

بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال فولاد API-X65 به روش جوشکاری هم زن اصطکاکی

علیرضا ناظم الرعایا^{۱*}، محمود فاضل نجف آبادی^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

۲- استادیار، گروه مهندسی مکانیک، بخش فنی مهندسی دانشگاه پیام نور، تهران، ایران

*Alireza3520@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۹۳/۰۲/۱۶، تاریخ پذیرش: ۹۳/۰۴/۲۴)

چکیده

در این پژوهش، فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر روی فولاد (API-X65)، یکی از پرکاربردترین فولادهای مورد استفاده در صنایع نفت و گاز، صورت گرفت. این فرایند در دو سرعت چرخش و پیشروی متفاوت اجرا شد. در ادامه به منظور بررسی روند تکامل ریزساختار، ساختار متالوگرافی نمونه‌ها توسط میکروسکپ نوری مورد بررسی قرار گرفت. این بررسی‌ها حاکی از تشکیل سه ناحیه مجزا، به ترتیب شامل ناحیه هم‌زده، ناحیه گذار و ناحیه متأثر از حرارت بود. در منطقه هم‌زده پالایش دانه‌ها به وقوع پیوسته بود. همچنین بر خلاف روش‌های متداول جوشکاری، در منطقه متأثر از حرارت اثری از رشد دانه‌ها مشاهده نشد. از سوی دیگر با انجام آزمون‌های کشش و سختی بر روی نمونه‌ها مشخص شد که سختی و استحکام کششی در کلیه نواحی جوش بالاتر از فلز پایه است.

واژه‌های کلیدی:

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، فولاد API-X65، ریزساختار، خواص مکانیکی.

۱- مقدمه

مذکور اغلب از فرایندهای جوشکاری ذوبی استفاده می‌شود. حرارت ورودی بالای این فرایندها منجر به ایجاد ساختار درشت دانه در منطقه مرکزی جوش (FZ)^۲ می‌شود [۲]. اگر چه این فولادها خواص مفیدی در شرایط کاری دارند، اما فرایندهای یاد شده باعث کاهش خواص مکانیکی این فولادها در مناطق تأثیر یافته می‌گردند [۳]. بنابراین بهتر است این فولادها با حرارت‌های ورودی کم و سرعت‌های بالا جوشکاری شوند. از این رو فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW)^۳ به دلیل قرار گرفتن در

در دهه‌های اخیر افزایش تقاضا برای خطوط لوله فولادی با دوام، دارای چقرمگی بالا، جوش‌پذیری خوب و مقاومت به خوردگی عالی، منجر به توسعه فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا (HSLA)^۱ شده است. از مهم ترین نقاط ضعف این لوله‌ها، درز جوش محیطی یا طولی آنها است. این مناطق معمولاً به دلیل ریزساختار متفاوت نسبت به فلز پایه، ناشی از تجربه ذوب و انجماد مجدد موضعی و چرخه‌های حرارتی ناشی از آن، در زمره نقاط ضعیف این سازه‌ها قرار دارند [۱]. برای ساخت و اتصال خطوط لوله

به تشکیل مارتزیت در حین اتصال و کاهش خواص مکانیکی آن است. از این رو چانگ^۷ با کنترل پارامترهای سرعت چرخش و پیشروی ابزار، فولاد AISI 1080 را در زیر دمای A1 جوشکاری نمود. ساختار گزارش شده در فرایند فوق بسیار ریزدانه تر از فلز پایه و بدون حضور فاز ترد مارتزیت بود [۷]. سانتوز^۸ نیز به منظور کاهش مشکلات ناشی از روش‌های ذوبی در فولادهای پرکربن، از جمله ترک انجمادی و هیدروژنی، فولاد API-X80 را به روش FSW با چقرمگی جوش قابل مقایسه با فلز پایه جوشکاری نمود. و با کنترل دمای فرایند از ایجاد ساختارهای ترد و نامطلوب جلوگیری نمود [۸]. اما برخلاف کاربرد گسترده فولادهای این گروه، تحقیقات محدودی بر روی این دسته از فولادها صورت گرفته است. از این رو در این پژوهش به بررسی خواص مکانیکی و ریزساختار حاصل از اجرای فرایند FSW بر روی آلیاژ پر کاربرد دیگری از این دسته با نام API-X65 پرداخته شده است. آلیاژ مذکور به طور گسترده در خطوط انتقال نفت و گاز در دریا و خشکی، و برای محیط‌های ترش و شیرین مورد استفاده قرار می‌گیرد.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از سه قطعه ورق فولاد API-X65 با ترکیب شیمیایی مطابق جدول (۱) و در ابعاد $250 \times 80 \times 3/5$ mm استفاده شد. در مرکز نمونه‌ها همانند شکل (۱) توسط دستگاه واترجت درزی به طول ۱۶۰ mm زده شد و به منظور سهولت در شروع فرایند جوشکاری، یک سوراخ هادی نیز در ابتدای هر درز ایجاد شد.

برای نگهداری نمونه‌ها در دستگاه فرز، قیدی از جنس چدن خاکستری در ابعاد $300 \times 150 \times 20$ mm تهیه شد. با توجه به نرخ بالای انتقال حرارت و ایجاد اختلال در انجام فرایند، یک ورق نسوز از جنس میکا بین نمونه و قید چدنی استفاده شد. در این تحقیق از ابزار کاربید تنگستن با قطر شانه برابر ۱۶ mm و پین به شکل مخروط ناقص با قطر ۶ تا ۴ و طولی برابر ۳/۲ میلیمتر مشابه شکل (۲) استفاده شد.

گروه روش‌های جوشکاری حالت جامد با دمای پایین فرایند، جایگزین مناسبی برای روش‌های متداول ذوبی در ساخت و اتصال این لوله‌ها به نظر می‌آید.

اولین تحقیقات به منظور بررسی امکان پذیر بودن اجرای فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر روی فولادهای کم کربن AISI 1018 انجام گرفت. و در ادامه بر روی فولادهای HSLA، فولادهای سخت کاری شده استحاله‌ای و فولادهای زنگ‌نزن اجرا شد. نتایج حاصل حاکی از موفقیت این روش در اتصال فولادها بود. منطقه جوش حاصل در این فرایند استحکام تسلیم و کششی نهایی قابل مقایسه با فلز پایه دارد [۴]. در ادامه این مطالعات ناندان^۴ به محاسبه جریان سه بعدی مواد و حرارت، حین فرایند FSW فولاد یاد شده پرداخت. این نتایج نشان داد که سیلان ماده در نزدیک ابزار به طور قابل ملاحظه‌ای بالاست. این منطقه جایی است که انتقال حرارت عمدتاً با مکانیزم جابجایی انجام می‌شود، پروفایل حرارتی در اطراف ابزار به دلیل حرکت وضعی و انتقالی آن تاحدی نامتقارن است [۵]. در گام بعدی محققان به بررسی و مقایسه خواص جوش سه گروه از فولادهای کم کربن با شرایط پیش از جوش پرداختند. مشخص شد که ریزساختار و سختی حول و درون دکمه جوش یا SZ^۵ به طور قابل ملاحظه‌ای از ریزساختار اولیه فلز پایه تاثیر می‌پذیرد. به طوری که بیشترین استحکام در بین مناطق مختلف جوش مربوط به SZ و با کمترین اندازه دانه بود. در فولادهای هیپو یوتکتوئید خواص مکانیکی جوش به طور قابل توجهی متاثر از دمای فرایند است و بیشترین استحکام جوش حاصل به ترتیب به نواحی دو فازی فریت-پرلیت، فریت-آستنیت و تک فاز آستنیت تعلق دارد. از سوی دیگر با کاهش میزان کربن، اختلاف استحکام جوش حاصل در مناطق یاد شده کاهش می‌یابد. فوجی^۶ و همکاران او طی تحقیقی که بر روی فولاد IF انجام دادند اعلام کردند که به دلیل میزان ناچیز کربن در فولاد IF با تغییر پارامترهای جوشکاری، خواص آن تغییر چندانی نمی‌کند [۶]. با ساخت ابزارهای مقاوم‌تر، محققان به سمت جوشکاری فولاد های کربن متوسط و پر کربن رفتند. مشکل فولاد پر کربن تمایل

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد API-X65

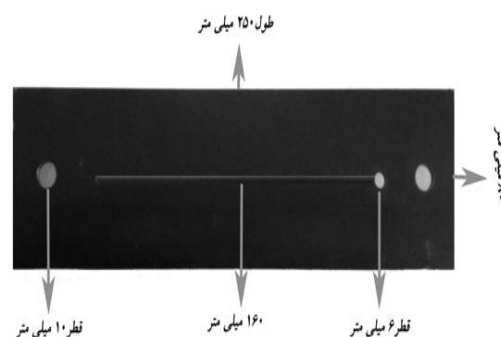
نوع عنصر	درصد وزنی
C	۰/۰۹
Mn	۱/۱۲
Cr	۰/۰۹
Mo	۰/۱۳
Ni	۰/۰۱
Si	۰/۲۳
Al	۰/۰۴
Nb	۰/۰۱

مدل H50KS، با سرعت ۲ mm/min اجرا شد [۹]. همچنین آزمون ریز سختی ویکرز با استفاده از دستگاه Koopa و بار اعمالی ۱۰۰ gr، در مقطع عرضی جوش نمونه ها انجام شد [۱۰].

جدول (۲): شرایط اجرای فرایند بر روی نمونه ها.

شماره نمونه	سرعت پیشروی mm/min	سرعت چرخش rpm	دمای ثبت شده °C
۱	۲۵	۵۶۵	۹۳۳
۲	۱۰۰	۹۵۰	۹۷۶
۳	۲۵	۹۵۰	۱۰۴۶

به منظور بررسی ریز ساختار، نمونه های متالوگرافی از مقطع عرضی جوش تهیه شد. پس از ماند کردن نمونه ها به روش سرد، نمونه های مذکور توسط سنباده های ۱۰۰، ۳۲۰، ۶۰۰، ۱۰۰۰، ۱۲۰۰ و ۲۰۰۰ پرداخت و سپس توسط خمیر الماس با اندازه دانه ۳ میکرون تحت عملیات پالیش قرار گرفتند. برای اچ کردن نمونه ها از محلول نایتال ۲٪ استفاده شد و نمونه ها به مدت ۵ ثانیه در محلول اچ شدند. سپس نواحی مختلف هر نمونه شامل فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت و دکمه جوش توسط میکروسکپ نوری مدل Olympus بررسی شد.



شکل (۱): قطعه آماده شده برای آزمون



شکل (۲): ابزار تهیه شده از جنس کاربید تنگستن

۳- نتایج و بحث

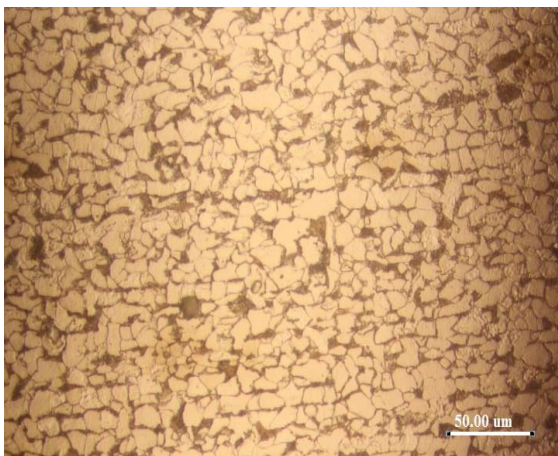
۳-۱- بررسی ریزساختار

۳-۱-۱- فلز پایه

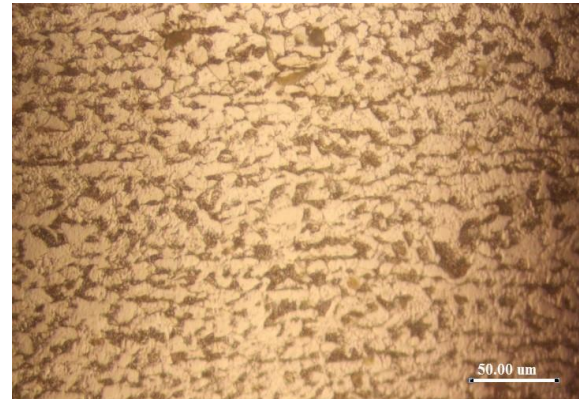
در شکل (۳) ساختار میکروسکپی فلز پایه نشان داده شده است. ریز ساختار این فولاد ترکیبی از فاز فریت اولیه و پرلیت است که به ترتیب با رنگ های روشن و تیره در شکل قابل تشخیص است. شکل کشیده دانه های فریت و پرلیت در امتداد یکدیگر ناشی از اجرای عملیات نورد در تولید ورق فولادی API-X65 است.

فرایند جوشکاری توسط دستگاه فرز دو محور با قدرت موتور ۲/۲ kw و دور موتور بیشینه ۱۵۰۰ rpm با شرایط ذکر شده در جدول (۲) بر روی نمونه ها اجرا شد. در زمان جوشکاری، پایش دما به طور پیوسته توسط دماسنج مادون قرمز انجام شد. پس از آماده سازی نمونه ها، آزمون کشش توسط دستگاه Hounsfield

شکل (۴): ریزساختار زیرناحیه ریزدانه شده جزئی در HAZ در این زیر ناحیه پیک حرارتی بالاتر از درجه حرارت بحرانی موثر پایینی A_{c1} است. از این رو با افزایش دما تا بالاتر از A_{c1} در هنگام اجرای فرایند، کلونی‌های پرلیت اولیه به آستنیت استحاله یافته و تا حدودی به داخل کلونی‌های فریت اولیه توسعه می‌یابند. سپس به دانه‌های بسیار ریز فریت و پرلیت تبدیل می‌شوند. بنابراین ساختاری دوگانه، شامل دانه‌های ریز در کنار دانه‌های درشت تر ایجاد می‌شود. شایان ذکر است که در این ناحیه کلونی‌های فریت اولیه تحت تاثیر قرار نمی‌گیرند. با پیشروی در HAZ به سمت جوش، زیر ناحیه ریز دانه قابل مشاهده است. همانطور که در شکل (۵) نشان داده شده، دانه‌ها در این منطقه تقریباً به طور کامل ریزدانه شده‌اند. در این مورد می‌توان گفت پیک دما در این ناحیه بالاتر از درجه حرارت موثر بالایی A_{c3} بوده، بنابراین دانه‌های آستنیت امکان جوانه زنی یافته‌اند و در حین سرد شدن، به دانه‌های کوچک فریت و پرلیت تبدیل شده‌اند. همچنین توزیع غیر یکنواخت فریت و پرلیت در این قسمت می‌تواند مرتبط با زمان محدود و ناکافی برای نفوذ کربن طی گرم شدن در این ناحیه باشد. از این رو آستنیت حاصل فرصت همگن شدن نداشته و به دنبال آن توزیع غیر یکنواخت فازهای یاد شده اتفاق می‌افتد [۱۱].



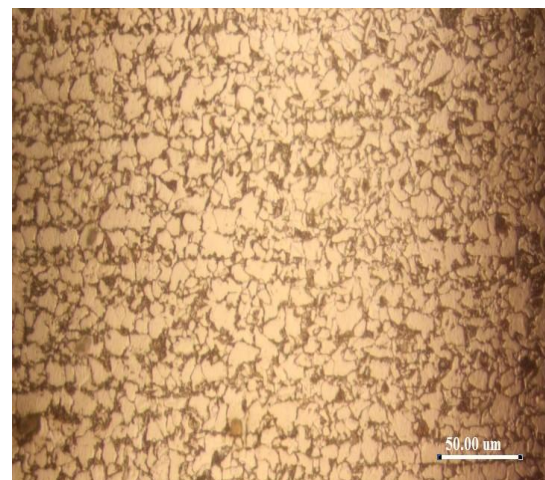
شکل (۵): ریزساختار زیرناحیه ریزدانه در HAZ



شکل (۳): ریزساختار فلز پایه فولاد X65

۳-۱-۲- ناحیه متأثر از حرارت

پس از فلز پایه اولین ناحیه، منطقه متأثر از حرارت (HAZ) است. با بررسی این ناحیه مشخص شد که ساختار HAZ در فرایند FSW تا حد زیادی مشابه HAZ در عملیات جوشکاری ذوبی است. در جوشکاری به روش ذوبی، HAZ را می‌توان به سه زیر ناحیه ریزدانه شده جزئی، ریزدانه و درشت دانه تقسیم نمود. با نزدیک شدن از فلز پایه به سمت جوش، اولین زیر ناحیه مشاهده شده، منطقه ریز دانه شده جزئی است که در شکل (۴) نشان داده شده است. دانه‌های فریت در این منطقه نسبت به فلز پایه تا حدی از حالت کشیده به سمت دانه‌های فریت هم محور متمایل شده‌اند. این پدیده می‌تواند در اثر تبلور مجدد دینامیکی و تبدیل کسری از مرزهای فرعی با انرژی بالا به مرزهای اصلی باشد.



لازم به ذکر است که در روش‌های جوشکاری ذوبی زیر ناحیه

تجربه می‌کند. این کرنش موجب می‌شود که ریز ساختار در این ناحیه تحت تبلور مجدد دینامیکی قرار بگیرد. اما رشد دانه اتفاق نمی‌افتد که می‌تواند به دلیل زمان اندک قرار گرفتن در دمای رشد دانه‌ها باشد. عدم شکل‌گیری مرزهای برشی آدیاباتیک در این منطقه نیز می‌تواند ناشی از استحاله فازی صورت گرفته در حین سرمایش این فولاد باشد [۱۲].

۳-۱-۴- ناحیه هم‌زده

برخلاف HAZ که تنها تحت تاثیر چرخه‌های حرارتی بود، SZ مقادیر زیادی از کار گرم را نیز تجربه نموده است. از این رو اندرکنش سه فاکتور کرنش کلی، نرخ کرنش و دما را در تکامل این ریزساختار باید در نظر گرفت. مقادیر کرنش و نرخ کرنش با استفاده از معادله‌های (۱) تا (۴) برای نمونه‌های این پژوهش محاسبه شد. نتایج حاصل در جدول (۳) آورده شده‌اند.

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{1}{APR}\right) + \left| \ln\left(\frac{APR}{l}\right) \right| \quad (1)$$

در این رابطه APR نسبت سرعت پیشروی به سرعت چرخش است. همچنین l به صورت زیر قابل محاسبه است:

$$l = 2r \cos^{-1} \left[\frac{r-a}{r} \right] \quad (2)$$

در اینجا r قطر پین و a فاصله عمودی از ناحیه پس‌رونده تا پیش‌رونده است. بنابر اظهارات رینولد [۱۳] بیشترین مقدار $a=r$ است. یانگ میزان انرژی اکتیواسیون را برای کار گرم فولاد گرید API در نرخ کرنش بین ۰/۱ تا $20 s^{-1}$ و دمای $1000^{\circ}C$ - 850 را برابر $275 kJmol^{-1}$ در نظر گرفته است [۱۴].

$$\varepsilon^{\circ} = \frac{\varepsilon}{r} \quad (3)$$

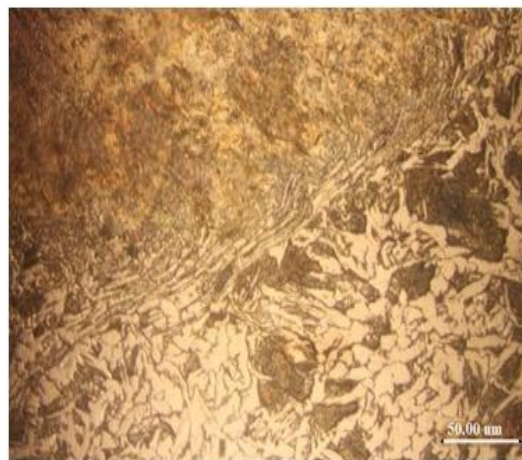
$$t = \frac{r}{v} \quad (4)$$

سومی به نام ناحیه درشت دانه وجود دارد که به دلیل دمای پایین این فرایند نسبت به روش‌های ذوبی، تشکیل این زیر ناحیه نامطلوب در ساختار مشاهده نشد.

با مقایسه HAZ نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ جز اندکی تغییر فاصله نسبت به ناحیه جوش، تفاوت قابل توجهی مشاهده نشد که می‌تواند به دلیل تجربه تاریخیچه حرارتی مشابه در این جوش‌ها باشد.

۳-۱-۳- ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی

تصویر ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی (TMAZ) نمونه شماره ۳ در شکل (۶) نشان داده شده است. در بالای ناحیه پیش‌رونده، ساختار فوق ریز دانه مشخص است. این ساختار حاصل کرنش شدید ایجاد شده در اثر چرخش ابزار و نرخ سرمایش بالاست.

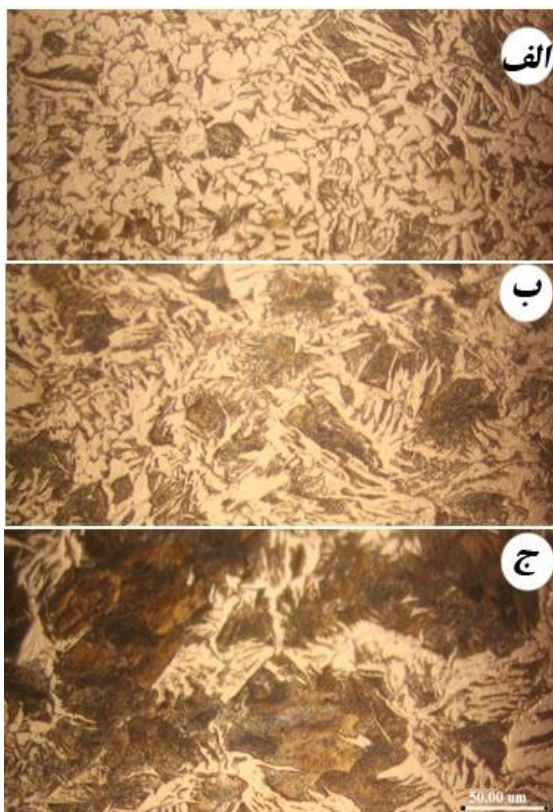


شکل (۶): ریزساختار TMAZ نمونه شماره ۳

با حرکت به سمت پایین، دانه‌های کشیده فریت اولیه و پرلیت در امتداد یکدیگر قابل مشاهده است. که نشان از تحت تاثیر قرار گرفتن نسبی این منطقه از سیلان مواد SZ است. ساختار فوق ریزدانه ایجاد شده به دلیل تنش‌های مکانیکی و کرنش‌های تجربه شده در این ناحیه حین اجرای فرایند است. با بررسی TMAZ سایر نمونه‌ها مشخص شد که وسعت این ناحیه با توجه به دما و نرخ کرنش متغیر است.

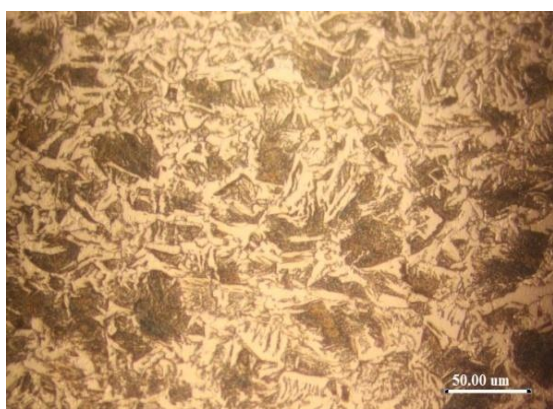
ناحیه گذار نیز بخشی از کرنش ایجاد شده در ناحیه هم‌زده را

های متحرک با نابجایی‌ها و تبدیل شدن به فصل مشترک‌های غیر متحرک می‌داند. بنابراین تغییر فرم مومسان شدید از یک سو موجب به تاخیر افتادن تجزیه آستنیت می‌شود و از سوی دیگر به دلیل افزایش چگالی نابجایی‌ها، استحاله فریت را تشویق می‌کند [۱۵].



شکل (۷): ریزساختار SZ: (الف): نواحی نزدیک به شانه ابزار، (ب): ناحیه

مرکزی و (ج): ناحیه نزدیک به ریشه جوش در نمونه ۳



شکل (۸) ریزساختار SZ نمونه ۱

در رابطه اخیر t زمان تغییر فرم و V سرعت پیشروی است.

جدول (۳): مقادیر کرنش و نرخ کرنش محاسبه شده برای نمونه‌ها

شماره نمونه	کرنش ϵ	APR	نرخ کرنش (s^{-1})
۱	۹/۴۷	۰/۰۴۴	۱۱/۱۴
۲	۷/۲۶	۰/۱۰۵	۲۲/۹۹
۳	۱۰/۰۵	۰/۰۲۶	۳۱/۸۳

در SZ دمای منطقه جوش در ناحیه تک فاز آستنیت قرار دارد. از این رو چندین مکانیزم از جمله بازیابی دینامیکی، تبلور مجدد شبه دینامیکی و دینامیکی پیوسته یا ناپیوسته، به صورت تکی و یا ترکیبی می‌تواند در تکامل ریزساختار سهیم باشد. پدیده غالب متأثر از کرنش، نرخ کرنش و انرژی نقص در چینش است. در مورد فولادها با توجه به انرژی نقص در چینش پایین آنها پدیده تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته رخ می‌دهد [۱۳]. این پدیده در مناطق نزدیک تر به شانه که کرنش بیشتری را تجربه می‌کنند به صورت پر رنگ تر اتفاق می‌افتد. لذا ساختار ریز دانه تری در نواحی بالای ناحیه هم‌زده، مطابق شکل (۷) ایجاد شد.

به منظور بررسی اثر پارامترهای سرعت پیشروی و چرخش ابزار بر ریز ساختار ناحیه هم‌زده، نواحی هم نظیر نمونه ۱ با نمونه‌های ۲ و ۳ که به ترتیب در سرعت پیشروی و چرخش با یکدیگر اختلاف دارند، مقایسه شدند.

شکل‌های (۸)، (۹) و (۱۰) به ترتیب تصویر میکروسکوپی ناحیه هم‌زده نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ را نشان می‌دهد. با استفاده از نرم افزار آنالیز تصویر Image Tool مقدار فریت اولیه و پرلیت در نمونه‌های ۱ و ۲ مطابق جدول (۴) اندازه گیری شد. ملاحظه می‌گردد که میزان فریت در نمونه ۱ نسبت به نمونه شماره ۲ افزایش یافته است. این افزایش را می‌توان در نتیجه عاملی تحت عنوان تثبیت مکانیکی^{۱۱} و حرارت تجربه شده توسط مواد ناحیه هم‌زده دانست. تثبیت مکانیکی زمانی رخ می‌دهد که مواد تحت تغییر فرم مومسان شدید قرار می‌گیرند و استحاله فازی در آنها به تاخیر می‌افتد. بادشیا^{۱۲} عامل این تاخیر را برخورد فصل مشترک -

جدول(۴): درصد فریت پرویوتکتوئید و پرلیت اندازه گیری شده با استفاده از

نرم افزار آنالیز تصویر Image Tool

شماره نمونه	% پرلیت	% فریت
۱	۳۴/۳	۶۵/۷
۲	۴۱/۲	۵۸/۸

۳-۲-آزمون کشش

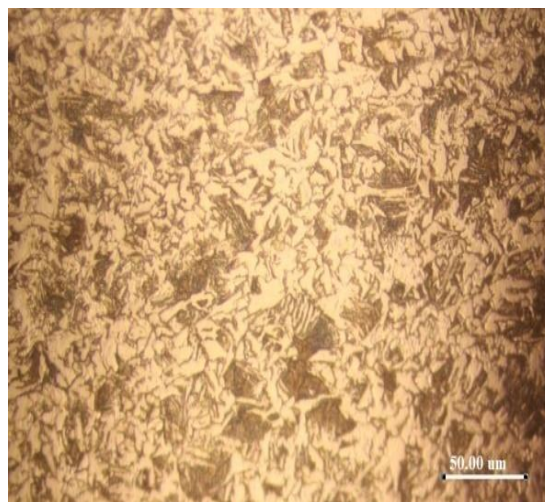
با انجام آزمون کشش، کلیه نمونه‌ها همانند شکل (۱۱) از قسمت فلز پایه دچار گسیختگی شدند که بیانگر استحکام بالاتر کلیه مناطق جوش نسبت به فلز پایه است. نتایج این آزمون در جدول (۵) نشان داده شده است.



شکل (۱۱): محل گسیختگی نمونه‌های کشش

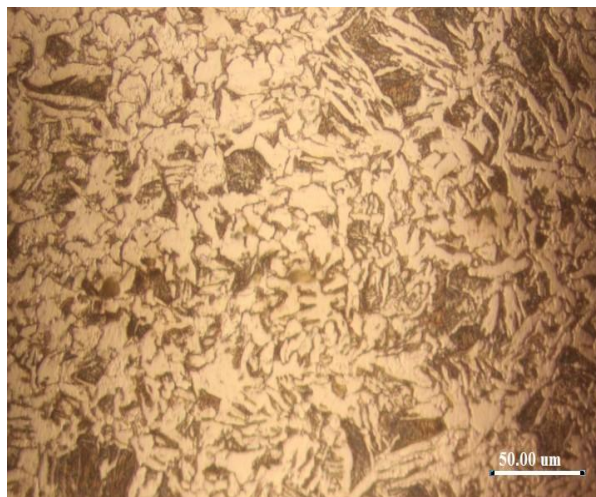
جدول(۵): نتایج حاصل از آزمون کشش نمونه‌ها

شماره نمونه	استحکام کششی MPa	ازدیاد طول %
۱	۵۰۸	۱۴/۶
۲	۴۹۰	۱۶/۲
۳	۵۰۱	۱۵/۲
فلز پایه	۴۸۰	۳۹

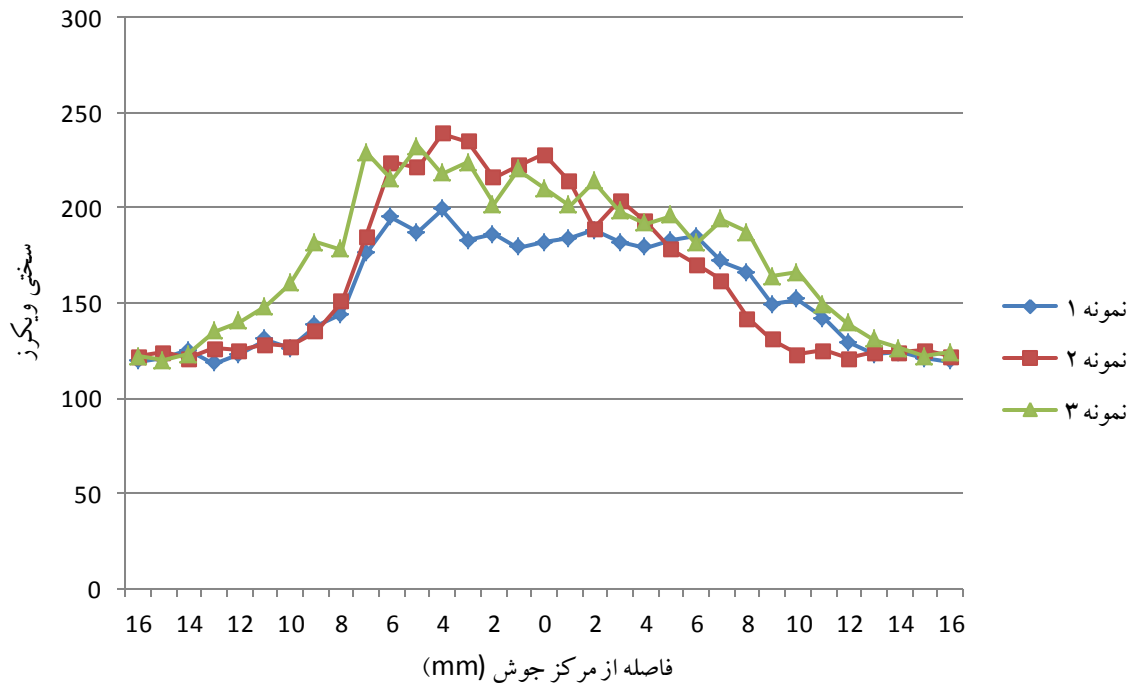


شکل (۹): ریزساختار SZ نمونه ۲

با توجه به شکل (۹) با افزایش سرعت پیشروی، ساختار دانه‌ها حالت کشیده‌تر به خود گرفته اند یا به عبارت دیگر به سمت فرم فریت ویدمن اشتاتن نزدیک شده‌اند. ریشه این تفاوت را می‌توان در سرعت پیشروی بیشتر در نمونه ۲ و به دنبال آن نرخ سرمایش بیشتر نسبت به نمونه ۳ دانست. همچنین حجم بیشتر کلونی‌های آستنیت باقی مانده که در نهایت به پرلیت تبدیل شده اند را می‌توان مرتبط با اختلاف پیک دمایی 70°C در فرایند جوش این دو نمونه دانست که منجر به کرنش کمتر (در حدود ۷/۳) در نمونه ۲ نسبت به نمونه ۳ (کرنشی در حدود ۱۰/۵) دانست.



شکل (۱۰): ریزساختار SZ نمونه ۳



شکل (۱۲): نمودار سختی نمونه های حاصل از فرایند FWS در فولاد X65 به همراه تصویر اثر فرورونده الماسی

۳-۳-۳- آزمون ریز سختی

نتایج حاصل از آزمون میکروسختی بر روی نمونه های ۱، ۲ و ۳ در شکل (۱۲) برای نواحی مختلف جوش نشان داده شده است. با توجه به نمودارها مشخص شد که بیشترین سختی در هر سه نمونه به ترتیب مربوط به ناحیه هم زده یا SZ^{13} ، ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی یا $TMAZ^{14}$ ، ناحیه متاثر از حرارت یا HAZ^{15} و در نهایت فلز پایه است. مشاهده می شود که مقدار سختی در هر سه نمونه در سمت چپ نمودار که مربوط به ناحیه پس رونده است بیشتر از ناحیه پیش رونده در سمت راست نمودار است که می تواند به دلیل تغییر فرم شدید مواد در این ناحیه و

تشکیل ساختاری فوق ریز دانه باشد.

در نمودار سختی نمونه ۱، ناحیه هم زده توزیع تقریباً یکنواخت از سختی را به نمایش گذاشته است. این حالت را می توان مربوط به نوسانات حرارتی کمتر یا به عبارت دیگر پایداری حرارتی بیشتر در زمان اجرای فرایند در نمونه مذکور دانست. همچنین ملاحظه می شود که روند افت سختی در سمت پیش رونده نسبت به پس رونده کمتر است که ناشی از دمای کمتر و به دنبال آن نرخ سرمایش کمتر و افزایش میزان فازهای نرم تر دانست.

در نمودار سختی نمونه ۲ مشاهده می شود که افزایش سختی بخصوص در سمت پس رونده با شیب زیادی افزایش یافته است. از آنجا که سرعت پیشروی ابزار در این نمونه بیشتر از دو نمونه

۵- مراجع

- [1] S. Y. Shin, B. Hwang, S. Lee, N. J. Kima & S. S. Ahn, "Correlation of microstructure and Charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels", *Materials Science and Engineering*, Vol. A 458, pp. 281-289, 2007.
- [2] Folkhard E. *Welding metallurgy of stainless steels*. 1st ed. Wien New York: Springer-Verlag, 1988.
- [3] S. Tsugikawa, A. Miasaka, Veda, S. Ando, T. Shibata, T. Haruna, M. Katuhira, Y. Yamane, T. Aoki & T. Yamada, "Alternative For Evaluating Sour Gas Resistance of Low Alloy Steels and Corrosion-Resistant Alloy", *Corrosion*, Vol. 46, No. 5, pp. 409-419, 1995.
- [4] T. J. LIENERT, W. L. STELLWAG, JR., B. B. GRIMMETT & R. W. WARKE, "Friction Stir Welding Studies on Mild steel", *WELDING JOURNAL*, JANUARY, Vol. 423, pp. 324-330, 2006.
- [5] R. T. Debroy, "Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 883-895, 2007.
- [6] H. Fujii, L. Cui, N. Tsuji, M. Maeda, K. Nakata & K. Nogi, "Friction stir welding of carbon steels", *Materials Science and Engineering*, Vol. A429, pp. 50-57, 2006.
- [7] A. K. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian & M. Salahuddin, "Microstructure Tensile and Impact Toughness Properties of Friction Stir Welded Mild Steel", *JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH*, INTEF3JATIONAL, Vol. 17, pp. 68-74, 2010.
- [8] T. F. A. Santos, T. F. C. Hermenegildo, C. R. M. Afonso, R. R. Marinho, M. T. P. Paes & A. J. Ramirez, "Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 77, pp. 2937-2945, 2010.
- [9] ASTM, "E 8M Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials [Metric]", *Annual Book of ASTM Standards*, American Society for Testing and Materials, Vol. 3.01
- [10] ASTM, "E 384M Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials [Metric]", *Annual Book of ASTM Standards*, American Society for Testing and Materials, Vol. 03.01

قبل است می توان شیب تند افزایش سختی را مرتبط با منطقه متاثر از حرارت باریک تر ایجاد شده در اثر سرعت بالاتر دانست. توزیع سختی در نمونه ۳، همان طور که در شکل نشان داده شده است تاحدی غیر یکنواخت تر است. همچنین سختی ناحیه هم زده تا میزان ۲۰۰ تا ۲۳۰ ویکرز افزایش یافته است. همانند نمونه قبل پیک سختی در منطقه پس رونده نمونه است. اما بر خلاف نمونه شماره ۱ به نظر می رسد اختلاف نرخ افت سختی در نواحی متاثر از حرارت تاحدی کمتر است. با توجه به داده های حاصل از اندازه گیری دما مشخص می شود که کمترین مقدار دما و به دنبال آن کمترین نرخ سرمایش مربوط به نمونه ۱ است. نرخ سرمایش کمتر به معنی قرار گرفتن نمونه در منطقه دو فازی فریت/آستنیت به مدت بیشتر و تشکیل مقادیر بیشتری از فریت پرویوتکتوئید با سختی کمتر از پرلیت است. از سوی دیگر مشاهده می شود که نمونه ۳ گسترده ترین و نمونه ۲ باریک ترین تغییرات سختی را در عرض نمونه دارا می باشد که ناشی از به ترتیب کمترین و بیشترین نرخ سرمایش است که گستردگی نواحی مختلف جوش را تحت تاثیر خود قرار می دهد.

۴- نتیجه گیری

- ۱- استحکام کششی کلیه نمونه های جوش شده قابل مقایسه با فلز پایه بود که به دلیل عدم شکل گیری ساختار ضعیف و نامطلوب متداول در روش های جوشکاری ذوبی از جمله HAZ درشت دانه بود.
- ۲- سختی در کلیه مناطق جوش نسبت به فلز پایه به دلیل ریزدانه شدن ساختار افزایش یافت.
- ۳- افزایش میزان کرنش باعث تشویق تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته در ساختار شده و منجر به ایجاد ساختار پالایش شده فوق ریزدانه می شود.
- ۴- افزایش سرعت پیشروی باعث افزایش نرخ سرمایش و تمایل ریز ساختار به تغییر فرم از حالت دانه های هم محور به سمت تشکیل فریت ویدمن اشتاتن می شود.

۶- پی نوشت

-
- [1] High-Strength Low-Alloy
- [2] Fusion Zone
- [3] Friction Stir Welding
- [4] Nandan
- [5] Stir Zone
- [6] Fujii
- [7] Y.D. Chung
- [8] Santos
- [9] Heat Affected Zone
- [10] Thermo Mechanical Affected Zone
- [11] mechanical stabilization
- [12] Bhadeshia
- [13] Stir Zone
- [14] Thermo Mechanical Affected Zone
- [15] Heat Affected Zone
- [11] S. Kou & W. Metallurgy, 2nd ed, A Wiley-Interscience publication, New York, 2003.
- [12] D. Michael Failla, "Friction Stir Welding and Microstructure Simulation of HSLA-65 and Austenitic Stainless Steels", The Ohio State University, 2009.
- [13] R. S. Mishra & M. W. Mahoney, "Friction Stir Welding and Processing", ASM International, pp. 1-333, 2007.
- [14] M. Ghosh, K. Kumar & R. S. Mishra, "Analysis of microstructural evolution during friction stir welding of ultrahigh-strength steel", Scripta Materialia, Vol. 63, pp. 851-854, 2010.
- [15] Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite in Steels. Second. London: IOM Communications Ltd, 2001.