پس ماند می گردد [۴]. به طور معمول برای تنش زدایی این فولادها، فلز پایه و جوش را در دمای  $550-620^{\circ}\text{C}$  در مدت زمان مناسب حرارت می دهند. در برخی موارد نیاز است جهت بهبود خواص مکانیکی فلز جوش، فولادی که به وسیله نورد گرم و یا نورد سرد شکل دهی شده را تحت عملیات حرارتی پس از جوشکاری قرار دهند [۴]. یکی از مهم ترین فاکتورهای مؤثر در بکارگیری فولادهای میکروآلیاژی در صنعت مقاومت در برابر شکست فلز پایه، منطقه حرارت دیده و منطقه جوش می باشد. این موضوع به ویژه در لوله های تحت فشار که در صنایع نفت و گاز استفاده می شوند، بسیار قابل توجه بوده لذا ضروری است که نتایج مقاومت در برابر شکست فلز پایه و ناحیه جوش بررسی و

مورد تحلیل قرار گیرد. اگر دمای نورد فولادهای میکروآلیاژی در ناحیه دو فاز آستنیت و فریت باشد، چقرمگی شکست از آنجا پایین است که مقدار زیادی فریت چند وجهی همراه با دانسیته بالایی از نابعی های پیش از اتمام نورد تشکیل می شوند. با انجام فرآیند نورد در ناحیه تک فاز آستنیت به دلیل ایجاد ریزساختاری شامل فریت سوزنی و بینیت دانه ای، چقرمگی شکست افزایش می یابد. حال اگر، نورد پایانی این فولاد در ناحیه عدم تبلور مجدد آستنیت انجام شود، در ریزساختار فریت سوزنی و بییت دانه ای کمی نواحی کرنش یافته ملاحظه خواهد شد که نشانه ای از انرژی لازم برای انجام تبلور مجدد این فولاد پس از عملیات حرارتی می باشد [۵]. هدف از این پژوهش، استفاده از سیکل های عملیات حرارتی گوناگون جهت اصلاح ریزساختار و در نتیجه بهبود مقاومت به شکست فولاد می باشد. تأثیر کارسختی بر منطقه جوش و منطقه حرارت دیده به ترتیب به دلیل ذوب شدن کامل و به دلیل تبلور مجدد و رشد جزئی دانه از بین می رود. بنابراین از دست رفتن استحکام باید در فرایند جوشکاری، مد نظر قرار گیرد. رشد شدید دانه ها پس از جوشکاری در منطقه جوش و منطقه حرارت دیده در فولادهای میکروآلیاژی قابل توجه است. در صورتی که این نواحی در دمایی بالاتر از تبلور مجدد تحت عملیات حرارتی تابکاری قرار گیرند، تنش های ناشی از نورد فلز پایه کاهش و خواص مکانیکی مناطق جوش و متاثر از حرارت بهبود یابد. تأثیر سیکل های حرارتی اولیه و ثانویه بر ریزساختار و خواص مکانیکی ناحیه فلز جوش فرایند جوشکاری زیر پودری چهارسیمه که در پژوهش های گذشته مورد توجه قرار نگرفته، در این پژوهش مورد مطالعه قرار می گیرد.

## مواد و روش ها

فولاد میکروآلیاژی مورد استفاده در این آزمایش از نوع API X80 می باشد. این فولاد توسط فرایند نورد ترمومکانیکی همراه با سرد کردن سریع تولید گردیده است. ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول ۱ نشان داده شده است. جوشکاری به صورت زیرپودری چهارسیمه بوده و سیم جوش استفاده شده از درجه EA2، مطابق AWS

در جدول ۲ نشان داده شده است. هم‌چنین پارامترهای جوشکاری زیرپودری چهارسیمه این فولاد در جداول ۳ و ۴ آورده شده است.

A5.23 می‌باشد. فلاکس مورد استفاده در جوشکاری این فولاد از نوع KJF-612، شرکت کاوش جوش است. ترکیب شیمیایی فلز جوش حاصل از سیم جوش و فلاکس

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد کم آلیاژ استحکام بالا API X80 (برحسب درصد وزنی)

Cu	Cr	Ni	S	P	Mn	Si	C
۰/۰۰۹	۰/۰۲	۰/۲۶	۰/۰۰۱	۰/۰۰۷۸	۱/۸۰۵	۰/۲۵	۰/۰۷۲
C <sub>eq</sub>	P <sub>cm</sub>	N	Al	Ti	Nb	V	Mo
۰/۴۵۳	۰/۱۹۶	۰/۰۰۴	۰/۰۳۱	۰/۰۱۲	۰/۰۳۵	۰/۰۰۳	۰/۲۹

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فلز جوش حاصل از فرایند جوشکاری زیرپودری چهارسیمه (برحسب درصد وزنی)

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Mo	%Cu
۰/۰۵	۱/۴	۰/۴	۰/۰۰۳	۰/۰۰۲	۰/۴۵	۰/۰۸

جدول ۳- جریان و ولتاژمورد استفاده در جوشکاری زیرپودری چهارسیمه بر حسب هر سیم جوشکاری

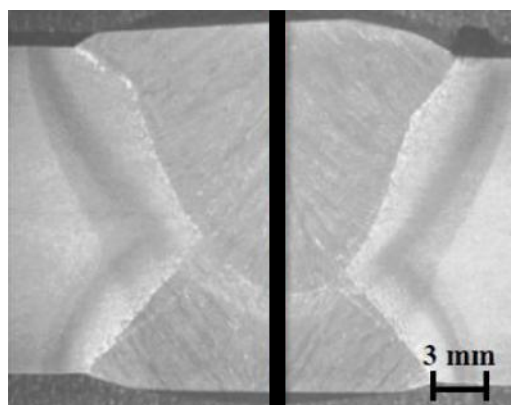
شماره الکتروود	۱ (DC)	۲ (AC)	۳ (AC)	۴ (AC)
جریان پاس ۱ (آمپر)	۸۲۵	۷۷۵	۷۲۵	۶۷۵
جریان پاس ۲ (آمپر)	۷۷۵	۷۲۵	۶۷۵	۶۲۵
ولتاژ پاس ۱ (ولت)	۳۴	۳۶	۳۸	۴۰
ولتاژ پاس ۲ (ولت)	۳۲	۳۴	۳۶	۳۸

جدول ۴- حرارت ورودی به ناحیه جوشکاری شده زیرپودری چهارسیمه

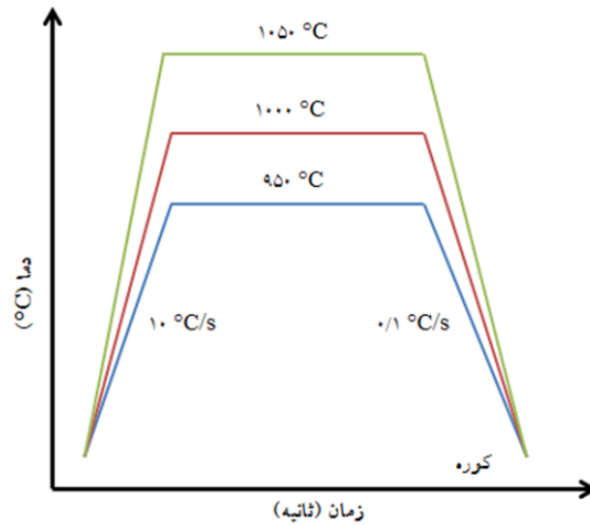
سرعت جوشکاری پاس ۱ و پاس ۲ (m/min)	حرارت ورودی پاس ۱ (kJ/mm)	حرارت ورودی پاس ۲ (kJ/mm)	حرارت ورودی کل (kJ/mm)
۱/۷	۳/۷۱	۳/۲۷	۶/۹۸

استفاده شد. همه نمونه‌ها جهت بررسی‌های میکروسکوپی توسط نایتال ۲٪ حکاکی شدند. سیکل‌های عملیات حرارتی اعمالی جهت دستیابی به مقاومت شکست بهینه در فلز جوش در شکل‌های ۲ و ۳ نشان داده شده‌اند. نمونه‌های ANW1، ANW2 و ANW3 به ترتیب در دماهای ۹۵۰°C، ۱۰۰۰°C و ۱۰۵۰°C تحت سیکل‌های حرارتی شکل ۲ قرار گرفتند. سیکل‌های حرارتی دو مرحله‌ای در دماهای ۶۵۰°C و ۷۰۰°C مطابق شکل ۳ در نظر گرفته شد. نمونه‌های RW1، RW2 و RW3 علاوه بر اعمال سیکل حرارتی اولیه به ترتیب در دماهای ۹۵۰°C، ۱۰۰۰°C و ۱۰۵۰°C، سیکل حرارتی ثانویه نیز در دمای ۶۵۰°C بر آن‌ها صورت گرفت. نمونه‌های RW4، RW5 و RW6 مشابه نمونه‌های قبل، سیکل حرارتی اولیه بر آن‌ها اعمال و سپس سیکل حرارتی ثانویه در دمای ۷۰۰°C انجام شد.

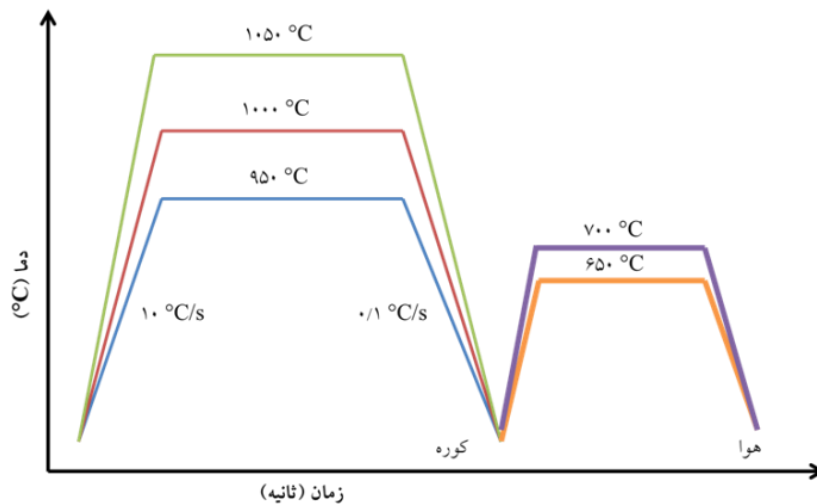
پس از انجام جوشکاری، نمونه‌هایی جهت بررسی مقاومت در برابر شکست از فلز جوش تهیه گردید. نمونه‌ها برای آزمون شکست شارپی مطابق استاندارد ASTM-E23 و با ابعاد ۱۰×۱۰×۵۵ (میلی‌متر)<sup>۳</sup> آماده سازی شد. همچنین شیارزنی نمونه‌ها مطابق شکل ۱ انجام گردید. برای مشخص کردن منطقه جوش نمونه‌های شارپی، ابتدا همه نمونه‌ها به صورت خشن و در حد سنباده ۶۰، سنباده زنی شد. سپس حکاکی ماکروسکوپی توسط محلول نایتال ۵٪ انجام گرفت. پس از آماده سازی نمونه‌ها، آزمون شارپی در دمای ۲۰°C- انجام گردید. آزمون سختی سنجی نمونه‌ها براساس استاندارد ASTM-E92 به صورت ویکرز و با نیروی ۵۰ کیلوگرم (HV50) انجام شد. برای بررسی‌های میکروسکوپی نوری از پرتو نوری پلاریزه استفاده شد. همچنین برای بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی از میکروسکوپ الکترونی روبشی با استفاده از الکترون‌های ثانویه به همراه آنالیز شیمیایی EDS



شکل ۱- شیار زنی جهت آزمون ضربه شارپی در ناحیه فلز جوش



شکل ۲- سیکل های حرارتی تابکاری تک مرحله ای



شکل ۳- شماتیک سیکل های عملیات حرارتی تابکاری کامل + حرارت مجدد در دماهای مختلف

### نتایج و بحث

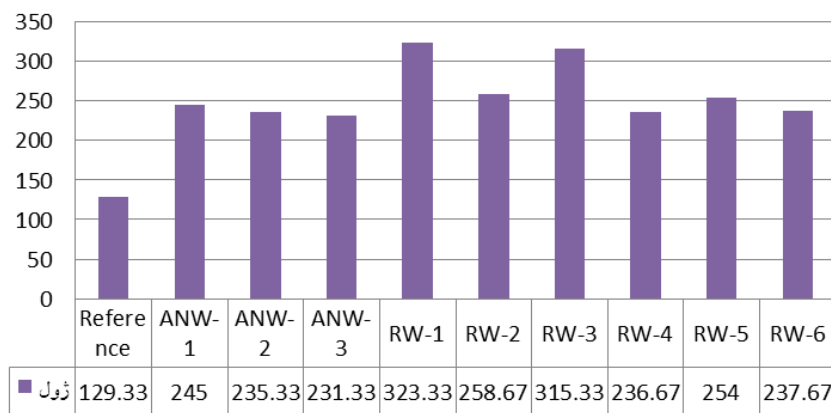
به این موضوع، انجام آزمون ضربه با بارگذاری ۷۵۰ ژول بیشترین تأثیر را در نتایج خواهد داشت. نتایج میانگین انرژی ضربه آزمون ضربه شاری فلز جوش، قبل و پس از اعمال سیکل‌های حرارتی در دمای  $20^{\circ}\text{C}$  در شکل ۴ نشان داده شده است. نتایج انرژی شکست بدست آمده

با انجام فرایند جوشکاری، ناحیه اتصال دارای کرنش پسماند خواهد شد. مطالعات Qiu و همکاران [۵] نشان داد، تبدیل شکست نرم به ترد در فولادهای میکروآلیاژی به نرخ بارگذاری نیز وابسته بوده و با افزایش نرخ بارگذاری، چقرمگی شکست کاهش می‌یابد. پس با توجه

جزیره‌های مارتنزیت/آستنیت و پرلیت درشت و پیوسته‌تر شده لذا انرژی شکست می‌تواند کاهش یابد. نتایج آزمون سختی سنجی در ناحیه فلز جوش قبل و بعد از اعمال سیکل‌های حرارتی در شکل ۵ نشان داده شده است. نتایج نشان می‌دهد با اعمال سیکل‌های حرارتی پس از جوشکاری، سختی در نمونه‌ها کاهش می‌یابد. همچنین با افزایش پیک دمایی در سیکل‌های حرارتی یک مرحله‌ای، سختی در ناحیه فلز جوش کاهش می‌یابد. در نمونه‌هایی که تحت سیکل حرارتی دو مرحله‌ای در پیک دمایی  $650^{\circ}\text{C}$  قرار گرفته‌اند، نمونه RW-1 کم‌ترین سختی را دارا می‌باشد. با افزایش پیک دمایی در نمونه RW-2، سختی افزایش و در نمونه RW-3، سختی مقداری کاهش یافته است. در نمونه‌های عملیات حرارتی مجدد شده در دمای  $700^{\circ}\text{C}$  نتایج، مانند نمونه‌های عملیات حرارتی مجدد شده در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  بوده؛ اما سختی در نمونه RW-5 افزایش پیدا کرده است. در نمونه RW-1 با بیش‌ترین انرژی شکست حداقل سختی مشاهده گردید. نتایج نشان داد با کاهش سختی در هر پیک دمای سیکل حرارتی انرژی شکست افزایش می‌یابد.

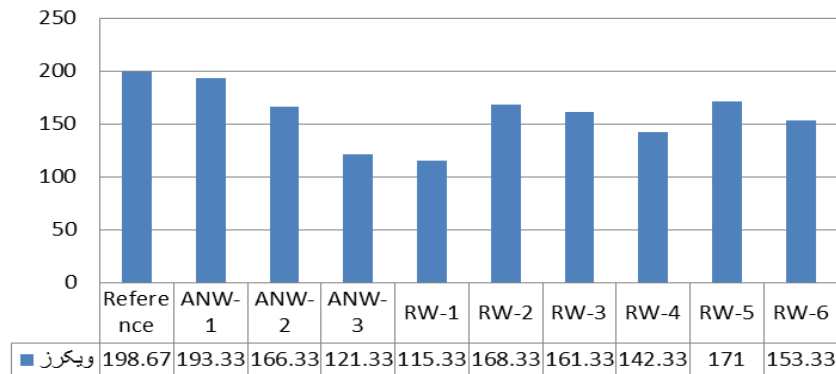
نسبت به نمونه بدون عملیات حرارتی، بسیار قابل ملاحظه است. نتایج نشان داد انرژی شکست فلز جوش در آزمون ضربه، با اعمال سیکل‌های حرارتی یک و دومرحله‌ای دچار افزایش قابل توجهی گردیده است. گزارش شده با انجام عملیات حرارتی نرماله کردن پس از جوشکاری فولادهای میکروآلیاژی استحکام ضربه می‌تواند بهبود یابد [۶]. نتایج نشان داد، نمونه‌هایی که تنها تحت عملیات حرارتی تک مرحله‌ای قرار گرفته‌اند، با افزایش پیک دمایی دچار کاهش انرژی شکست شده‌اند. با اعمال سیکل حرارتی دو مرحله‌ای در پیک دمایی ثانویه  $650^{\circ}\text{C}$ ، نمونه RW-1 بالاترین انرژی شکست را مطابق شکل ۴ نشان داده است. نتایج نشان داد در نمونه RW-2 انرژی شکست کاهش و در RW-3 افزایش یافته است. با اعمال سیکل حرارتی دو مرحله‌ای در پیک دمایی ثانویه  $700^{\circ}\text{C}$  در هر سه نمونه RW-4، RW-5 و RW-6 انرژی شکست در مقایسه با پیک دمایی  $650^{\circ}\text{C}$  کاهش می‌یابد. کاهش انرژی شکست به عواملی همچون اندازه دانه، ریزساختار و درصد فازی ریزساختارها مرتبط است. قابل توجه است که در سیکل حرارتی دو مرحله‌ای با افزایش دمای ثانویه شرایط برای نفوذ فراهم شده، توده‌های فاز ثانویه نظیر

### آزمون ضربه شارپی فلز جوش



شکل ۴- نتایج آزمون ضربه چارپی فلز جوش در دمای  $20^{\circ}\text{C}$

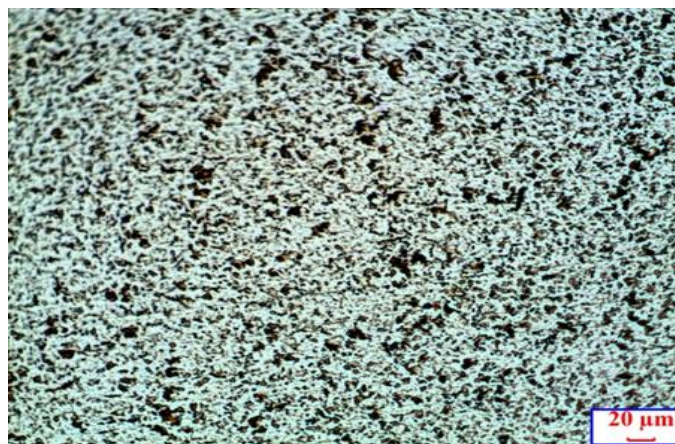
## آزمون ماکروسختی فلز جوش



## شکل ۵- نتایج آزمون سختی سنجی از ناحیه فلز جوش

RW-4 شامل فریت چندوجهی و پرلیت است. از نظر ریزساختاری، نمونه‌هایی که تحت سیکل‌های حرارتی یک و دو مرحله‌ای قرار گرفته‌اند، تقریباً مشابه بوده ولی تفاوت اندکی در کاهش پرلیت‌ها و افزایش فریت چندوجهی با افزایش پیک دمایی مشاهده می‌گردد [۱۰]. مطابق شکل ۸ با افزایش پیک دمایی در سیکل حرارتی ثانویه ذرات فاز ثانویه (کاربیدها و جزیره های مارتنزیت/آستنیت) در امتداد مرزهای فریتی ایجاد و به صورت قشری پیوسته این مرزها را در برگرفته که با فلش مشخص گردیده‌اند. حضور فازهای ثانویه می‌توانند تاثیراتی قابل توجه بر خواص مکانیکی در ناحیه عملیات حرارتی شده در بر داشته باشند.

ریزساختار فلز جوش (نمونه شاهد) پیش از اعمال سیکل‌های حرارتی در شکل ۶ نشان داده شده است. فلز جوش دارای ریزساختار در هم تنیده و پیچیده‌ای شامل: فریت سوزنی، بینیت دانه‌ای و ذرات فاز ثانویه همچون جزیره‌های مارتنزیت/آستنیت بوده است [۷ و ۸]. حضور فریت سوزنی در ریزساختار فولادهای میکروآلیاژی در فلز پایه سبب بهبود مقاومت در برابر شکست گردیده؛ اما در فلز جوش به دلیل حضور فازهای ثانویه و درشت بودن ساختار دندریتی، حضور فریت سوزنی تاثیری قابل توجهی بر مقاومت به شکست نخواهد داشت [۹]. ریزساختارهای نمونه‌های RW-1 و RW-4 به ترتیب در شکل‌های ۷ و ۸ مشاهده می‌گردد. ریزساختار در نمونه‌های RW-1 و

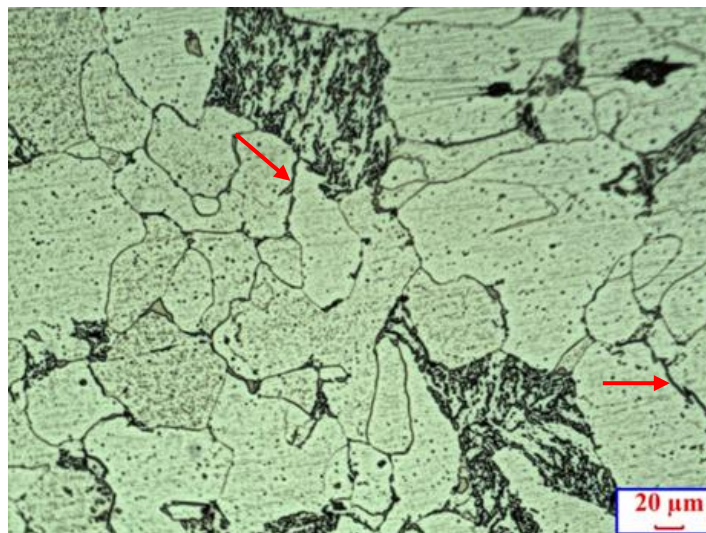


شکل ۶- تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار فلز جوش جوشکاری زیرپودری چهارسیمه





شکل ۷- ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه RW-1



شکل ۸- ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه RW-4

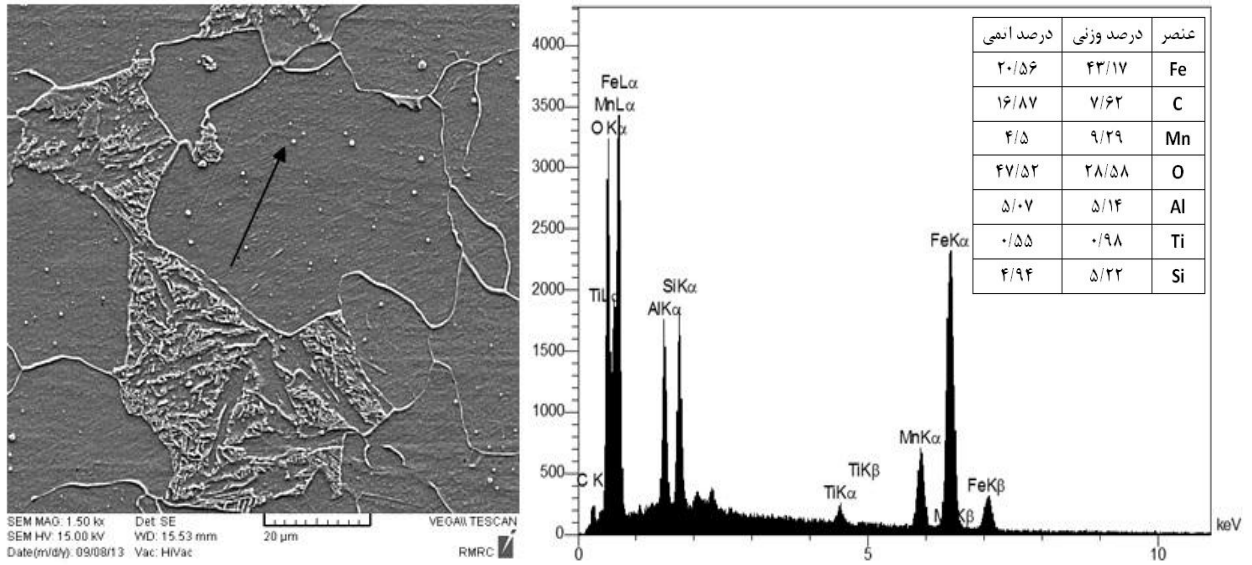
مقاومت به ضربه فلز جوش این فولادها خواهد شد [۶]. ریزساختار فریت سوزنی نمونه شاهد، مقاومت به شکست پایین تری دارد. هنگامی که با اعمال سیکل‌های حرارتی به ریزساختار فریتی-پرلیتی تبدیل می‌شود، مقاومت به شکست بالاتری را از خود نشان داده است. حرارت دهی مجدد فلز جوش در پیک دمایی  $650^{\circ}\text{C}$  احتمال تشکیل بینیت را افزایش داده و می‌تواند سبب بهبود مقاومت در برابر شکست گردد [۱۱]. شایان ذکر است که با افزایش

ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های RW-1 و RW-4 به ترتیب در شکل‌های ۹ و ۱۰ مشاهده می‌شود. در ریزساختار فریت چندوجهی فلز جوش نمونه RW-1 ذراتی مشاهده شده که بر اساس آنالیز عنصری نقطه‌ای، حضور آخال‌های اکسیدی را نشان می‌دهد که در واقع حضور ناخالصی‌های اکسیدی فلزی ریز همان گونه که با فلش در شکل ۹ نشان داده شده، در ریزساختار فلز جوش فولادهای کم آلیاژی سبب بهبود

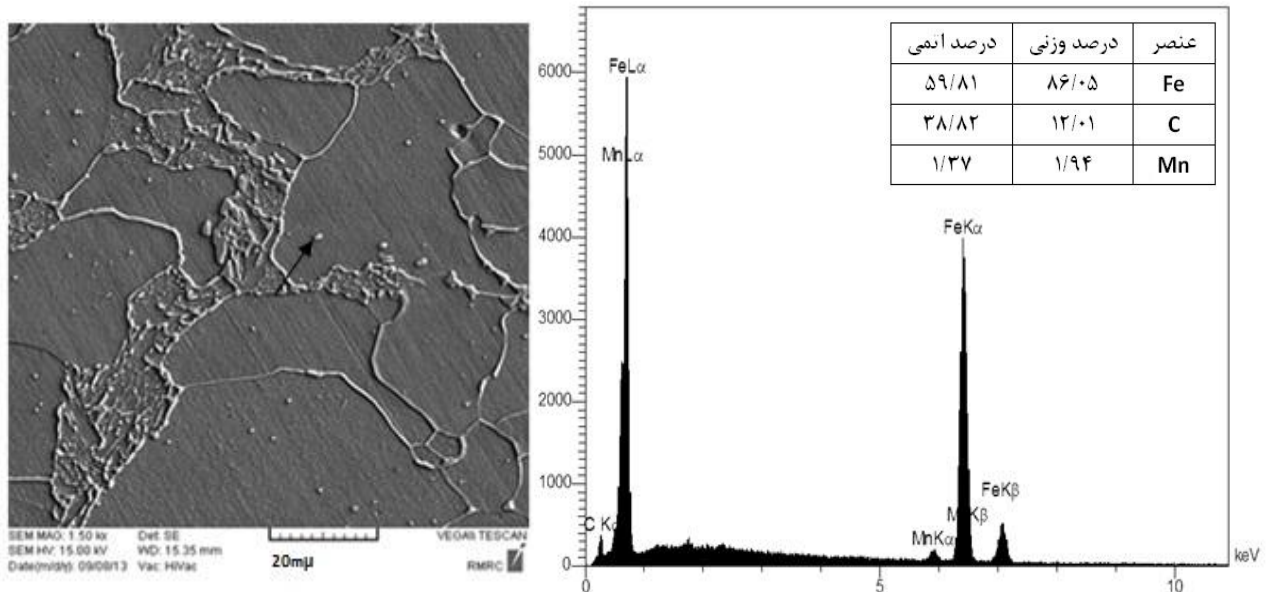


ریزساختار آن فریت چندوجهی و پرلیت است و اکثر ذرات پراکنده در آن را مارتنزیت/آستنیت تشکیل می‌دهد. حضور فاز ثانویه مارتنزیت/آستنیت به صورت ذرات پیوسته سبب کاهش مقاومت به شکست فلز جوش می‌گردد.

پیک دمایی سیکل حرارتی ثانویه فاصله بین لایه‌های پرلیتی بیشتر می‌شود [۱۲ و ۱۳]. بر اساس این نتایج، ریزساختار فریت چندوجهی به همراه پرلیت/بینیت که در شکل ۹ مشاهده می‌شود، حداکثر انرژی شکست در آزمون چارپی را فراهم نموده است. ریزساختار مشاهده شده در شکل ۱۰ مقاومت به شکست پایین‌تری داشته و



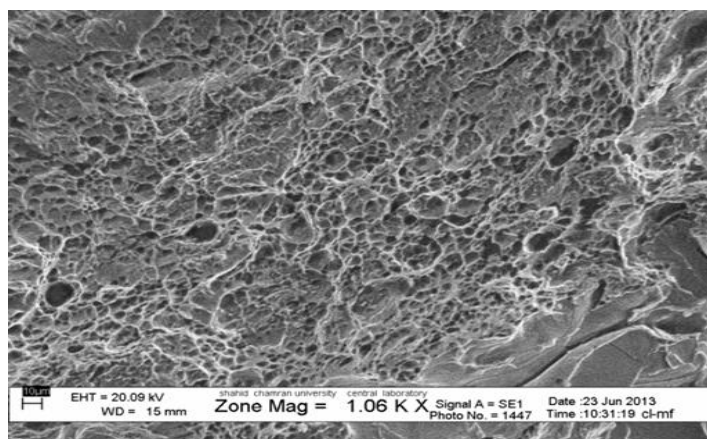
شکل ۹- ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه RW-1 به همراه آنالیز نقطه ای EDS



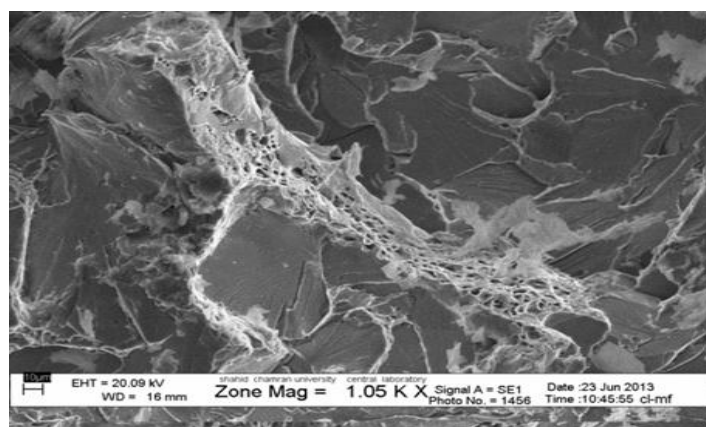
شکل ۱۰- ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه RW-4 به همراه آنالیز شیمیایی نقطه ای EDS

گردیده است. مشاهده شده حضور صفحات تورقی وسیع که از مرزخانه‌های فریت منشاء گرفته، انرژی شکست پایینی را فراهم می‌آورند. کاهش انرژی شکست در نواحی ترد موضعی، وابسته به فاکتورهای متالورژیکی نظیر اندازه دانه آستنیت اولیه، اندازه بسته‌های بینیتی و حضور فاز ثانویه نظیر کاربیدها و جزیره‌های مارتنزیت/آستنیت است [۱۴-۱۶]. حضور ذرات بیشتر مارتنزیت/آستنیت در ریزساختار فریتی-پرلیتی سبب کاهش مقاومت به شکست گردیده است. حضور ذرات مارتنزیت/آستنیت در بین بسته‌های بینیتی باعث می‌شود که سرعت رشد ترک نسبت به پرلیت‌ها کم‌تر و در نتیجه ریزساختار تمایل بیش‌تری به شکست نرم داشته باشد [۱۷].

سطح شکست میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های RW-1 و RW-4 به ترتیب در شکل‌های ۱۱ و ۱۲ ارائه شده است. بررسی سطح شکست نشان داده در نمونه‌های RW-1 و RW-4 درصد سطوح شکست نرم به ترتیب ۹۵ و ۷۸ درصد می‌باشد. در شکل ۱۱ سطوح شکست نرم مشاهده شد؛ لذا افزایش انرژی شکست در نمونه RW-1 قابل توجه خواهد بود. با توجه ریزساختار و آزمون شکست چارپی اعمال سیکل‌های حرارتی دو مرحله‌ای سبب بهبود مقاومت به شکست گردیده است. صفحات تورقی شکست ترد نمونه RW-4 در شکل ۱۲ مشاهده می‌گردد. حضور صفحات شکست مسطح و اشاعه آسان ترک در مسیرهای مستعد، نظیر ذرات کاربیدی و جزیره‌های آستنیت/مارتنزیت سبب کاهش انرژی شکست



شکل ۱۱- سطح شکست میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه RW-1



شکل ۱۲- سطح شکست میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه RW-4

## نتیجه گیری

با اعمال سیکل‌های حرارتی یک و دومرحله‌ای در ناحیه فلز جوش فولاد میکرو آلیاژی X80 نتایج زیر به دست آمده است:

- ۱- نتایج پژوهش بیانگر آن است که انرژی شکست فلز جوش در آزمون ضربه، با اعمال سیکل‌های حرارتی دو مرحله‌ای دچار افزایش قابل توجه گردیده است. لذا می‌توان با اعمال سیکل‌های حرارتی، مقاومت در برابر شکست را در ناحیه جوشکاری شده بهبود داد.
- ۲- نمونه‌هایی که فقط تحت عملیات حرارتی تک مرحله‌ای قرار گرفته‌اند، با افزایش پیک دمایی دچار کاهش انرژی شکست شده‌اند. با اعمال سیکل حرارتی دو مرحله‌ای در پیک دمایی ثانویه  $650^{\circ}\text{C}$  نمونه RW-1 بالاترین انرژی شکست را نشان داده است.
- ۳- با افزایش پیک دمایی در سیکل‌های حرارتی یک مرحله‌ای سختی در ناحیه فلز جوش کاهش می‌یابد. در نمونه‌هایی که تحت سیکل حرارتی دو مرحله‌ای در پیک دمایی  $650^{\circ}\text{C}$  قرار گرفته‌اند، نمونه RW-1 کم‌ترین سختی را دارا می‌باشد. با کاهش سختی در هر پیک دمایی سیکل حرارتی انرژی شکست افزایش می‌یابد.

- ۴- با افزایش پیک دمایی در سیکل حرارتی ثانویه ذرات فاز ثانویه (کاربیدها و جزیره‌های مارتنزیت/آستنیت) در امتداد مرزهای فریتی ایجاد و به صورت قشری پیوسته این مرزها را در برگرفته که با فلش مشخص گردیده‌اند. حضور فازهای ثانویه می‌توانند تاثیراتی قابل توجه بر خواص مکانیکی در ناحیه عملیات حرارتی شده در بر داشته باشند.
- ۵- حضور صفحات شکست مسطح و اشاعه آسان ترک در مسیرهای مستعد، نظیر ذرات کاربیدی و جزیره‌های آستنیت/مارتنزیت سبب کاهش انرژی شکست گردیده است. مشاهده شده، حضور صفحات تورقی وسیع که از مرزدانه‌های فریت منشاء گرفته، انرژی شکست پایینی را فراهم می‌آورند. با افزایش پیک دمایی در سیکل حرارتی ثانویه سطوح شکست تورقی افزایش یافته در نتیجه مقاومت در برابر شکست کاهش یافته است.

## سپاسگزارى

از پشتیبانی دانشگاه آزاد اسلامی واحد شوشتر در انجام این طرح پژوهشی تشکر و قدردانی می‌نمایم.

## References:

- 1- "Guidelines for the Classification of Ferritic Steel Weld Metal Microstructure Constituents using the Light Microscopy", International Institute of Welding, IIW DOC. IX, pp. 1533-88, 1988.
- 2- O. Grong, D.L. Olson and T.H. North "Microstructure and Properties of Steel Weld Metals", Ferrous Alloys Weldments Trans. Tech. Publications, pp. 21-46, 1992.
- 3- G. M. Evans, "The Effect of Nickel n Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits", Welding Research Abroad 37, Vol. 41, 1991.
- ۴- سیندو کو، مترجمان مرتضی شمعانیان و علی اشرفی، "متالورژی جوشکاری ویرایش دوم" دانشگاه صنعتی اصفهان، ص.ص ۴۱۱-۴۰۸، ۱۳۸۸.

- 5-Y. Liu, Y. Feng, Q. Ma and X. Song, "Dynamic fracture toughness of X70 pipeline steel and its relationship with arrest toughness and CVN", Materials and Design, Vol. 23, pp. 693-699, 2002.
- 6-V. B. T. Fiho, A. S. Guimaraes, J. C. P. Fiho and R.P.R. Parnhos, "Normalizing Heat Treatment effect on low alloy steel Weld Metals", Brazilian Manufacturing Congress COBEF, Vol. XXVI, pp. 62-66, 2004.
- 7-G. Krauss and S.W. Thompson, "Ferritic carbon Microstructures in Steels Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels", ISIJ, Vol. 35, pp. 937-45, 1995.

- 8-C.H. Lee and H.K.D.H. Bhadeshia, "Effect of Plastic Deformation on the formation of Acicular Ferrite", *Mater. Sci. Eng. A* 360, pp. 249–257, 2003.
- 9-J. Wang, G. Li and A. Xiao, "A Bainite-Ferrite Multi-Phase Steel Strengthened by Ti-Microalloying", *Materials Transactions*, Vol. 52, No. 11, pp. 2027-2031, 2011.
- 10-E. Erisir, S. Gumus and O.G. Bilir, "Microstructural characterization of Medium carbon dual phase steels after intermediate quenching", *Metal Conference, Czech Republic*, Vol. 13, pp. 1-6, 2013.
- 11-A. Ray, S. K. Paul and S. Jha, "Effect of inclusions and microstructural characterization on the mechanical properties and fracture behaviors of a high-strength low alloy steel", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 4, pp. 679-688, 1995.
- 12-A.J. Lozano and J.T.P. Mesones, "Evaluation of the mechanical properties after thermal treatment of structural hot rolled multiphase steel", *Revista De Metallurgia, Madrid*, Vol 43 (6), pp. 448-457, 2007.
- 13-Jing, N., Li, Q., Ying, L. L., Lei, M., Rong, F.Y. and Xun, Z. J., "Tempering microstructure and mechanical properties of pipeline steel X80", *Trans.Nonferrous, Met. Soc., Chnia*, Vol. 19, pp. 573-578, 2009.
- 14-M. Moser, "Fractography with the SEM Failure analysis", *Electron Microscopy in Solid State Physics*, pp. 367-385, 2007.
- 15-C.L. Davis and J.E. King, "Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse grained heat affected zone: part I. Fractographic evidence", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 25, pp. 563-573, 1994.
- 16-C.L. Davis and J.E. King, "Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse grained heat affected zone: part II. Failure criteria and statistical effects", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 27, pp.3019-3029, 1996.