

Research Paper

A study on microstructure development and mechanical properties during friction stir welding in a AISI 1018 mild steel

Saman Karami¹, *Hamid Reza Jafarian², Shahram Kheirandish³, Ali Reza Eivani⁴

1- M.Sc. School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

2- Assistant Professor, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

3- Professor, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

4- Assistant Professor, School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Citation: Karami S, Jafarian H.R, Kheirandish Sh, Eivani A. R. A study on microstructure development and mechanical properties during friction stir welding in a AISI 1018 mild steel. *Metallurgical Engineering* 2018; 20(4): 240-248 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.68257.1144>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.68257.1144>

ABSTRACT

In this study, change in microstructures and corresponding mechanical properties during friction stir welding are investigated. Microstructural analysis was carried out by optical microscope and electron microscope. The results proved that Abrasion of welding tool happened when the transverse speed is relatively low and as a result some WC particles originated from the welding tool is observed in the weldment. In contrast, in relatively high transverse speed causes formation of tunneling defect in weldment. The results from uniaxial tensile test illustrated that the specimen welded by transverse speed of 100 mm/min was fractured from base metal, however in case of transverse speed of 50 mm/min fractured was appeared in weldment area. Significant grain refinement in welded specimens resulted in increment of yield strength. Furthermore, hardness measurements demonstrated that in weldment area the hardness value increased from 155 HV to 210 HV.

Keywords: Friction stir welding; AISI 1018 mild steel; Microstructure; Mechanical properties.

■ ■

* *Corresponding Author:*

Hamid Reza Jafarian, PhD

Address: School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 77240540

E-mail: jafarian@iust.ac.ir

مطالعه ریزساختاری و خواص مکانیکی در حین فرایند جوشکاری اصطکاکی اختلاطی در فولاد فریتی کم کربن

سامان کریمی^۱، حمیدرضا جعفریان^۲، شهرام خیراندیش^۳، علیرضا ایوانی^۴

- ۱- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۲- استادیار، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۳- استاد، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۴- استادیار، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

چکیده

در مقاله حاضر، تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در حین فرایند جوشکاری اصطکاکی اختلاطی با سرعت‌های دورانی و پیشروی متفاوت به‌وسیله آزمون‌های کشش، سختی سنجی و متالوگرافی مورد بررسی قرار گرفت. جوشکاری توسط دستگاه فرز سنگین روی فولاد کم کربن فریتی انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شدند. نتایج حاصل از این تحقیق نشان داد که در سرعت پیشروی خیلی کم، سایش ابزار و ورود ذرات ماده ابزار اتفاق می‌افتد و همچنین انتخاب سرعت پیشروی خیلی بالا سبب تشکیل عیب کانال در سطح جوش می‌گردد. همچنین نتایج آزمون کشش نشان داد که نمونه‌های جوشکاری شده با سرعت پیشروی ۱۰۰ mm/min از فلز پایه شکست و نمونه جوش شده ۵۰ mm/min از ناحیه جوش شکست. و همچنین درصد ازدیاد طول به دلیل تحولات آلوتروپیک و ریزدانه شدن ساختار کاهش و استحکام تسلیم افزایش پیدا کرد. علاوه بر این، نتایج سختی سنجی نشان داد که سختی نواحی مختلف نسبت به فلز پایه افزایش یافته است و سختی از ۱۵۵ ویکرز در فلز پایه به ۲۱۰ ویکرز در ناحیه اختلاط افزایش پیدا کرد.

واژه‌های کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اختلاطی، ریزساختار، خواص مکانیکی، فولاد کم کربن

۱. مقدمه

جوشکاری اصطکاکی اختلاطی^۱ FSW یک فرایند جوشکاری حالت جامد است در سال ۱۹۹۱ توسعه یافت و در حال حاضر توجه قابل ملاحظه‌ای را به خود جلب کرده است. ماهیت فرایند حالت جامد بوده و متکی بر آهنگری موضعی منطقه جوش برای ایجاد اتصال است. جوشکاری اصطکاکی اختلاطی با استفاده از یک ابزار استوانه‌ای شکل دارای یک پین استوانه‌ای با قطر کوچک‌تر از شانه ابزار انجام می‌شود. مهم‌ترین پارامترهای فرایند شامل سرعت دوران، سرعت حرکت ابزار، ابعاد ابزار و نیروی فرو روی ابزار است [۱].

جوش‌های اصطکاکی اختلاطی روی فولادها شامل منطقه اختلاط یا دکمه جوش SZ^۲، منطقه تحت تأثیر عملیات ترمومکانیکی TMAZ^۳ اطراف منطقه اختلاط و یک منطقه

1. Friction Stir Welding
2. Stir Zone
3. Thermo-Mechanical Affected Zone

تحت تأثیر حرارت HAZ^۴ هستند [۲]. در دکمه جوش، تغییر شکل شدید و حرارت بالای اصطکاکی اغلب از طریق تبلور مجدد دینامیکی سبب تولید ریزساختار ریزدانه می‌شود. در ناحیه TMAZ نیز ماده دمای نسبتاً بالا و تغییر شکل را تجربه کرده اما به دلیل کرنش ناکافی به‌جای تبلور مجدد، بازیابی دینامیکی رخ می‌دهد. ناحیه HAZ دچار هیچ‌گونه تغییر شکل مکانیکی نشده و تنها در اثر حرارت ورودی خواص مکانیکی ماده تغییر می‌کند [۳].

تکامل ریزساختار در مناطق جوش به چرخه‌ی ترمودینامیکی موضعی که در طی اتصال تجربه‌شده بستگی شدیدی دارد، کرنش، نرخ کرنش، پارامترهایی مهمی هستند که ریزساختار را کنترل می‌کنند. از آنجایی که ابزار جوشکاری با شرایط حاد تنش و سایش دمای بالا مواجه است، در ابتدا FSW به جوشکاری مواد با دمای ذوب پایین مانند آلومینیم، منیزیم، مس و آلیاژهای آن‌ها محدود بوده

4. Heat Affected Zone

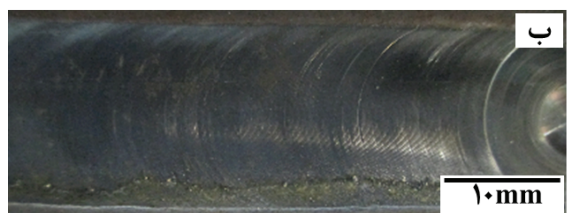
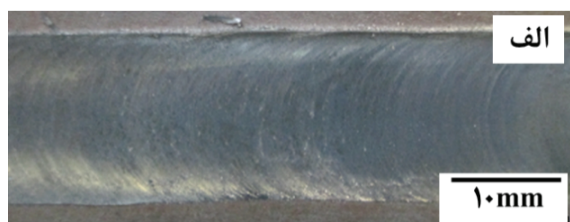
* نویسنده مسئول:

دکتر حمیدرضا جعفریان

نشانی: تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.

تلفن: ۰۵۴۰ ۷۷۲۴۰ (۲۱) ۹۸-

پست الکترونیکی: jafarian@iust.ac.ir



شکل ۱. تصاویر مربوط به سطح نمونه‌های جوشکاری شده در سرعت دورانی ۷۰۰ rpm و سرعت‌های پیشروی مختلف (الف) ۵۰ mm/min، (ب) ۱۰۰ mm/min و (ج) ۲۰۰ mm/min.

الکترونی روبشی صورت گرفت و متوسط اندازه دانه‌ها توسط نرم‌افزار تحلیل تصویر (cleme xvision) با استانداردهای مختلف اندازه‌گیری دانه به دست آمد.

خواص مکانیکی نمونه‌ها به وسیله آزمایش کشش نمونه‌های عرضی ساخته شده طبق استاندارد (ASTM - E8M- 04) با استفاده از دستگاه کشش با سرعت حرکت فک ۱ mm/min و آزمایش ریز سختی با دستگاه میکروویکرز با بار ۵۰۰ gr زمان ۱۵ sec انجام شد.

۳. نتایج و بحث

ریزساختار جوش

شکل ۱ تصویر سطح جوش مربوط به نمونه‌های جوشکاری اصطکاکی اختلاطی شده با سرعت دوران ابزار ۷۰۰ rpm و سرعت‌های جوشکاری مختلف را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل مشاهده می‌شود نمونه‌های جوشکاری شده با سرعت پیشروی ابزار ۵۰ و ۱۰۰ mm/min دارای سطح سالم و عاری از پلیسه هستند. با افزایش سرعت پیشروی تا ۲۰۰ mm/min یک شیار روباز در منطقه جوش ایجاد گردید. که تشکیل آن می‌تواند به سبب جریان پلاستیک بی‌قاعده و غیرعادی^۵ مواد نرم شده در داخل دکمه جوش باشد. زیرا در

است [۶،۵،۴]. پیشرفت‌های اخیر در زمینه ابزار، تمایل به اتصال فولادها را با این روش جوشکاری افزایش داده است. در این فرایند تغییرات متالورژیکی در ناحیه HAZ فولادها به سبب حرارت ورودی پایین‌تر نسبت به روش‌های دیگر جوشکاری کاهش یافته و اعوجاج و تنش‌های پسماند در فولادها به حداقل می‌رسد [۷].

به صورت کلی این امتیازات، FSW را برای اتصالات فولاد در کاربردهای زیادی مورد توجه قرار می‌دهد. اخیراً فرایند FSW بر روی چندین نوع فولاد از قبیل فولادهای نرم، فولادهای سخت‌شده، و فولادهای زنگ‌نزن انجام شده است [۱۰،۹،۸]. چو^۵ و همکارانش ریزساختار و سختی برای فولاد زنگ نزن ۴۰۹ به روش جوشکاری اصطکاکی اختلاطی را آزمایش کردند. به این نتیجه رسیدند که افزایش عمق فروروی مقدار حرارت ورودی و تغییر شکل پلاستیک مواد جوش شده در طول فرایند را افزایش می‌دهد که سبب افزایش مرزهای زاویه کوچک، کاهش اندازه دانه و افزایش سختی در ناحیه اختلاط می‌شود [۱۱]. ساتو^۶ و همکارانش گزارش کردند که یک جوش به روش اصطکاکی اختلاطی موفق بدون عیوب جوش در فولاد کربن بالا دارای ساختار دوتایی (فریت و سمانتیت) با استفاده از ابزار PCBN^۷ تولید کرده‌اند و فرایند FSW ساختار دوتایی فریت و سمانتیت را به مارتنزیت در دکمه جوش تبدیل کرده است [۱۲]. اهداف عمده این پژوهش نشان دادن امکان‌پذیری FSW برای اتصال فولاد نرم، به دست آوردن نسبت سرعت دوران به سرعت جوشکاری مناسب برای ایجاد اتصال سالم، بررسی ریزساختارها و خواص مکانیکی مربوط به جوشکاری اصطکاکی اختلاطی روی فولادهای نرم و تأثیر تغییر سرعت پیشروی بر این دو می‌باشد.

۲. مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از ورق‌های فولاد AISI 1018 به ضخامت ۲ mm استفاده شد. سطح ورق‌ها با استفاده از برس سیمی تمیز شد و از استون برای چربی‌زدایی استفاده گردید. جوشکاری توسط ابزاری از جنس کاربید تنگستن-کبالت با قطر شانه ۱۶ mm، قطر پین ۸ mm و طول پین ۱/۸ mm انجام شد. جوشکاری توسط دستگاه فرز سنگین NC با توان ۸ KW انجام شد. ابزار نسبت به خط عمود بر راستای جوشکاری ۳ درجه در جهت جوشکاری انحراف داشت زیرا این حالت ماده بالاترین سیلانرا دارد [۱۳]. جهت بررسی تأثیر سرعت پیشروی ابزار، نمونه‌ها با سرعت دورانی ۷۰۰ rpm و سرعت‌های پیشروی ۵۰، ۱۰۰ و ۲۰۰ mm/min جوشکاری شدند.

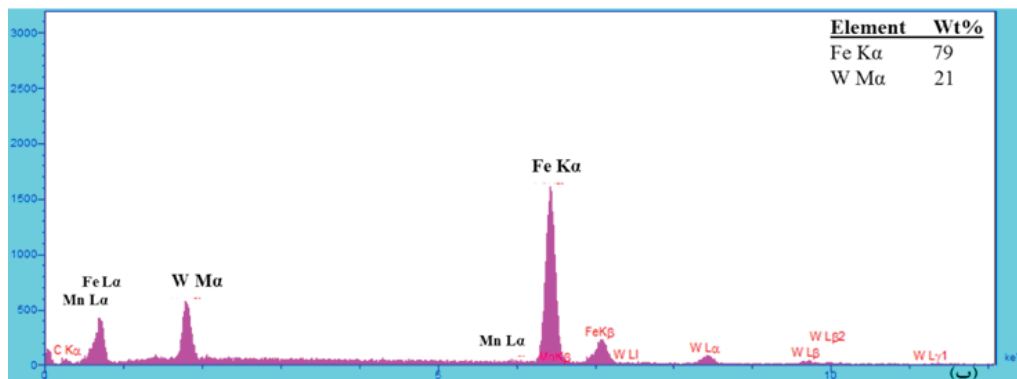
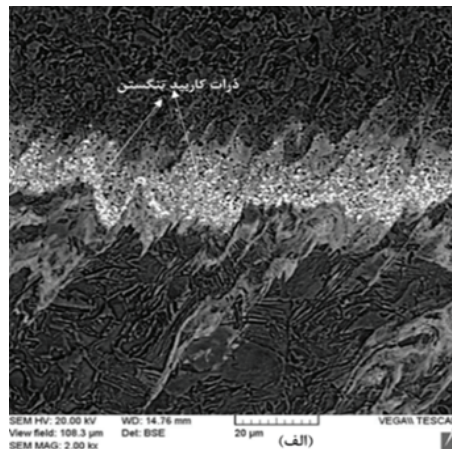
متالوگرافی با محلول حکاکی ۲٪ نایتال انجام گردید. بررسی ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ

5. Cho

6. Sato

7. Polycrystalline Cubic Boron Nitride

8. Abnormal Plasticity Flow



شکل ۲. الف) ذرات کاربید تنگستن ناشی از سایش ابزار در نمونه جوش شده تحت شرایط ۷۱۰ rpm و ۵۰ mm/min، ب) نتایج EDS از شکل (الف) نشان‌دهنده وجود تنگستن

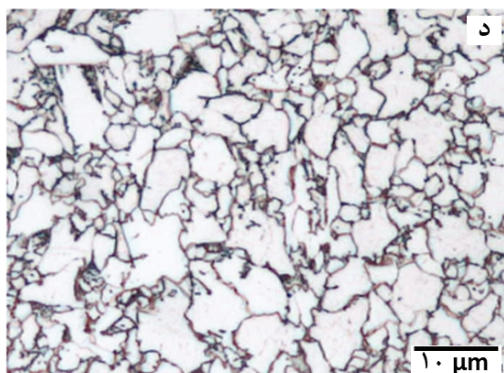
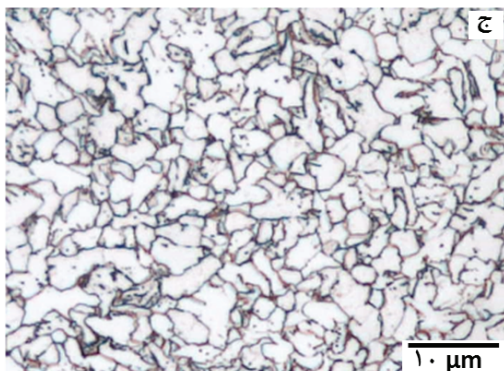
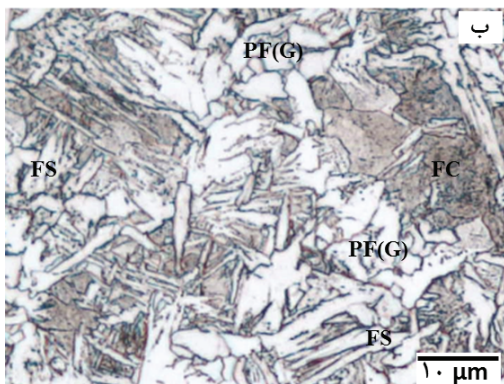
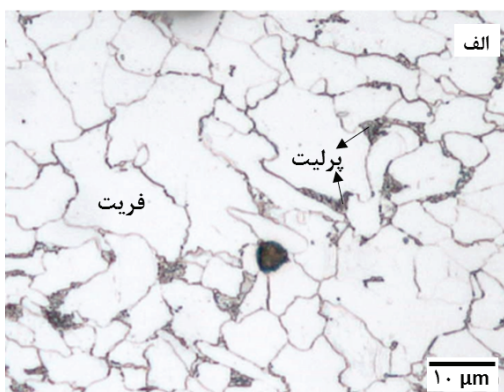
افزایش گام جوش و به طبع آن افزایش حرارت ورودی به قطعه کار اگرچه سبب یکنواختی و همگن‌تر شدن ساختار جوش و عدم تشکیل عیوبی از قبیل نفوذ ناقص ریشه^۹ و عیب اکسید حبس شده^{۱۰} در ساختار می‌گردد [۱۵]. اما باید توجه داشت که اگر گام جوش از یک حدی بالاتر رود به دلیل انتقال و اختلاط مکانیکی ماده ابزار با فلز پایه تحت دما و فشار بالا، پدیده سایش فیزیکی ابزار اتفاق می‌افتد [۱۶]. وجود ذرات کاربید تنگستن اگرچه مانع تشکیل جوش سالم نخواهد شد، اما بر خواص مکانیکی جوش بسیار تأثیرگذار هستند. نتایج اندازه‌گیری عرض ناحیه متأثر از حرارت برای نمونه‌های جوشکاری شده در سرعت‌های پیشروی مختلف ابزار در این پژوهش نشان داد که عرض این ناحیه از جوش با افزایش سرعت پیشروی کاهش می‌کند. از آنجایی که حرارت ورودی با سرعت پیشروی رابطه عکس دارد [۱۷، ۱۶]. بنابراین با افزایش سرعت پیشروی (در سرعت دوران ثابت) به سبب کاهش مدت‌زمان قرارگیری نمونه در دمای جوش مقدار حرارت ورودی به منطقه HAZ کاهش می‌یابد [۱۸]. تغییرات مربوط به عرض ناحیه HAZ در شکل ۳ آمده است.

سرعت‌های دورانی بسیار زیاد به دلیل سیلان بیش‌ازحد مواد توسط ابزار در حال دوران و حرارت ورودی بالا، حجم زیادی از مواد، نرم و خمیری می‌شود. در این حالت با توجه به تغییر ضریب اصطکاک بین ابزار و ماده نرم شده، این مواد دیگر به‌طور منظم به دور پین نمی‌چرخند و یک جریان بی‌قاعده در زیرشانه ابزار شکل می‌گیرد و افزایش سرعت پیشروی ابزار سبب خارج شدن مقداری از ماده در کنار شانه ابزار به‌صورت پلیسه می‌گردد. در حقیقت این پلیسه همان موادی است که می‌بایست به پشت ابزار در سمت پیش‌رونده برای پر کردن حفره آن منتقل شود. دلیل دیگری که برای تشکیل این عیب بیان شده است، سر خوردن مواد بر روی ابزار جوشکاری می‌باشد [۱۴].

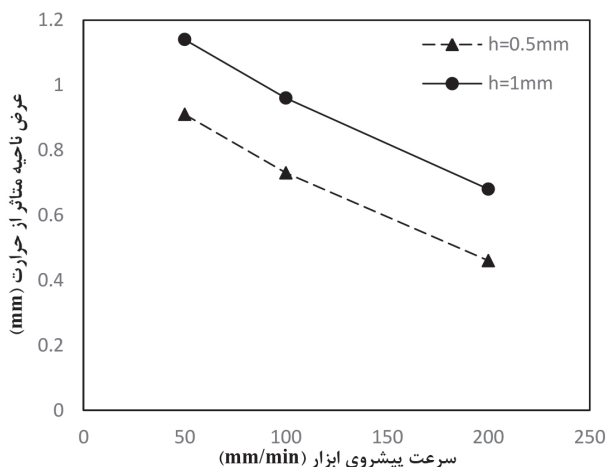
شکل ۲ تجمع ذرات کاربید تنگستن در ناحیه اختلاط مربوط به نمونه‌ی جوشکاری شده در شرایط ۵۰ mm/min - ۷۰۰ rpm را نشان می‌دهد. بعلاوه وجود پیک مربوط به تنگستن در نتایج آنالیز EDS از نوار سفیدرنگ که در شکل ۳ آمده است، حضور ذرات تنگستن در ساختار جوش را تأیید نمود. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که این نوار سفیدرنگ در ساختار جوش از تجمع ذرات کاربید تنگستن ورودی در اثر سایش فیزیکی ابزار در مقادیر زیاد نسبت سرعت دوران به سرعت پیشروی (گام جوش) به ناحیه جوش تشکیل شده است.

9. Incomplete Root Penetration

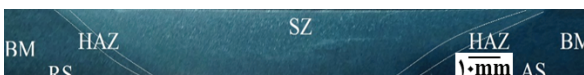
10. Entrapped Oxide Defect



شکل ۵. تصاویر میکروسکوپی از نواحی مختلف نمونه جوشکاری شده در شرایط ۷۰۰ rpm - ۱۰۰ mm/min را نشان می‌دهد. (الف) فلز پایه، (ب) ناحیه اختلاط حاوی محصولات آلوتروپیک: فریت مرزدانه‌ای [PF(G)]، فریت ویدمن اشتاتن [FS] و توده فریت + سمانتیت [FC]، (ج) ناحیه اختلاط حاوی دانه‌های فریت و پرلیت تبلور مجدد یافته و (د) ناحیه تحت تأثیر حرارت.



شکل ۳. تغییرات عرض ناحیه HAZ (در قسمت پیش‌رونده جوش) در فواصل ۱ mm و ۰/۵ از سطح جوش با تغییر سرعت پیشروی در سرعت دورانی ثابت ۷۰۰ rpm



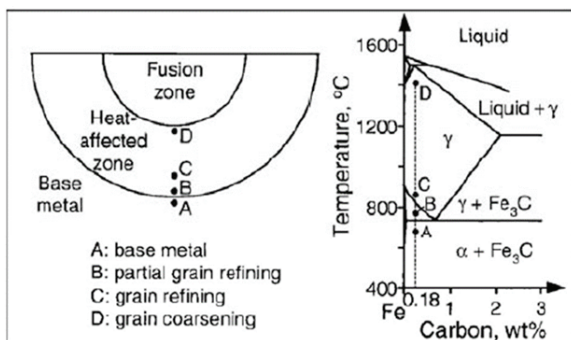
شکل ۴. تصویر کلی از سطح مقطع عرضی عمود بر جهت جوشکاری. (BM): فلز پایه، SZ: ناحیه اختلاط، HAZ: ناحیه مات‌تر از حرارت، AS: قسمت پیش‌رونده و RS: قسمت پس‌رونده

جهت بررسی ریزساختار نمای کلی از سطح مقطع عرضی نمونه جوشکاری شده حاوی مناطق مختلف جوش با سرعت دوران ۷۰۰ rpm و سرعت پیشروی ۱۰۰ mm/min در شکل ۴ نشان داده شده است. در این شکل سمتی که جهت سرعت پیشروی و مماس بر سرعت دورانی در یک سو قرار می‌گیرند را قسمت پیش‌رونده^{۱۱} و سمت دیگر را که سرعت پیشروی و مماس بر سرعت دورانی خلاف جهت هم قرار می‌گیرند را قسمت پس‌رونده^{۱۲} شده است [۱۹].

شکل ۵ تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به نواحی مختلف شکل ۴ را نشان می‌دهد. شکل ۵ (الف) تصویر ریزساختار فلز پایه را نشان می‌دهد. فولاد از دانه‌های هم‌محور فریت با قطر تقریبی ۱۲ μm و ساختار پرلیتی در بین آن‌ها تشکیل شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود ناحیه اختلاط مربوط به جوش FSW دارای دو نوع ریزساختار متفاوت است. نوع اول حاوی محصولات آلوتروپیک مانند فریت مرزدانه‌ای، فریت ویدمن اشتاتن و توده‌های از فریت و ذرات ریز سمانتیت بوده [۲۰] شکل ۵ (ب) که بخش مرکزی ناحیه اختلاط را تشکیل داده و نوع دوم که حاوی دانه‌های فریت و پرلیت تبلور مجدد یافته بوده شکل ۵ (ج) که در دو طرف ناحیه اول تشکیل شده است. لازم به ذکر است که این

11. Advancing side

12. Retreating side



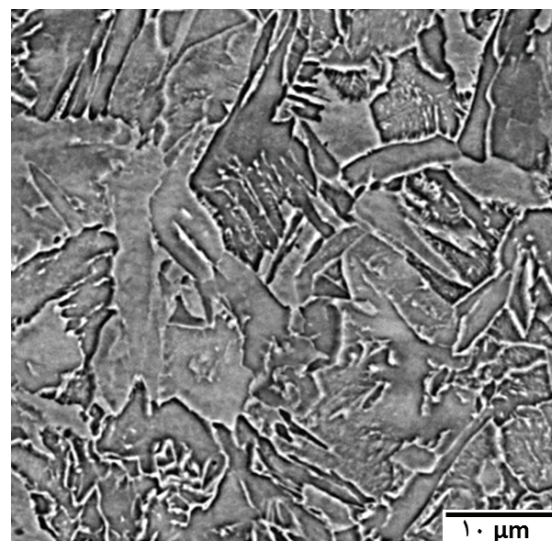
شکل ۷. نواحی مختلف HAZ مطابق با نمودار دوتایی آهن - کربن در جوشکاری ذوبی [۲۵]

الکترونی روبشی^{۱۳} (SEM) ناحیه مرکزی اختلاط را نشان می‌دهد که سمانتیت به صورت تیغه‌های سفیدرنگ در مرز دانه‌ها یا به صورت ذرات ریز در درون فریت وجود دارد [۲۴، ۲۳].

در ناحیه حاوی ریزساختار فریتی - پرلیتی با دانه‌های هم‌محور مربوط به ناحیه اختلاط می‌توان گفت که مکانیسم تبلور مجدد رخ داده است. اگرچه دما بالاتر از قسمت ریزدانه‌گی کامل^{۱۴} در ناحیه HAZ بوده و دانه‌های آستنیت تشکیل شده در افزایش دما حین جوشکاری درشت‌تر شده‌اند، اما نتایج میکروسکوپی مطابق شکل ۵ (ج و د) نشان داد که ساختار نهایی مربوط به این ناحیه بعد از سرد شدن ریزدانه‌تر از ناحیه HAZ می‌باشد (جدول ۱).

درواقع این ناحیه از جوش FSW مشابه ناحیه رشد دانه در HAZ جوش‌های ذوبی (ناحیه D در شکل ۷) است. با این تفاوت که در روش FSW این ناحیه علاوه بر درجه حرارت تحت تأثیر کرنش و تغییر شکل شدید ناشی از دوران ابزار قرار دارد که منجر به وقوع تبلور مجدد دینامیکی و در نتیجه کوچک‌تر شدن اندازه دانه در این ناحیه می‌شود. تبلور مجدد دینامیکی با توجه به میزان کرنش، نرخ کرنش و انرژی نقص در چیده شدن به دو صورت پیوسته و ناپیوسته انجام می‌شود. از آنجایی که در حین فرایند دمای این ناحیه بالا بوده و فولاد در منطقه آستنیت قرار دارد و همچنین نرخ کرنش در حدود 10^2 s^{-1} است، تبلور مجدد دینامیکی به صورت ناپیوسته صورت می‌گیرد [۷].

همان‌طور که در شکل ۵ (د) مشاهده شد، ریزساختار تشکیل شده در ناحیه HAZ همانند ریزساختار فلز پایه فریتی - پرلیتی است. این ناحیه فقط تحت تأثیر حرارت بوده و هیچ‌گونه تغییر شکلی در این ناحیه وجود ندارد، این ناحیه مشابه نواحی HAZ در جوشکاری‌های ذوبی است. تنها تفاوت آن‌ها حرارت ورودی پایین‌تر در فرایند FSW نسبت به فرایندهای جوشکاری ذوبی است که سبب تغییرات



شکل ۶. تصویر SEM از مرکز ناحیه اختلاط نمونه جوشکاری شده تحت شرایط $700 \text{ rpm} - 100 \text{ mm/min}$ ؛ حاوی فریت مرزدانه‌ای، فریت ویدمن اشتاتن و توده فریت + سمانتیت

دو نوع ساختار در برخی مناطق مخلوط بوده و به‌طور کامل قابل تفکیک نیستند.

در سرعت دوران بالا دمای قسمت مرکزی جوش‌ها خیلی از دمای تشکیل آستنیت بیشتر می‌شود که سبب درشت‌تر شدن دانه‌های آستنیتی و ساختار کاملاً آستنیتی در این ناحیه می‌شود. در ادامه چرخه حرارتی و سرد شدن این ساختار آستنیتی، به محصولات آلوتروپیک تبدیل می‌شوند. زیرا در دماهای بالا مکانیسم غالب، دما و دگرگونی فاز بوده و علائم تبلور مجدد در ماده از بین می‌رود. انواع فریت در شکل ۵ (ب) به رنگ روشن و مجموعه‌های فریت - سمانتیت به رنگ تیره دیده می‌شوند و فریت مرزدانه‌ای (PF(G)، در دماهای استحاله بازسازی تشکیل شده و معمولاً به شکل دانه‌های کشیده شده در روی مرز دانه‌های آستنیت اولیه دیده می‌شوند. اما فریت ویدمن اشتاتن و مجموعه‌های فریت و سمانتیت در دماهای پایین که استحاله جابجایی رخ می‌دهد تشکیل می‌شوند [۲۲، ۲۱]. لایه‌های سمانتیت در مرز دانه‌های فریت مرزدانه‌ای یا بین تیغه‌های فریت ویدمن اشتاتن تشکیل شده‌اند، زیرا فریت قابلیت حلالیت کربن کمی دارد. بنابراین در حین تشکیل شدن، کربن اضافی را به داخل آستنیت پس می‌زند و در طی سرد شدن به توده فریت - کاربید تبدیل می‌شود. بعلاوه ساختار دیگری به صورت ذرات بسیار ریز سمانتیت در درون فریت نیز مشاهده شد، زیرا سرعت سرد شدن بالا سبب شده تا کربن اضافی قادر به نفوذ و خارج شدن از دانه‌های فریت تشکیل شده را نداشته و به صورت ذرات بسیار ریز سمانتیت در فریت رسوب کند [۱۸]. شکل ۶ تصویر میکروسکوپ

13. Scanning Electron Microscope

14. Fully Grain Refinement

که در این رابطه d: اندازه دانه، a و b دو ثابت وابسته به جنس ماده هستند.

بر طبق روابط بالا در سرعت‌های جوشکاری بالاتر، نرخ کرنش افزایش و دمای تغییر شکل کاهش پیدا می‌کند. در نتیجه Z افزایش و اندازه دانه کاهش می‌یابد که مطابق با یافته‌های این پژوهش است.

خواص مکانیکی

سختی نمونه‌های FSW افزایش قابل‌ملاحظه‌ای نسبت به فلز پایه داشته است. به طوری که سختی مربوط به نمونه‌های جوشکاری شده در سرعت پیشروی ۵۰ و ۱۰۰ mm/min به ترتیب از ۱۵۵ و یکرز در فلز پایه به ۲۰۰ و ۲۱۰ ویکرز افزایش پیدا کرد. زیرا در ناحیه اختلاط ساختار حاصل مخلوطی از فریت - پرلیت ریز، فریت ویدمن اشتاتن و توده فریت کاربید است که از سختی بالای برخوردار هستند. سختی ناحیه HAZ از ناحیه اختلاط کمتر و از سختی فلز پایه بیشتر بود. بعلاوه در داده‌های مربوط به سختی سنجی نمونه جوشکاری شده با سرعت ۵۰ mm/min نقاطی با سختی ۴۲۰ تا ۴۶۰ ویکرز مشاهده شد. این نقاط مکان‌های تجمع ذرات تنگستن بوده که در شکل ۲ نشان داده شد.

نتایج به دست آمده از آزمون کشش عرضی نشان داد که نمونه جوشکاری شده در سرعت پیشروی ۱۰۰ mm/min از فلز پایه شکست و نمونه ۵۰ mm/min از سمت پیش‌رونده ناحیه جوش دچار شکست شد. بایستی تأکید کرد که استحکام حاصل از آزمون کششی عرضی مربوط به ضعیف‌ترین ناحیه جوش بوده و درصد تغییر طول مربوط به متوسط کرنش در کل ناحیه سنجه است. بنابراین مشاهده می‌شود که استحکام کششی نهایی نمونه‌های عرضی که در ناحیه فلز پایه دچار شکست شدند برابر استحکام فلز پایه است. همچنین به دلیل ریزدانه شدن ریزساختار و حضور فریت ویدمن اشتاتن در ناحیه اختلاط جوش و بالاتر بودن استحکام تسلیم مربوط به ناحیه جوش نسبت به فلز پایه، ناحیه جوش تغییر طول چندانی نداشته بنابراین درصد ازدیاد طول و چقرمگی نمونه‌های کشش عرضی کاهش پیدا کرده است. نتایج نشان داد که استحکام تسلیم نمونه‌های جوشکاری شده از ۲۵۰ Mpa به ۳۱۰-۳۲۰ Mpa افزایش یافته است. این افزایش استحکام می‌تواند به سبب ریزدانه شدن^{۱۶} ریزساختار در ناحیه SZ و HAZ باشد [۲۷].

با توجه به نمودار تنش-کرنش مشاهده می‌شود که شکست در نمونه جوشکاری شده با سرعت ۵۰ mm/min از نوع شکست ترد می‌باشد. دلیل آن می‌تواند تجمع ذرات تنگستن نشان داده شده در شکل ۲ درون ساختار جوش باشد.

متالورژیکی کمتر در منطقه HAZ و همچنین منطقه HAZ کوچک‌تر نسبت به جوشکاری ذوبی شده است. ریز شدن دانه‌های این ناحیه به این دلیل است که در بیشینه دمای مؤثر بالاتر از خط بحرانی AC₃ (ناحیه C در شکل ۷) قرار دارند که این شرایط اجازه می‌دهد تا دانه‌های آستنیت کاملاً جوانه بزنند اما فرصت رشد پیدا نمی‌کنند. این دانه‌های ریز آستنیت در حین سرد شدن پس از جوشکاری به دانه‌های فریت و پرلیت ریز تبدیل می‌شوند [۲۵]. جدول ۱ تغییرات اندازه دانه را برای نواحی مختلف جوش‌های FSW نشان می‌دهد.

جدول ۱. تغییرات اندازه متوسط دانه‌های فریت در نواحی HAZ و SZ برای نمونه جوشکاری شده در سرعت دوران ۷۰۰ rpm و سرعت‌های پیشروی مختلف.

سرعت پیشروی ناحیه جوش	۵۰ mm/min	۱۰۰ mm/min	۲۰۰ mm/min
ناحیه HAZ	۵/۷ μm	۴/۶ μm	۵ μm
ناحیه SZ	۳/۶ μm	۵/۵ μm	۴ μm

نتایج مربوط به اندازه‌گیری اندازه متوسط دانه‌ها در جدول ۱ نشان داد که در سرعت دوران ثابت با افزایش سرعت پیشروی اندازه متوسط دانه در هر دو ناحیه HAZ و SZ کاهش پیدا می‌کند. همان‌گونه که پیش‌تر نیز اشاره شد سرعت پیشروی مدت‌زمان قرارگیری در دمای جوش و سرعت دوران ابزار نرخ تولید حرارت در واحد طول جوش را تحت تأثیر قرار می‌دهد. در نتیجه سرعت پیشروی نقش غالب‌تری در کنترل اندازه دانه در منطقه HAZ دارد. زیرا که سرعت پیشروی بالا زمان کمتری برای انتقال حرارت از دکمه جوش به ناحیه HAZ می‌دهد. در نتیجه حرارت ورودی به منطقه‌ی HAZ کمتر شده و رشد دانه با سرعت کمتری اتفاق افتاده و اندازه نهایی آن کوچک‌تر خواهد بود [۲۶، ۲۵].

کوچک‌تر شدن اندازه دانه‌های فریت در ناحیه SZ را می‌توان با استفاده از رابطه زرنر - هولمن^{۱۵} توضیح داد. رابطه زرنر - هولمن به صورت زیر اندازه دانه را به نرخ کرنش و دما مرتبط می‌سازد [۲۴]:

معادله ۱.

$$\varepsilon^{\circ} = \exp Z \left(\frac{Q}{RT} \right)$$

در این معادله Z: پارامتر زرنر، ε° : نرخ کرنش، T: دما، R: ثابت گاز و Q: انرژی اکتیواسیون است. قطر نهایی دانه‌های تبلور مجدد یافته مطابق رابطه زیر به پارامتر زرنر-هولمن بستگی دارد:

معادله ۲.

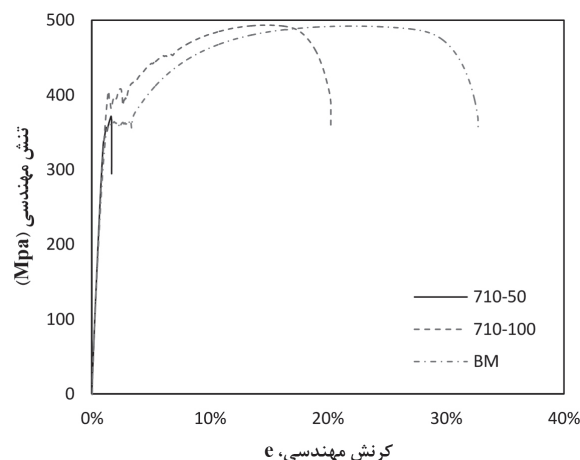
$$d = (a + b \ln Z)^{-1}$$

16. Grain refinement

15. Zener - Hollomon

References

- [1] E. D. Nicholas, "Friction processing technologies," *Weld. World*, vol. 47, no. 11-12, pp. 2-9, 2003.
- [2] M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, and P. J. Withers, "Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds," *Acta Mater.*, vol. 51, no. 16, pp. 4791-4801, 2003.
- [3] R. S. Mishra and M. W. Mahoney, *Friction stir welding and processing*. ASM international, 2007.
- [4] H. Zhang, H. Wu, J. Huang, L. I. N. Sanbao, and W. U. Lin, "Effect of welding speed on the material flow patterns in friction stir welding of AZ31 magnesium alloy," *Rare Met.*, vol. 26, no. 2, pp. 158-162, 2007.
- [5] W. Lee and S. Jung, "The joint properties of copper by friction stir welding," vol. 58, pp. 1041-1046, 2004.
- [6] H.-B. Chen, K. Yan, T. Lin, S.-B. Chen, C.-Y. Jiang, and Y. Zhao, "The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 433, no. 1, pp. 64-69, 2006.
- [7] T. J. Lienert, W. L. Stellwag Jr, B. B. Grimmett, and R. W. Warke, "Friction stir welding studies on mild steel," *Weld. JOURNAL-NEW YORK*, vol. 82, no. 1, p. 1-S, 2003.
- [8] S. A. Khodir, Y. Morisada, R. Ueji, and H. Fujii, "Materials Science & Engineering A Microstructures and mechanical properties evolution during friction stir welding of SK4 high carbon steel alloy," vol. 558, pp. 572-578, 2012.
- [9] H. Fujii, L. Cui, N. Tsuji, M. Maeda, K. Nakata, and K. Nogi, "Friction stir welding of carbon steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 429, no. 1, pp. 50-57, 2006.
- [10] L. Cui, H. Fujii, N. Tsuji, and K. Nogi, "Friction stir welding of a high carbon steel," *Scr. Mater.*, vol. 56, no. 7, pp. 637-640, 2007.
- [11] H.-H. Cho *et al.*, "Microstructural analysis of friction stir welded ferritic stainless steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 6, pp. 2889-2894, 2011.
- [12] Y. S. Sato, H. Yamanoi, H. Kokawa, and T. Furuhashi, "Microstructural evolution of ultrahigh carbon steel during friction stir welding," *Scr. Mater.*, vol. 57, no. 6, pp. 557-560, 2007.
- [۱۳] مصطفی جعفرزادگان، فیروز کارگر، توحید سعید، امیر عبدالله زاده، فرشید مالک قائینی، «اثر سرعت جوشکاری همزن اصطکاکی بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن ۳۰۴»، یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، ۱۳۸۶.
- [۱۴] م. صفرخانیان، مسعود گودرزی، محمد علی بوتراپی، «بررسی اثر پارامترهای جوشکاری اصطکاکی اختلاطی بر ریز ساختار و خواص مکانیکی الیاز آلومینیم T8-2024 قبل و بعد از عملیات حرارتی»، دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۸۸.
- [15] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 50, no. 1, pp. 1-78, 2005.
- [16] A. K. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian, and M. Salauddin, "Microstructure, tensile and impact toughness properties of friction stir welded mild steel," *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 17, no. 10, pp. 68-74, 2010.
- [17] T. Saeid, H. Assadi, and F. M. Ghaini, "Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel," vol. 496, pp. 262-268, 2008.
- [18] M. M. Husain, R. Sarkar, T. K. Pal, N. Prabhu, and M. Ghosh, "Friction stir welding of steel: heat input, microstructure, and mechanical property co-relation," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 24, no. 9, pp. 3673-3683, 2015.



شکل ۸. نمودار تنش-کرنش مهندسی به دست آمده از نتایج آزمون کشش نمونه‌های مختلف

۴. نتیجه گیری

- ۱- نتایج تغییر سرعت نشان داد که در سرعت پیشروی خیلی کم سایش ابزار و ورود ذرات ماده ابزار اتفاق می افتد و همچنین انتخاب سرعت پیشروی خیلی بالا سبب تشکیل عیب کانال در سطح جوش می شود. بنابراین می توان گفت در فولادها، سرعت دورانی و سرعت پیشروی منحصربه فردی منجر به ایجاد یک اتصال بهینه می شود.
- ۲- نتایج نشان داد به دلیل دمای بالا و درشت دانه شدن دانه های آستنیت، در ناحیه مرکزی اختلاط محصولات آلوتروپیک از قبیل فریت ویدمن اشتاتن، فریت مرزدانه ای، و مجموعه فریت و سمانتیت تشکیل شد.
- ۳- برخلاف جوشکاری ذوبی، در FSW ناحیه رشد دانه در HAZ مشاهده نشد زیرا در دماهای بسیار بالاتر از Ac_3 تغییر شکل (در اثر دوران ابزار) سبب تبلور مجدد شده و ساختارهای متفاوتی نسبت به جوش های ذوبی ایجاد می کند.
- ۴- نتایج آزمون کشش عرضی نشان داد که نمونه های جوش شده با سرعت پیشروی 100 mm/min از فلز پایه شکست و نمونه جوش شده 50 mm/min از ناحیه جوش شکست. و همچنین درصد ازدیاد طول به دلیل تحولات آلوتروپیک و ریزدانه شدن ساختار کاهش و استحکام تسلیم افزایش پیدا کرد.
- ۵- نتایج سختی سنجی نشان داد که سختی نواحی مختلف نسبت به فلز پایه افزایش یافته است. سختی از 155 ویکرز در فلز پایه به 210 ویکرز در ناحیه اختلاط افزایش پیدا کرد.

- [19] M. Muneo, K. Yasushi, and I. Rinsei, "Applicability of Friction Stir Welding (FSW) to Steels and Properties of the Welds †," vol. 20, no. 20, pp. 133-140, 2015.
- [20] M. Matsushita, Y. Kitani, R. Ikeda, S. Endo, and H. Fujii, "Microstructure and Toughness of Friction Stir Weld of Thick Structural Steel," vol. 52, no. 7, pp. 1335-1341, 2012.
- [21] H. K. D. H. Bhadeshia and L. E. Svensson, "Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal," pp. 109-182, 1993.
- [22] M. Jafarzadegan, A. H. Feng, A. Abdollah-zadeh, T. Saeid, J. Shen, and H. Assadi, "Microstructural characterization in dissimilar friction stir welding between 304 stainless steel and st37 steel," *Mater. Charact.*, vol. 74, pp. 28-41, 2012.
- [23] Y. S. Sato, T. W. Nelson, and C. J. Sterling, "Recrystallization in type 304L stainless steel during friction stirring," *Acta Mater.*, vol. 53, no. 3, pp. 637-645, 2005.
- [24] A. Rollett, F. J. Humphreys, G. S. Rohrer, and M. Hatherly, *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier, 2004.
- [25] S. Kou, *Welding metallurgy*. John Wiley & Sons, 2003.
- [۲۶] احسان غریب شاهیان، عباس هنر بخش رئوف، نادر پروین، «بررسی خواص مکانیکی و ریزساختار فولاد خطوط لوله نفت جوش شده به روش اصطکاکی اغتشاشی»، دومین همایش بین‌المللی و هفتمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، ۱۳۹۲.
- [27] G. E. Dieter and D. J. Bacon, *Mechanical metallurgy*, vol. 3. McGraw-hill New York, 1986.