

جوشکاری فولاد زنگ نزن سوپر دو فازی UNS S32750 به روش اصطکاکی اغتشاشی و ارزیابی ریزساختار، خواص مکانیکی و خوردگی آن

سیدمحمد اهل سرمدی^{۱*}، مرتضی شمعیان^۱، حسین ادریس^۱، مسعود عطاپور^۱، امیر بهجت^۱

محمدعلی مهدی بناب^۲ و جرزی اسپونار^۳

۱- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

۲- دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه بناب

۳- دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه ساسکاچوان کانادا

(دریافت مقاله: ۱۳۹۴/۰۳/۲۰- دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۵/۰۴/۰۲)

چکیده - فولاد زنگ نزن سوپر دو فازی به دسته‌ای از فولادهای زنگ نزن دو فازی گفته می‌شود که عدد مقاومت به حفره‌دار شدن آن بالاتر از ۴۰ باشد. فولاد UNS S32750 (unified numbering system) یکی از معروف‌ترین فولادهای زنگ نزن سوپر دو فازی می‌باشد، که به‌علت خواص مطلوب استحکام و خوردگی در صنایع پالایشگاهی نظیر نفت و گاز کاربرد عمده‌ای پیدا کرده است. با توجه به کاربرد این فولاد اتصال دائم آنها به روش جوشکاری اهمیت بالایی می‌یابد و مشکل عمده در این رابطه افت خواص مکانیکی و خوردگی پس از جوشکاری می‌باشد. در این تحقیق جوشکاری فولاد زنگ نزن سوپر دو فازی UNS S32750 با روش اصطکاکی اغتشاشی انجام شده است. ابزار مورد استفاده در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی کاربرد تنگستن رنیوم‌دار با قطر شانه ۱۶ میلی‌متر و قطر بزرگ پین ۵ میلی‌متر به ارتفاع ۱/۹ میلی‌متر می‌باشد. نتایج حاصل از آزمون پراش پرتوی ایکس نشان داد فازهای مضر نظیر سیگما (σ) و چی (χ) به‌علت کنترل حرارت ورودی تشکیل نشده‌اند. بررسی‌های ریزساختاری مشخص کرد اندازه دانه‌ها در منطقه اغتشاشی نمونه‌های جوشکاری شده کاهش یافته است. آزمون ریزسختی بر روی نمونه‌های جوشکاری شده به روش ویکرز انجام پذیرفت. متوسط سختی فلز پایه در حدود ۲۸۵ ویکرز به‌دست آمد. آزمون ریزسختی مشخص کرد در منطقه اغتشاشی به‌دلیل کاهش اندازه دانه سختی تا حدود ۳۶۰ ویکرز افزایش یافته است. آزمون پلاریزاسیون سیکلی در مورد نمونه‌های اتصال یافته به روش اصطکاکی اغتشاشی نشان داد پتانسیل و جریان خوردگی مشابه با فلز پایه می‌باشد. همچنین مشاهده شد در اثر جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی درصد فریت در مقطع جوش به‌دلیل پایین بودن حرارت ورودی و بالا بودن سرعت سرد شدن تغییر قابل ملاحظه‌ای نشان نداده است.

واژگان کلیدی: فولاد زنگ نزن سوپر دو فازی، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، ریزساختار، خواص مکانیکی

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی m.ahl@ma.iut.ac.ir

Friction Stir Welding of Super Duplex Stainless Steel of UNS S32750, Its Microstructure Evaluation, Mechanical and Corrosion Properties

M. Ahl Sarmadi^{1*}, M. Shamanian¹, H. Edris¹, M. Atapour¹, A. Behjat¹, M. Mohtadi Bonab² and J. Szpunar³

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

2- Department of Mechanical Engineering, University of Bonab, Azarbayzan Sharghi, Iran

3- Department of Mechanical Engineering, University of Saskatchewan, Canada

Abstract: Super duplex stainless steel is a kind of duplex stainless steel that has pitting resistant equivalent number over than 40. Unified Numbering System (UNS) S32750 is a common super duplex stainless steel, that is mostly applied in oil and gas refinery industries, because of its proper corrosion-resistant properties. Therefore, joining of these steels by welding is very important, but the greatest problem in this regard is the corrosion and decrease in mechanical properties after welding. In this research, UNS S32750 has been joined by friction stir welding method. The tool being used in this research was a WC with 16mm shoulder diameter, 5 mm pin diameter, and 1.9 mm height. X-ray diffraction showed that harmful phases, such as sigma or chi have not been formed. Microstructure study indicated that grain size in the stir zone has decreased. Vickers Hardness Test Method has been applied on welded samples. Moderate microhardness of base metal was 285 Vickers but, the microhardness increased in the stir zone to 360 Vickers, because of decreasing the grain size. The cyclic polarization determined that potential and corrosion current of joint metal by friction stir welding method was similar to base metal. Also, it was revealed that ferrite percentage in the stir zone doesn't decrease very much because the friction stir welding heat input is very low and the cooling rate is very high.

Keywords: Super duplex stainless steel, Friction stir welding, Microstructure, Mechanical properties.

فهرست علائم

v سرعت خطی ابزار (سرعت پیشروی دستگاه) (میلی متر بر دقیقه)	Tm دمای ذوب آلیاژ مورد استفاده (درجه سانتی گراد)
ω سرعت چرخش ابزار (RPM)	K ضریب ثابت وابسته به نوع آلیاژ
	α ضریب ثابت وابسته به نوع آلیاژ

۱- مقدمه

حفره‌ای^۱ آن بالاتر از ۴۰ باشد. فولاد UNS S32750 یکی از معروف‌ترین فولادهای زنگ نزن سوپر دو فاز می‌باشد، که به علت خواص مطلوب استحکام و خوردگی در صنایع پالایشگاهی (نفت و گاز) کاربرد عمده‌ای پیدا کرده است. ترکیب این فولاد دارای حداقل ۲۵ درصد کروم، ۳/۵ درصد مولیبدن و بیش از ۰/۲ درصد نیتروژن (عامل آستنیت‌زا) است [۳].

با توجه به کاربرد این فولادها اتصال آنها به روش جوشکاری اهمیت بالایی می‌یابد. کنترل حرارت ورودی در جوشکاری این نوع فولادها برای دستیابی به ساختار مطلوب ضروری می‌باشد. حرارت ورودی بالا باعث تشکیل فازهای مضر نظیر سیگما (σ) و چی (χ) می‌شود. همچنین حرارت

فولادهای زنگ نزن دو فاز یکی از انواع متداول فولادهای زنگ نزن می‌باشند. ساختار این فولادها از دو قسمت اصلی آستنیت و فریت تشکیل شده است، وجود فاز فریت در ساختار این فولادها باعث افزایش مقاومت در برابر ترک خوردن تنش می‌شود؛ اگرچه اثرات نامطلوبی مانند کاهش چقرمگی در دمای پایین را نیز به همراه دارد. ساختار این فولادها عمدتاً دارای ۱۹ تا ۲۶ درصد وزنی کروم، ۴ تا ۸ درصد نیکل و ۱/۵ تا ۴ درصد مولیبدن است. همچنین وجود نیتروژن به عنوان یک عامل آستنیت‌زا نقش مهمی را در ریزساختار این فولادها ایفا می‌کند [۱ و ۲]. فولاد زنگ نزن سوپر دو فاز به گروهی از فولادهای زنگ نزن دو فاز گفته می‌شود که عدد مقاومت به خوردگی

ورودی بسیار پایین نیز موجب افزایش درصد فریت در ریزساختار می‌شود و نیز باعث ایجاد فازهای نامطلوبی نظیر نیتريد کروم می‌شود [۴]. بنابراین می‌توان گفت که در مورد جوشکاری فولادهای دو فازی (در ترکیب شیمیایی ثابت)، یکی از مؤثرترین متغیرهای کنترل کننده خواص اتصال حاصل، حرارت ورودی^۳ می‌باشد [۵].

با توجه به اهمیت‌های این فولاد در صنایع مختلف تاکنون تلاش‌های زیادی برای جوشکاری آنها انجام شده است. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر روی ورق‌هایی با ضخامت دو میلی‌متر و از جنس فولاد زنگ نزن دو فازی رقیق^۲ ۲۲۰۵ توسط سعید و همکاران [۶] در سال ۲۰۰۸ میلادی انجام شده است. در این تحقیق سرعت چرخش ابزار ثابت و برابر ۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی بین ۵۰ تا ۲۰۰ میلی‌متر بر دقیقه می‌باشد. مشاهدات ریزساختاری و خواص مکانیکی نشان می‌دهد که با افزایش سرعت جوشکاری به‌علت پایین آمدن حرارت ورودی، سرعت سرد شدن افزایش یافته است و بنابراین سختی و استحکام کششی منطقه اغتشاش افزایش می‌یابد. همچنین پس از انجام فرایند جوشکاری منطقه جوش حاوی دانه‌های هم‌محور فریت (α) و آستنیت (γ) است که با افزایش سرعت خطی اندازه آنها کاهش می‌یابد، البته این روند تا زمانی ادامه دارد که دمای پیک در قطعه (بیشینه دمایی در حین انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی) از دمای تغییر استحاله آستنیت به فریت کمتر باشد.

در سال ۲۰۰۵ میلادی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر روی ورق‌های چهار میلی‌متری از جنس فولاد زنگ نزن سوپر دو فازی ۳۲۷۵۰ توسط ساتو و همکاران انجام شد. ساختار فلز زمینه حاوی دانه‌های آستنیت پراکنده شده در زمینه فریتی بود. پس از انجام جوشکاری مشاهده شد که در منطقه اغتشاش طی فرایند تبلور مجدد دینامیکی دانه‌ها اصلاح شده بود؛ همچنین نتایج حاصل نشان داد سختی و استحکام منطقه جوش با کاهش اندازه دانه افزایش می‌یابد. پس از انجام آزمون کشش شکست در منطقه‌ای بین منطقه جوش و منطقه متأثر از عملیات

ترمو مکانیکی در ناحیه پسر و رخ داد؛ به‌علت آنکه این منطقه پایین‌ترین استحکام (استحکام برابر فلز پایه) را دارا می‌باشد [۷]. در سال ۲۰۱۰ میلادی شکل‌گیری دانه‌ها را در حین جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخشی ۸۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۵۰ میلی‌متر بر دقیقه توسط سعید و همکاران بررسی شد. مشاهدات نشان داد که فریت در منطقه جوش طی فرایند تبلور مجدد دینامیکی پیوسته تشکیل شده است و آستنیت نیز طی فرایند تبلور مجدد دینامیکی پیوسته همراه با تبلور مجدد استاتیکی به وجود آمده است. همچنین تغییرات زیاد اندازه دانه در قسمت پیشرو نشان از تغییر فرم پلاستیکی شدید در این ناحیه می‌باشد [۸]. همچنین جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر روی ورق‌های ۱/۵ میلی‌متری از جنس فولاد زنگ نزن دو فازی توسط اسماعیل‌زاده و همکاران [۹] انجام گردید. در این تحقیق جوشکاری با سرعت چرخش ثابت و برابر ۸۰۰ دور بر دقیقه و سرعت‌های خطی ۵۰ و ۱۰۰ و ۱۵۰ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. نتایج حاصل نشان داد که برای دستیابی به خواص مناسب پس از جوشکاری باید سرعت خطی بالا باشد تا با کاهش حرارت ورودی اندازه دانه‌ها در ساختار نهایی ریز باشد؛ علاوه بر این مشاهده شد که خواص اتصال حاصل به سرعت جوشکاری وابستگی شدید دارد و با افزایش سرعت خطی استحکام و سختی افزایش می‌یابد که ناشی از کاهش گرمای ورودی و کاهش اندازه دانه می‌باشد.

بنابراین هدف از انجام این پژوهش انجام جوشکاری به‌روش اصطکاکی اغتشاشی بر روی فولاد زنگ نزن سوپر دو فازی UNS S32750 با پارامترهای مختلف و همچنین چگونگی تأثیر تغییر متغیرهای جوشکاری بر خواص مکانیکی و ریزساختاری می‌باشد. نوآوری این تحقیق نسبت به سایر تحقیقات اولاً کمتر کار شدن بر روی این فولاد در سایر تحقیقات می‌باشد. همچنین بررسی خواص خوردگی و نقشه سختی منطقه اتصال فولاد UNS S32750 به‌روش اصطکاکی اغتشاشی از جمله نوآوری‌های دیگر این پژوهش می‌باشد.

جدول ۱- مقادیر عناصر موجود در فولاد UNS S32750 مورد استفاده در این پژوهش (درصد وزنی)

عناصر	Mo	Ni	Cr	Mn	Si	C	N	Cu	W	Fe
درصد	۴/۷۶	۶/۹۸	۲۶/۸۵	۰/۵۶	۰/۴۲	۰/۰۲۸	۰/۳	۰/۹۷	۰/۶۳	پایه

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد زنگ نزن سوپر دو فازی UNS S32750 با ضخامت دو میلی متر استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلز پایه^۴ استفاده به روش کوانتومتری تعیین و در جدول ۱ آورده شده است. ماده اولیه ابتدا به صورت لوله با قطر ۲۰ سانتی متر و ضخامت ۳/۸ میلی متر بوده است، که برای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به صورت ورق های مسطحی با ابعاد ۱۵ در ۶ سانتی متر تبدیل شد. لازم به ذکر است که در مراحل تولید این لوله فولادی از نورد استفاده شده است (فولاد به صورت کار شده بوده است).

با توجه به اینکه مواد اولیه به صورت لوله با قطر ۲۰ سانتی متر و ضخامت ۳ میلی متر می باشند، قبل از انجام جوشکاری نیاز به مسطح نمودن نمونه ها و از بین بردن انحنای می باشد. به همین منظور هر حلقه به چهار قسمت مساوی با برش در جهت طولی لوله تقسیم گردید و سپس توسط دستگاه پرس هیدرولیک به قطعات تخت تبدیل شد. این مراحل به صورت نمادین در شکل ۱ آمده است. پرس کردن قطعات اولیه باعث ایجاد اعوجاج در سطح قطعه و همچنین ایجاد کار مکانیکی در سطح قطعات خواهد شد. به منظور از بین بردن تنش های ایجاد شده، عملیات تنش گیری در دمای ۲۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۳۰ دقیقه انجام پذیرفت. همچنین به منظور از بین بردن اعوجاج های ایجاد شده در اثر فرایند پرس کاری، سنگ زنی توسط دستگاه سنگ تخت به منظور از بین بردن عوامل ذکر شده انجام پذیرفت؛ و نمونه ها در اندازه های ۱۵۰×۶۰×۲ میلی متر آماده سازی شدند. قبل از شروع فرایند، به منظور زدودن هر گونه آلودگی و چربی از سطح قطعات، سطح هر دو نمونه با محلول استون تمیز شدند. محققان نشان داده اند که حضور چربی، آلودگی و لایه اکسید سطحی باعث

ایجاد عیوبی مانند سوراخ پین، ترک های کرمی شکل و ترک های طولی در منطقه جوش می شود [۱۰ و ۱۱].

۳- نتایج و بحث

۳-۱- تأثیر پارامترهای جوشکاری بر ریزساختار منطقه جوش

پس از انجام جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی چهار منطقه در مقطع جوشکاری شده مشاهده می شود. این مناطق به ترتیب با حرکت از مرکز جوش به سمت فلز پایه عبارتند از:

- منطقه اغتشاش^۵

- منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی^۶

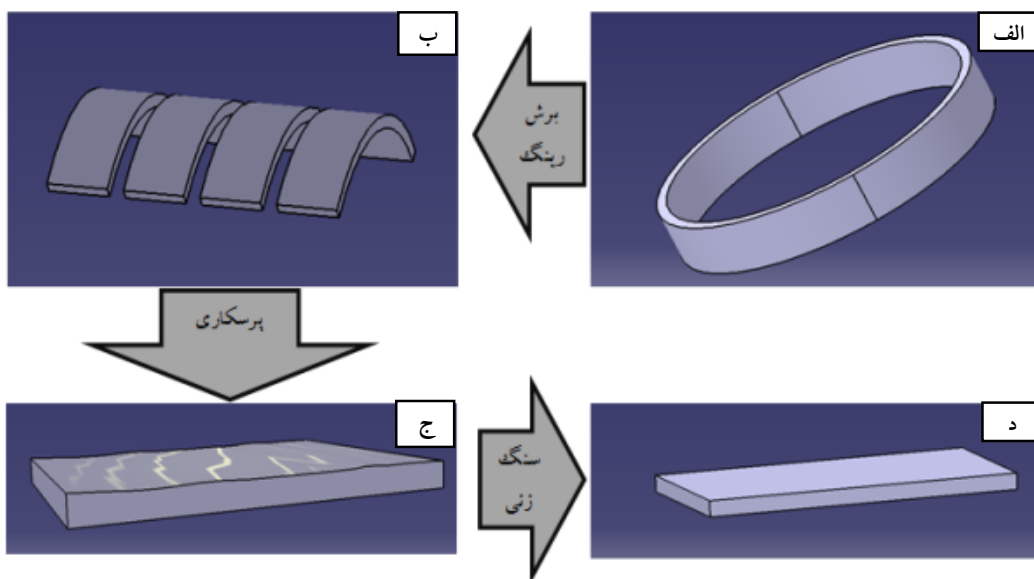
- منطقه متأثر از حرارت^۷

- فلز پایه

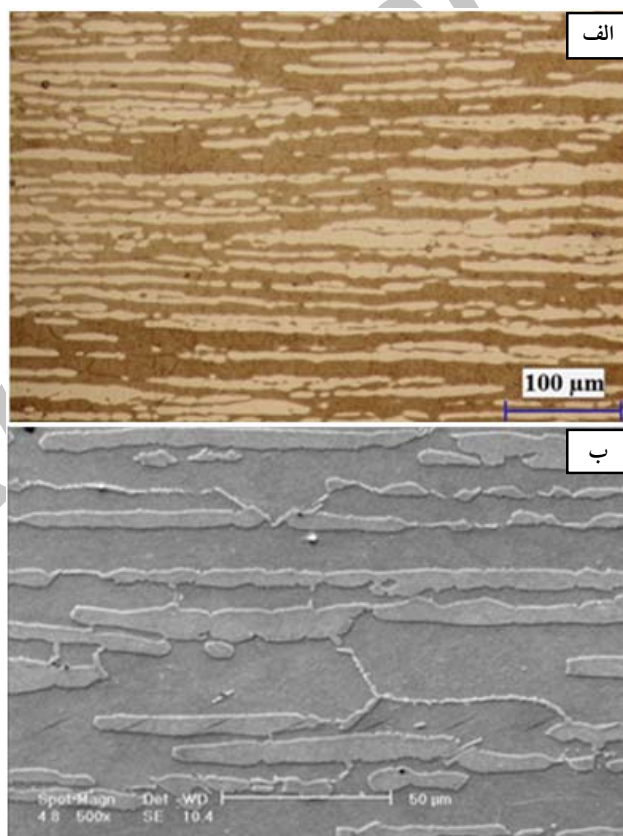
در ادامه به ترتیب به توضیح چهار منطقه ذکر شده پرداخته شده است.

الف) فلز پایه

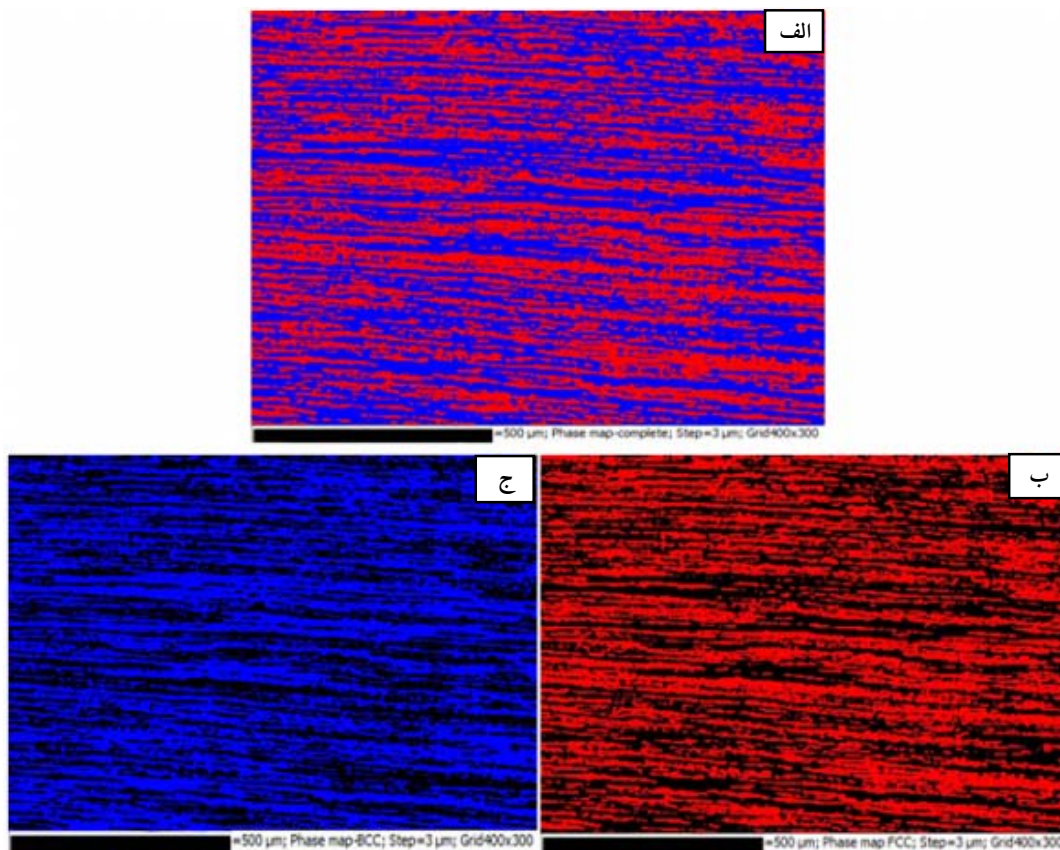
ریزساختار فولاد UNS S32750 مورد استفاده در این پژوهش از نوع کار شده می باشد. زیرا نمونه ها قبل از آنکه تحت عملیات جوشکاری قرار گیرند تحت عملیات ترمومکانیکی نورد قرار گرفته اند. به دلیل انجام فرایند نورد ریزساختار فلز پایه به صورت لایه ای کشیده شده دیده می شود. همان طور که در شکل ۲ قابل مشاهده است، شکل گیری دانه ها به گونه ای است که فاز روشن آستنیت به صورت لایه ای کشیده شده در زمینه تیره رنگ فریت دیده می شود. شکل ۲- الف تصویر نوری توزیع فازهای آستنیت و فریت را در فولاد UNS S32750 نشان می دهد. همچنین شکل ۲- ب تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی دانه بندی مربوط به فازهای فریت و آستنیت را در این فولاد نشان می دهد. شکل ۳ تصویر مربوط به نقشه فازی^۸ این



شکل ۱- مراحل آماده سازی قطعات به منظور جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به صورت نمادین: (الف) ماده اولیه به صورت لوله، (ب) پس از برش، (ج) سطح دارای اعوجاج ورق های فولادی پس از فرایند پرس کاری، (د) سطح ورق های فولادی پس از فرایند سنگ زنی



شکل ۲- (الف) تصویر میکروسکوپی نوری فلز پایه (فولاد UNS S32750) و (ب) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی فلز پایه



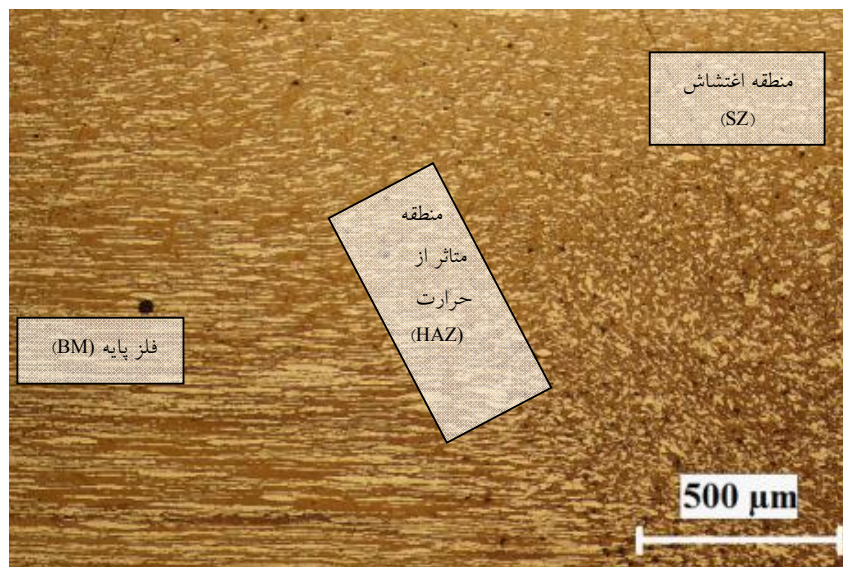
شکل ۳- تصاویر نقشه فازی فلز پایه: الف) کامل، ب) فاز مکعبی وجه مرکزدار (FCC) و ج) فاز مکعبی مرکزدار (BCC)

فولاد را نشان می‌دهد. همان‌طور که از تصاویر شکل ۲ و شکل ۳ مشخص است، بیش از ۶۰ درصد ساختار را فریت تشکیل داده است و میزان آستنیت در ساختار کمتر از ۴۰ درصد می‌باشد، بنابراین می‌توان گفت در فلز پایه تعادل یک به یک درصد حجمی فریت با آستنیت برقرار نمی‌باشد.

ب) منطقه متأثر از حرارت

به‌طور کلی منطقه متأثر از حرارت به ناحیه‌ای گفته می‌شود که در اثر حرارت ورودی ناشی از جوشکاری پدید می‌آید. بنابراین در همه انواع روش‌های جوشکاری منطقه متأثر از حرارت وجود دارد [۱۲]. عرض این ناحیه و میزان تغییرات در این ناحیه به خواص ذاتی ماده (همچون میزان هدایت و رسانایی حرارتی) و همچنین میزان و نرخ حرارت ورودی در اثر جوشکاری بستگی دارد. در مورد جوشکاری

اصطکاکی اغتشاشی، فولادها به‌طور کلی مرز منطقه متأثر از حرارت به‌صورت کاملاً واضح مشخص نمی‌باشد که دلایل عمده آن عبارتند از این مطلب که، میزان حرارت تولیدی در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی کم می‌باشد، بنابراین منطقه متأثر از حرارت کوچک می‌باشد. همچنین مدت زمان قرارگیری مناطق اطراف جوش در حرارت مورد نظر برای تشکیل منطقه مذکور به‌قدری نبوده (به‌علت نرخ بالای سرد شدن) که فاز آستنیت و فریت طی آن بتوانند منطقه جداگانه متأثر از حرارت را به‌طور مشخص به‌وجود آورند [۷]. با این وجود با دقت در ریزساختارهای حاصل می‌توان حدود تقریبی این منطقه را در ساختار یافت. در این منطقه که مطابق با شکل ۴ می‌باشد، دانه‌های آستنیت به‌دلیل حرارت وارد شده به این منطقه کمی از حالت کشیده و موازی خارج شده‌اند؛ ولی هنوز به‌صورت هم محور تبدیل نشده‌اند.



شکل ۴- تصویر میکروسکوپی نوری مقطع عرضی نمونه جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی

آمده‌اند. اما مسأله‌ای که حائز اهمیت است تفاوت در اندازه و شکل فاز فریت و آستنیت پس از جوشکاری می‌باشد، که علت این موضوع را به اختلاف در انرژی نقص در چیده شدن^۹ فاز آستنیت و فریت نسبت داده‌اند [۷-۹]. همان‌طور که می‌دانیم انرژی نقص در چیده شدن فاز فریت از آستنیت بیشتر می‌باشد. بنابراین در فاز آستنیت تبلور مجدد دینامیکی پیوسته رخ می‌دهد و دانه‌بندی ریز پیدا می‌کند، اما وارد مرحله رشد دانه نمی‌شود. ولی در فاز فریت بعد از آنکه تبلور مجدد دینامیکی کامل شد به علت بالا بودن انرژی نقص در چیده شدن وارد مرحله رشد دانه می‌شود [۹ و ۶]. در نتیجه ساختار حاصل به صورت دانه‌های موزائیکی فریت که در مرز آنها دانه‌های آستنیت قرار گرفته‌اند، تبدیل می‌شود. این منطقه در شکل ۶ و شکل ۷ قابل مشاهده است.

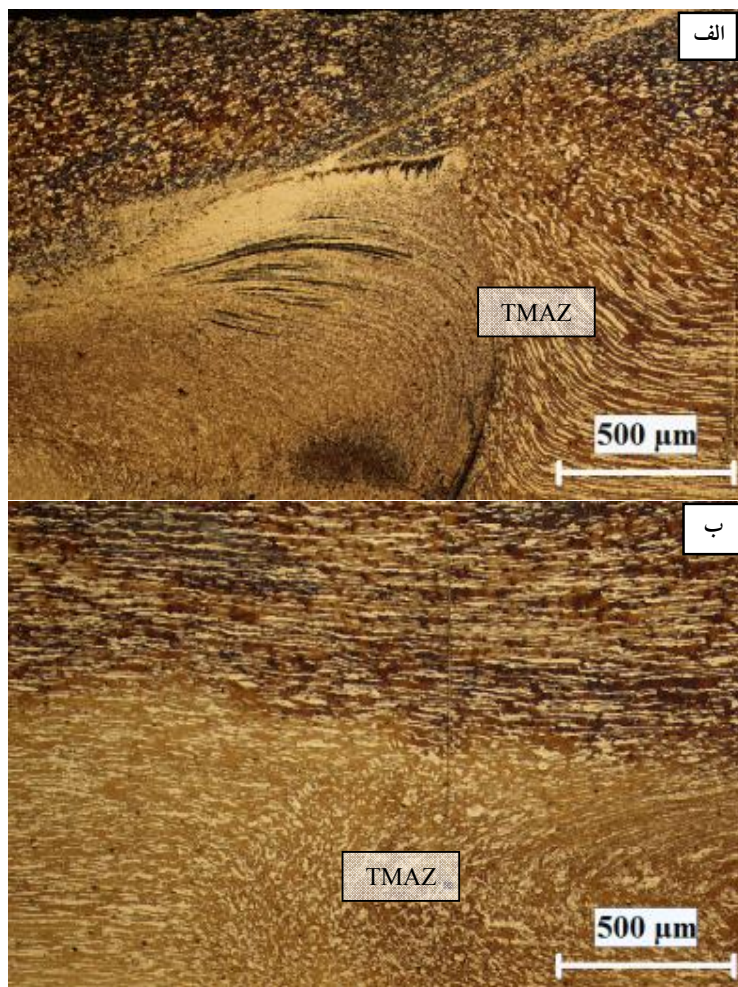
د) منطقه اغتشاش

این ناحیه که در منطقه ورود پین به نمونه واقع شده است، یکی از نواحی اصلی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی گزارش شده است. مواد در این منطقه تحت تغییر شکل بسیار شدید همراه با حرارت ورودی بالا قرار می‌گیرند [۱۱].

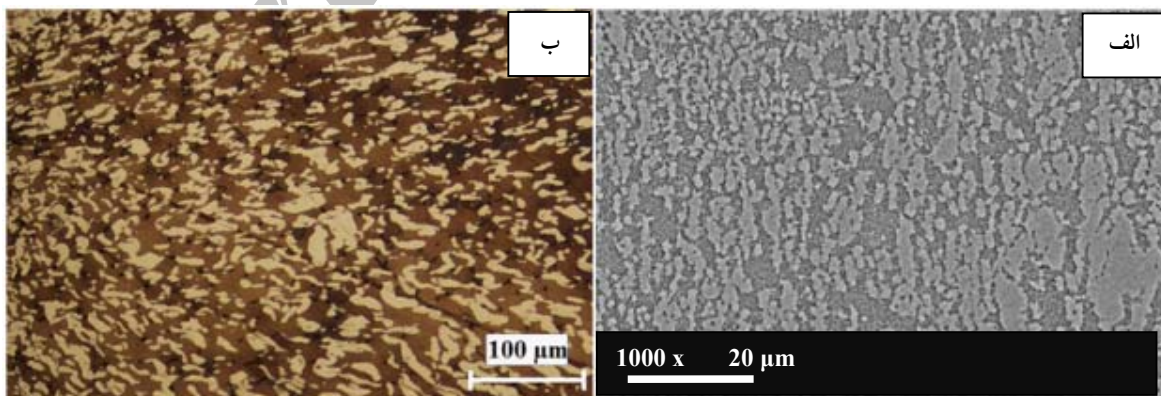
همچنین به دلیل وجود حرارت در این منطقه فاصله بین دانه‌ها نیز اندکی افزایش یافته است.

ج) منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی

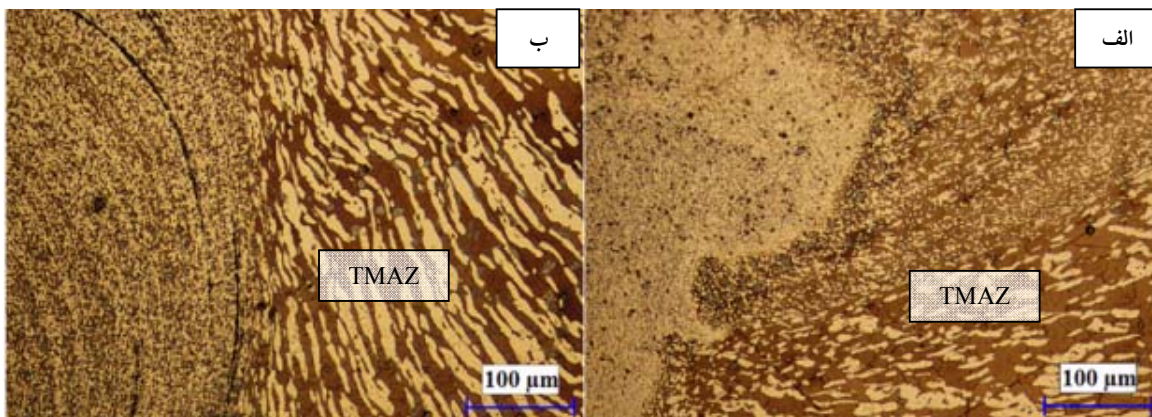
ناحیه متأثر از عملیات ترمومکانیکی یکی از نواحی منحصر به فرد و قابل توجه در این روش جوشکاری به حساب می‌آید؛ ساختار در این منطقه تحت دو عامل تغییر شکل پلاستیکی و حرارت وارده به فلز تغییر می‌کند. نکته قابل توجه در مورد منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی این می‌باشد که این منطقه در قسمت پیشرونده مشخص تر و واضح تر از قسمت پس‌رونده می‌باشد (شکل ۵) [۱۰]. علت این پدیده هنوز مورد بحث بسیاری از صاحب نظران می‌باشد. ولی طبق نتایج حاصل از شبیه‌سازی برای آلیاژهای مختلف چنین بیان شده است که علت این پدیده بسیار پیچیده می‌باشد؛ و به سیلان مواد اطراف ابزار در حین فرایند جوشکاری مربوط می‌شود [۱۱]. مشاهده شده است فازهای فریت و آستنیت در ناحیه متأثر از عملیات ترمومکانیکی در اثر تغییر شکل در مجاورت پین به صورت موج‌دار در آمده‌اند (شکل ۵). همچنین دانه‌ها در منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی در زیر شانه به صورت تقریباً هم محور در



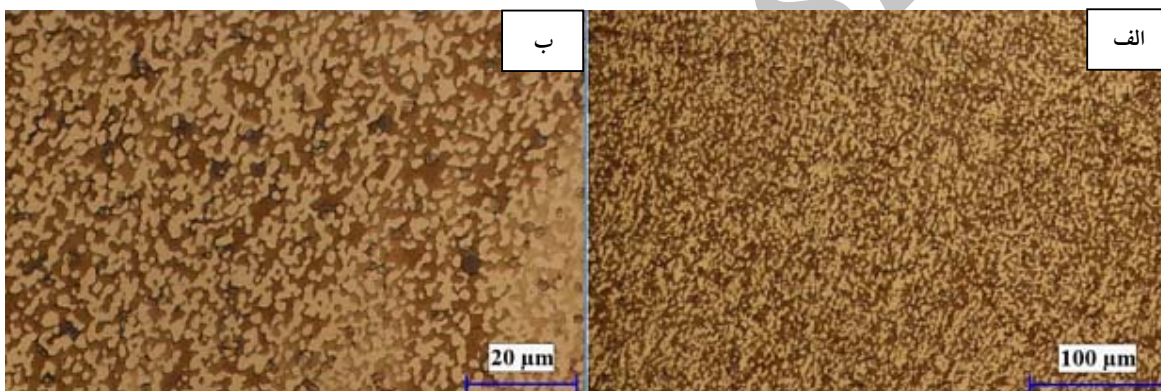
شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی نوری از مرز منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی نمونه اتصال یافته به روش اصطکاکی اغتشاشی: الف) در قسمت پیش رو و ب) در قسمت پس رو



شکل ۶- منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی نمونه اتصال یافته به روش اصطکاکی اغتشاشی: الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و ب) تصویر میکروسکوپی نوری



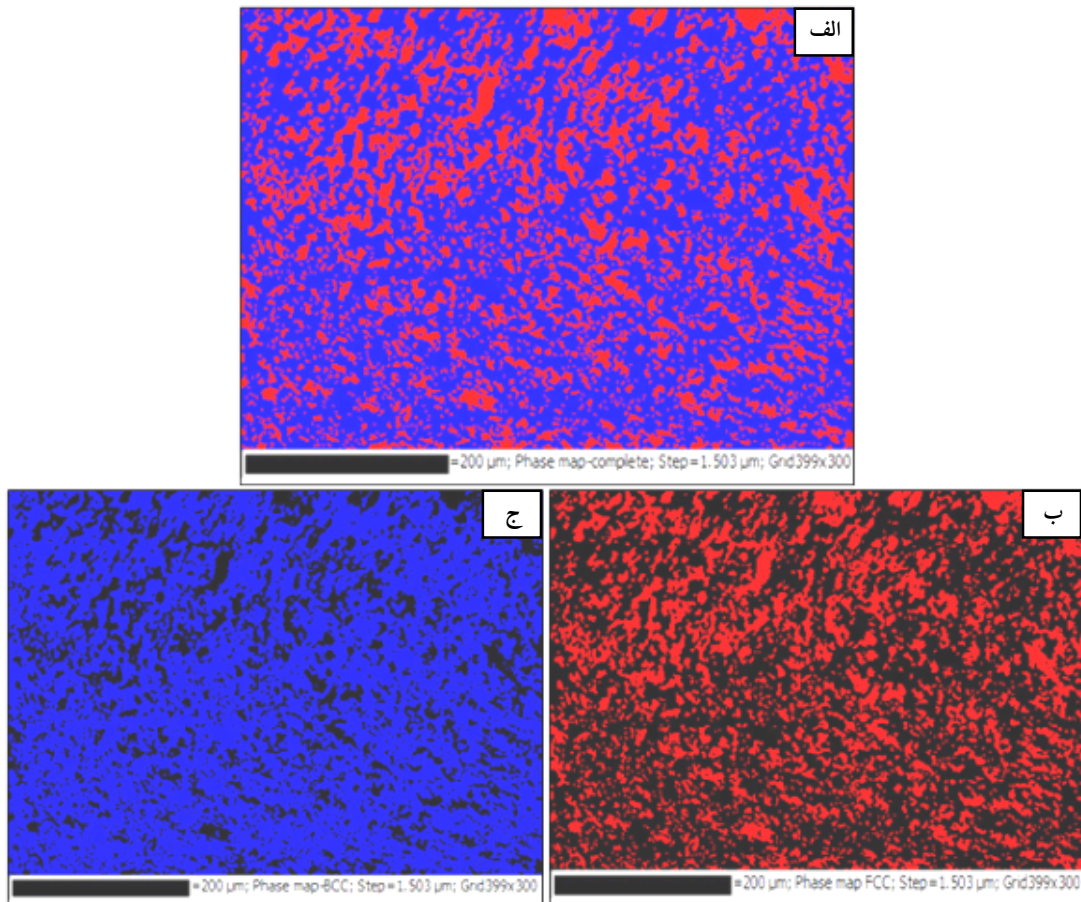
شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی نوری از منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی در نمونه جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی با سرعت‌ها و موقعیت‌های مختلف: الف) ۸۰ میلی‌متر بر دقیقه و ۱۰۰۰ دور بر زیر شانه و ب) ۶۰ میلی‌متر بر دقیقه و ۱۰۰۰ دور بر دقیقه مجاورت پین



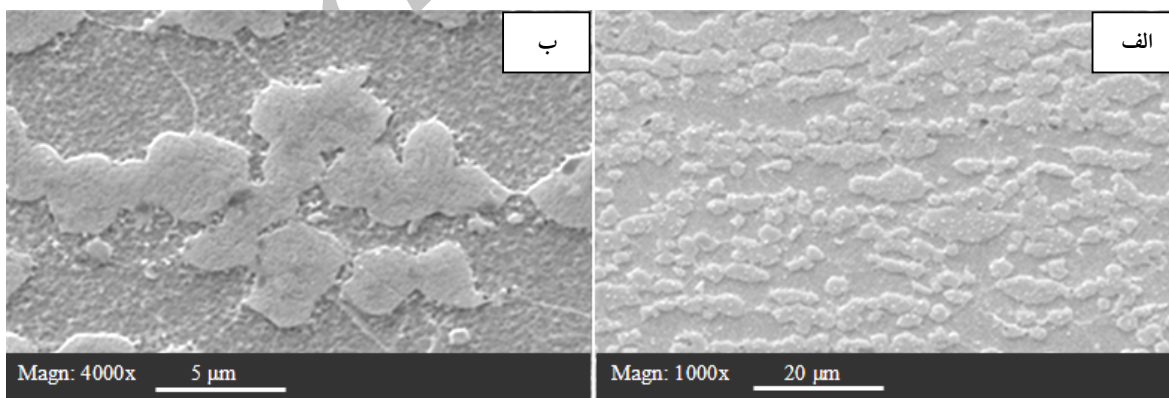
شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی نوری ناحیه اغتشاش در نمونه جوشکاری شده با سرعت‌های ۸۰ میلی‌متر بر دقیقه و ۱۰۰۰ دور بر دقیقه در: الف) بزرگنمایی ۲۰۰ برابر و ب) بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر

و ناپیوسته می‌باشد [۷]. این نتیجه‌گیری نیز در تحقیقات سعید و همکاران و اسماعیل زاده و همکاران نیز مشاهده شده است [۹-۶]. بنابراین با توجه به مشابه بودن نوع مواد و فرایندها می‌توان نتیجه گرفت در این پژوهش نیز مکانیزم کاهش اندازه دانه‌ها تبلور مجدد دینامیکی بوده است. همچنین با دقت در تصاویر مشخص است که اندازه دانه‌های آستنیت ریزتر از دانه‌های فریت می‌باشند، که علت آن با توجه به کمتر بودن انرژی نقص در چیده شدن آستنیت مطابق با توضیحات گفته شده در قسمت مربوط به ناحیه متأثر از عملیات ترمومکانیکی قابل توجه می‌باشد. شکل ۹ و شکل ۱۰

بنابراین عوامل مورد نیاز برای رخداد پدیده تبلور مجدد فراهم می‌شود. در این منطقه علاوه بر ریز شدن دانه‌ها پدیده تغییر شکل دانه‌ها به هم محور نیز به وجود می‌آید [۱۱ و ۱۰]. همان‌طور که در شکل ۸ مشخص است ساختار کار شده پس از جوشکاری به ساختار ریزدانه و هم‌محور تبدیل شده است. متوسط اندازه دانه‌ها کاهش یافته است. در یکی از نمونه‌ها متوسط اندازه دانه‌ها از 3 ± 25 میکرومتر به 3 ± 5 میکرومتر کاهش یافته است. مطابق با نظریات ساتو و همکاران مکانیزم کاهش اندازه دانه در حین فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی تبلور مجدد دینامیکی پیوسته



شکل ۹- نقشه‌های فازی منطقه اغتشاش نمونه جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی:
 الف) کامل، ب) فاز مکعبی وجه مرکزدار (FCC)، ج) فاز مکعبی مرکزدار (BCC)



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی منطقه اغتشاش نمونه جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی با
 سرعت‌های ۶۰ میلی‌متر بر دقیقه و ۱۰۰۰ دور بر دقیقه در: الف) بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر و ب) بزرگنمایی ۴۰۰۰ برابر

براساس تحقیق ساتو و همکاران می‌توان بیشتر بودن تغییر شکل پلاستیکی در منطقه پیشرو نسبت به منطقه پسرو دانست [۷].

ه) تأثیر پارامترهای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار

به‌طورکلی آنچه که ریزساختار منطقه جوش و نواحی اطراف آن را پس از جوشکاری تحت تأثیر قرار می‌دهد، سه متغیر حرارت ورودی به قطعه، سرعت سرد شدن و میزان تغییر شکل پلاستیکی ایجاد شده حین فرایند جوشکاری می‌باشد. بنابراین هرکدام از متغیرهای جوشکاری که بر این متغیرهای ذکر شده تأثیر گذارند در شکل‌گیری ساختار نهایی حائز اهمیت هستند [۴]. افزایش سرعت چرخش ابزار در یک سرعت پیشروی ثابت باعث می‌شود حرارت ورودی افزایش و میزان تغییر شکل پلاستیکی کاهش یابد (با توجه به کاهش عدد گام پیچش طبق نظریه ساتو و همکاران [۷] باعث کاهش تغییر شکل پلاستیک می‌شود). همچنین افزایش سرعت خطی حرکت ابزار (در یک سرعت چرخشی ثابت) باعث افزایش سرعت سرد شدن، کاهش پیش گرمایش و افزایش تغییر شکل پلاستیک قطعه می‌گردد. بنابراین نیاز به رابطه‌ای می‌باشد تا ارتباط بین سرعت چرخشی و سرعت خطی را با میزان حرارت ورودی و میزان تغییر شکل پلاستیکی مشخص نماید. از طرفی بررسی اخیر فولاد زنگ نزن دو فاز رقیق ۲۲۰۵ مشخص می‌کند که دمای بیشینه سیکل حرارتی عامل غالب در تعیین اندازه دانه تبلور مجدد یافته می‌باشد [۶]. بدین منظور می‌توان به رابطه استفاده شده توسط سعید و همکاران که دمای بیشینه ایجاد شده حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی را محاسبه می‌کند، اشاره کرد:

$$\frac{T_p}{T_m} = K \left(\frac{\omega^2}{v \times 10^4} \right)^\alpha \quad (1)$$

که با داشتن K و α رابطه به‌صورت زیر ساده می‌شود:

$$T_p = 900 \left(\frac{\omega^2}{v} \right)^{0.4}$$

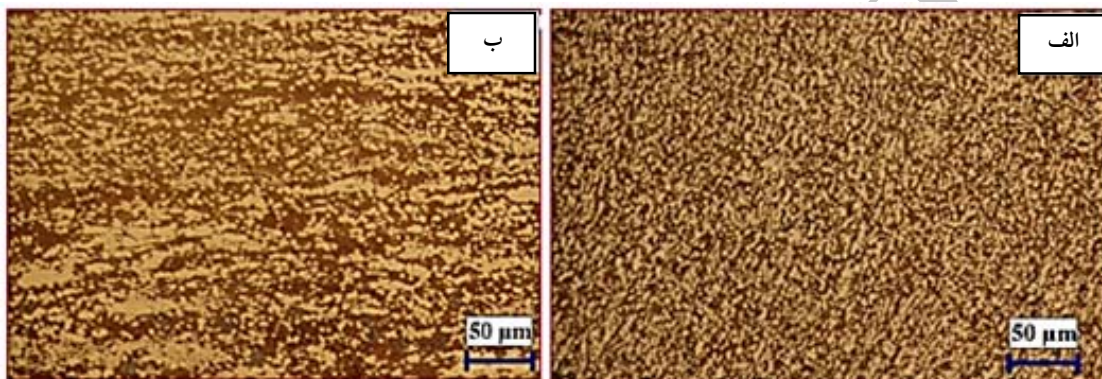
بنابراین میزان دمای بیشینه برای نمونه‌های مختلف با توجه به

به ترتیب تصویر مربوط به نقشه فازی و تصویر میکروسکوپی الکترونی از منطقه اغتشاش نمونه را نشان می‌دهد. در شکل ۱۰ فاز برجسته آستنیت و فاز فرو رفته فریت می‌باشد. همان‌طور که مشخص است اندازه دانه‌های آستنیت کمتر از فریت می‌باشد. همچنین با توجه به تصاویر شکل ۸ تا شکل ۱۰ درصد فریت در ساختار (فریت در ساختار به‌صورت زمینه می‌باشد) بیشتر از درصد آستنیت است، که دلیل آن در قسمت‌های بعدی توضیح داده خواهد شد. ارزیابی بافت کریستالوگرافی فاز فریت در منطقه اغتشاش دارای بافت برشی بوده در حالی که شکل قطبی فاز آستنیت علاوه بر بافت برشی، دارای بافت مکعبی است. با توجه به نتایج به‌دست آمده، می‌توان نتیجه گرفت که فریت در منطقه اغتشاش دارای تبلور مجدد دینامیکی بوده که مکانیزم آن شامل دو فرآیند ایجاد مجموعه سه بعدی مرزدانه‌های کم زاویه و تبدیل تدریجی آن به مرزدانه‌های بزرگ زاویه است. در مرحله اول مرزدانه‌های کم زاویه به‌صورت پیوسته توسط بازبایی دینامیکی حین تغییر فرم و بازآرایش نابجایی‌های انباشته شده در شبکه کریستالی فاز فریت، ایجاد می‌شود. در مرحله دوم با افزایش عدم تطابق مرزدانه‌های فرعی به‌وسیله جذب نابجایی‌های متحرک درون شبکه کریستالی و درون مرزدانه‌ها، منجر به تبدیل مرزدانه‌های کم زاویه به بزرگ زاویه می‌شود. افزایش تدریجی عدم تطابق زاویه مرزدانه‌ها و ایجاد بافت تغییر فرم برشی درون منطقه اغتشاش منجر به وقوع تبلور مجدد دینامیکی فریت می‌شود.

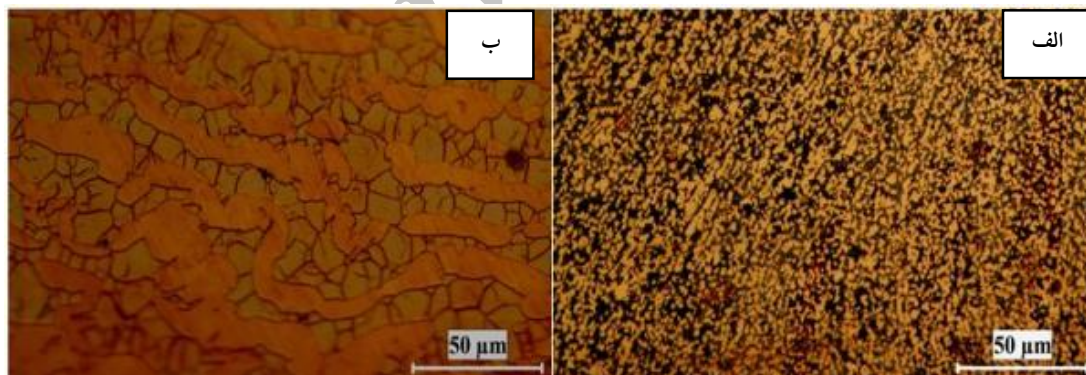
پیرامون فاز آستنیت درون منطقه اغتشاش گزارش شده ریزش دانه‌ها مکانیزم پیچیده‌ای دارد به‌طوری که شامل تبلور مجدد دینامیکی و استاتیکی است. در واقع حضور بافت مکعبی علاوه بر بافت برشی در فاز آستنیت منجر به تغییر در مکانیزم ریزش دانه‌ها و وقوع تبلور مجدد استاتیکی در کنار تبلور مجدد دینامیکی فاز آستنیت در منطقه اغتشاش شده است. بررسی‌های دقیق‌تر تصاویر مشخص کرد که اندازه دانه‌ها در منطقه اغتشاش جایی که به منطقه پیشرو نزدیک‌تر است کمتر از جایی می‌باشد که به منطقه پسرو نزدیک‌تر است. که دلیل آن را

جدول ۲- سرعت چرخش، سرعت خطی، دمای بیشینه و گام پیچش ($\frac{\omega^2}{v}$) برای نمونه‌های جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی

شماره	سرعت چرخش (دور بر دقیقه)	سرعت پیشروی (میلی‌متر بر دقیقه)	$\frac{\omega^2}{v}$	دمای بیشینه (درجه سانتی‌گراد)	$\frac{v}{\omega}$ (گام پیچش)
۱	۷۰۰	۶۰	۸۱۶۶	۷۷۱	۰/۰۸۵
۲	۷۰۰	۴۰	۱۲۲۵۰	۹۱۳	۰/۰۵۷
۳	۱۰۰۰	۸۰	۱۲۵۰۰	۹۱۸	۰/۰۸۰
۴	۱۰۰۰	۶۰	۱۶۶۶۷	۱۰۳۰	۰/۰۶۰



شکل ۱۱- تصاویر میکروسکوپی نوری از مناطق اغتشاش نمونه‌های اتصال یافته به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخش ۱۰۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی متفاوت: الف) نمونه شماره ۳ و ب) نمونه شماره ۴



شکل ۱۲- تصاویر میکروسکوپی نوری از مناطق اغتشاش نمونه‌های اتصال یافته به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخش ۷۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی متفاوت: الف) نمونه شماره ۲ و ب) نمونه شماره ۱

اتصال یافته به روش اصطکاکی اغتشاشی را نشان می‌دهد. با دقت در جدول ۲ مشاهده می‌شود به ترتیب از نمونه‌های ۱ به ۴ با افزایش نسبت $\frac{\omega^2}{v}$ و افزایش دمای بیشینه میزان حرارت

مشخص بودن سرعت‌های خطی و چرخشی محاسبه شده و در جدول ۲ آورده شده است. شکل ۱۱ و شکل ۱۲ ریزساختار منطقه اغتشاش نمونه‌های

حرارت و همچنین افزایش اندازه متوسط دانه‌ها در این قسمت شده است.

۳-۲ خواص کششی

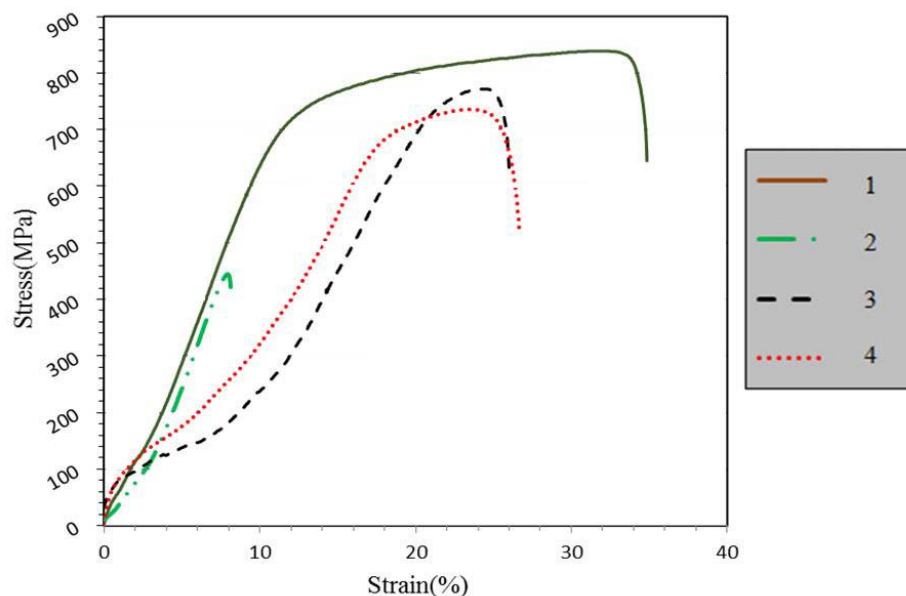
استحکام کششی و انعطاف‌پذیری از جمله خواص مکانیکی بسیار مهم برای رد و یا قبول هر گونه اتصال می‌باشد. با توجه به نوع فرایند جوشکاری پس از انجام فرایند یک فرورفتگی در سطح نمونه‌های جوشکاری شده ایجاد شده است (این فرورفتگی مربوط به تماس شانه با سطح قطعه کار می‌باشد). بنابراین ضخامت مناطق مختلف یک قطعه یکسان نمی‌باشد. بنابراین قبل از انجام آزمایش کشش عملیات فرزکاری بر روی نمونه‌ها به منظور یکسان‌سازی ضخامت سطوح انجام پذیرفت و سپس عملیات سنگ‌زنی به منظور از بین بردن شیارهای ناشی از عملیات فرزکاری انجام شد [۷] و در نهایت آزمایش کشش مطابق با استاندارد آزمون کشش برای نمونه‌های کوچک انجام پذیرفت (ASTM E0008). پس از انجام آزمون کشش بر روی نمونه‌ها نتایج مطابق با شکل ۱۳ و جدول ۳ به دست آمد. در جدول ۳ انعطاف‌پذیری، استحکام کششی و استحکام تسلیم نمونه‌های اتصال یافته به روش اصطکاکی اغتشاشی آورده شده است. همان‌طور که از جدول ۳ قابل برداشت می‌باشد نمونه شماره ۱ دارای کمترین میزان استحکام می‌باشد، دلیل آن را می‌توان عدم سیلان کافی ماده و در نتیجه عدم اتصال مناسب دانست که به‌طور مفصل در قسمت‌های قبلی به آن اشاره شده است. همان‌طور که در قبل به آن اشاره شد هرچه دمای ایجاد شده حین جوشکاری بالاتر باشد می‌تواند منجر به تشکیل فازهای مضر ایجاد شده حین و پس از جوشکاری گردد؛ که می‌تواند باعث افت خواص مکانیکی شود. به‌طور مثال با مقایسه نمونه‌های ۲ و ۴ که حرارت ورودی تقریباً یکسان دارند مشاهده شد نمونه‌ای که دمای بیشینه منطقه جوش در آن عدد پایین‌تری است (نمونه ۲) استحکام و انعطاف‌پذیری بهتری را دارا می‌باشد (که می‌تواند به علت عدم تشکیل فازهای مضر نظیر سیگما و نیتريد کروم باشد).

ورودی به قطعه افزایش می‌یابد. در نمونه شماره ۱ به دلیل پایین بودن میزان حرارت ورودی سیلان کافی برای ایجاد اتصال در ماده ایجاد نمی‌شود؛ و همان‌طور که از شکل ۱۲-ب قابل برداشت است ساختار کاملاً به صورت هم محور تبدیل نشده است و مخلوطی از دانه‌های هم محور و کشیده شده می‌باشد. اما در نمونه‌های ۳ و ۴ ساختار کاملاً هم محور به وجود آمده است.

مطابق با آنچه در منابع آمده است با افزایش عدد گام پیچش که همان نسبت $\frac{V}{\omega}$ می‌باشد که آن را حرارت ورودی بر اساس میزان تغییر شکل اعمالی تعریف می‌کنند کل حرارت ورودی کاهش می‌یابد، اما حرارت ورودی در اثر تغییر شکل افزایش می‌یابد [۱۳ و ۱۴]. این موضوع باعث شده است که تبلور مجدد بیشتری انجام شود و به عبارتی دانه‌ها مطابق با آنچه در شکل ۱۱ مشخص است ریزتر شده‌اند. با مقایسه نمونه شماره ۳ و ۴ که در سرعت چرخشی یکسان با دو سرعت خطی متفاوت اتصال یافته‌اند مشاهده شد که در نمونه‌ای که با سرعت خطی بیشتر جوشکاری شده است، ساختار ریز دانه‌تر شده است. علت این پدیده را این‌گونه بیان می‌کنیم:

با افزایش سرعت پیشروی در یک سرعت چرخشی ثابت از یک سو میزان حرارت ورودی کل کاهش می‌یابد و از سوی دیگر طبق رابطه گام پیچش میزان حرارت ورودی در اثر تغییر شکل اعمالی افزایش پیدا می‌کند. که هر دوی این عوامل باعث کاهش اندازه دانه می‌شود.

با عبور از منطقه اغتشاش، در سایر مناطق نیز تغییر متغیرهای جوشکاری تأثیراتی را بر اندازه دانه‌ها و همچنین عرض مناطق ایجاد کرده است. به‌طور مثال در منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی، تغییرات ریزساختاری مشابه با منطقه اغتشاش می‌باشد (البته این تغییرات را در منطقه پیشرونده بهتر می‌توان مشاهده کرد)، که با توجه به مشابه بودن مکانیزم‌های منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی با منطقه اغتشاش از ذکر مجدد آن خودداری می‌شود. همچنین در منطقه متأثر از حرارت، افزایش حرارت ورودی باعث افزایش عرض منطقه متأثر از



شکل ۱۳- منحنی تنش کرنش مهندسی نمونه‌های جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی

جدول ۳- مقادیر استحکام کششی، تسلیم و میزان ازدیاد طول برای نمونه‌های جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی

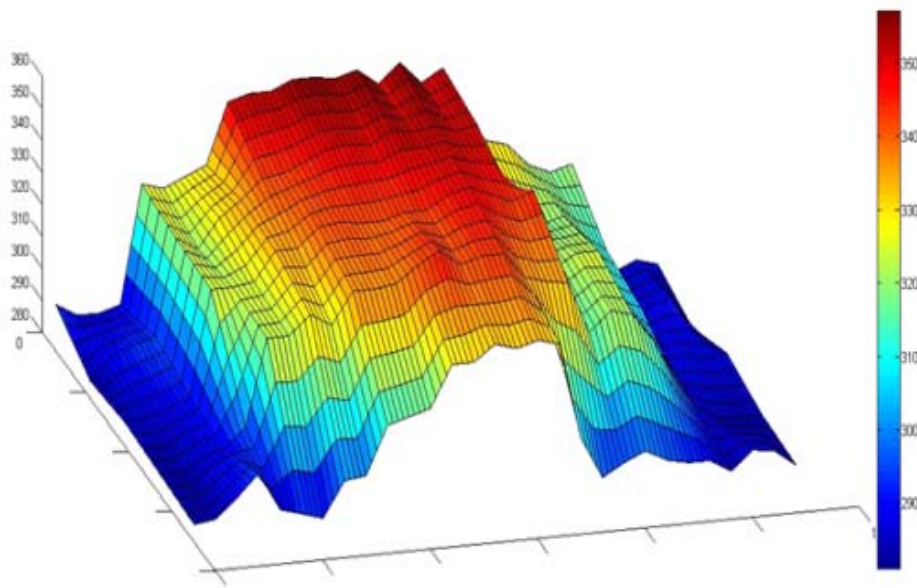
شماره نمونه	استحکام کششی (مگاپاسکال)	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)	درصد ازدیاد طول (%)
۱	۴۴۵	۴۴۰	۲/۰
۲	۸۳۹	۷۲۱	۱۰/۰
۳	۷۳۶	۶۸۲	۳/۰
۴	۷۷۱	۷۲۲	۵/۴

جوش رخ ندهد؛ یعنی منطقه جوشکاری شده باید استحکام بالاتری نسبت به مناطق دیگر داشته باشد. شکست در برخی نمونه‌ها (مانند نمونه شماره ۴) در حوالی منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی و منطقه متأثر از حرارت در قسمت پس‌رونده رخ داده است، که علت آن کم بودن میزان استحکام در این منطقه می‌باشد. در نمونه شماره ۱، شکست در منطقه اغتشاش و روی خط جوش اتفاق افتاد که دلیل آن عدم اتصال مناسب (به دلیل بالا بودن سرعت خطی) در این نمونه می‌باشد. در برخی نمونه‌ها (مانند نمونه شماره ۳) نیز شکست در منطقه اغتشاش رخ داد که به دلیل آنکه استحکام به‌دست آمده در حدود

برای انتخاب نمونه بهینه به دو عامل باید توجه نمود که عبارتند از:

الف) داده‌های عددی استخراج شده از نمودار تنش کرنش مهندسی (استحکام کششی، استحکام تسلیم و میزان ازدیاد طول): که این اعداد هرچه بالاتر باشد نشان‌دهنده کیفیت بهتر اتصال می‌باشند. استحکام نمونه‌های شماره ۲، ۳ و ۴ با توجه به استحکام فلز پایه (۷۶۰ مگاپاسکال) قابل قبول می‌باشد. با توجه به عدد میزان ازدیاد طول، نمونه‌های شماره ۲ و ۴ نمونه‌های مناسب‌تری نسبت به سایر نمونه‌ها می‌باشند.

ب) محل شکست نمونه: شکست بهتر است از منطقه



شکل ۱۴- نقشه ریز سختی سه بعدی نمونه جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی با سرعت‌های ۷۰۰ دور بر دقیقه و ۴۰ میلی‌متر بر دقیقه

شکل قابل مشاهده است. همان‌طور که مشاهده می‌گردد کانتور سختی مربوط به نمونه شماره ۳ در قسمت اغتشاش تیره‌تر از مناطق اغتشاش سایر نمونه‌ها می‌باشد که برای توجیه این مطلب می‌توان به بیشتر بودن گام پیچش نمونه شماره ۳ نسبت به سایر نمونه‌ها اشاره کرد.

۳-۴- فازیبی

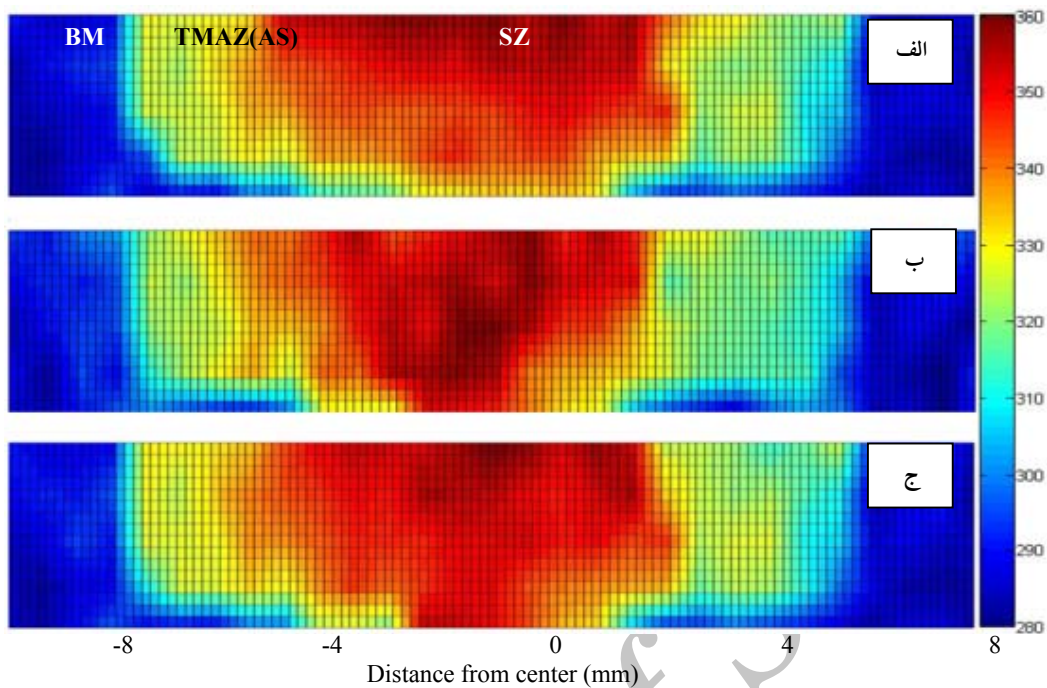
الف) فازیبی کیفی با پراش پرتوی ایکس

الگوی پراش به‌دست آمده برای نمونه‌های فلز پایه و جوشکاری شده در شکل ۱۶ مشاهده می‌شود. فلز پایه دارای فازهای آستنیت و فریت می‌باشد و عاری از فازهای مضر مانند سیگما است؛ که با توجه به این موضوع دو احتمال وجود دارد: - احتمال اول) سایر فازها وجود داشته‌اند، ولی به‌علت آنکه درصد آنها از محدوده قابل تشخیص دستگاه مورد استفاده خارج بوده است، تشخیص داده نشده‌اند. (فازیبی توسط پراش پرتوی ایکس با نرخ متوسط ممکن است قادر به تشخیص برخی ترکیبات با درصد حجمی کم نباشد).

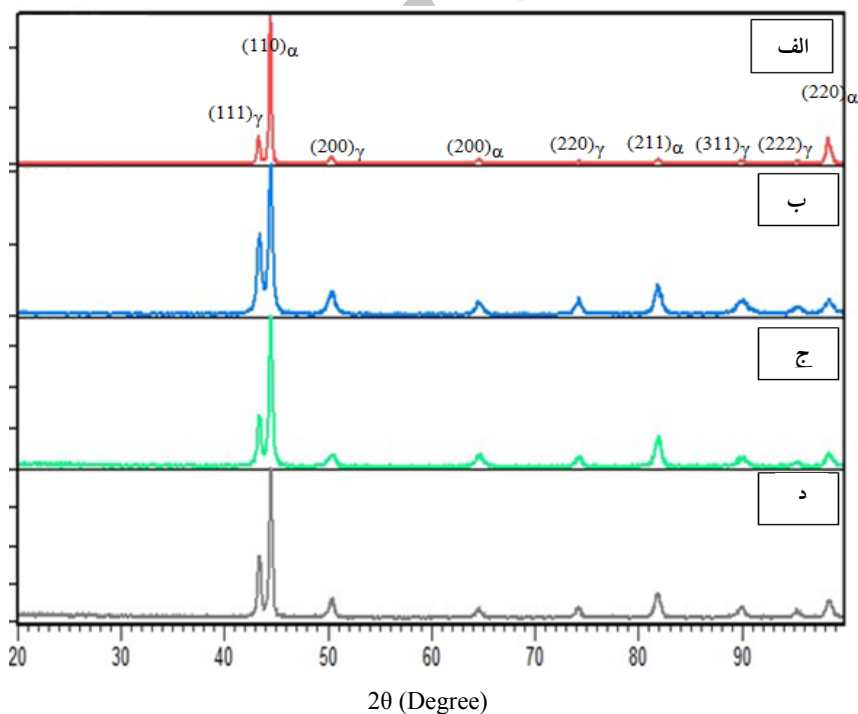
استحکام فلز پایه می‌باشد، این اتصال نیز قابل قبول است.

۳-۳- کانتور سختی

با توجه به آنکه در سایر تحقیقات مشاهده شده است که سختی در امتداد ارتفاع سطح مقطع (عمق جوش) نیز تغییراتی نشان می‌دهد [۱۳]. توسط نرم‌افزار متلب رویه سختی و یا به عبارتی کانتور سختی نیز استخراج گردید. شکل ۱۴ کانتور سه بعدی سختی را برای نمونه شماره ۲ نشان می‌دهد همان‌طور که در شکل ۱۴ قابل مشاهده است با حرکت در عمق منطقه اغتشاش نمونه، روند افزایش سختی کم می‌شود، که علت آن کاهش میزان تغییر شکل پلاستیک به‌علت فاصله گرفتن با شانه ابزار می‌باشد. همچنین مشاهده شد سختی در منطقه پیشرو بیشتر از منطقه پسرو می‌باشد (نواحی سمت راست تصویر پررنگ‌تر از نواحی سمت چپ هستند)، که این مطلب با توجه به بیشتر بودن میزان تغییر شکل پلاستیک در منطقه پیشرو نسبت به منطقه پسرو قابل توجیه است. برای مقایسه نمونه‌های مختلف کانتور دو بعدی سختی نیز استخراج گردید که در شکل ۱۵



شکل ۱۵- کانتور دو بعدی سختی برای نمونه‌های جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی: الف) نمونه شماره ۲، ب) نمونه شماره ۳ و ج) نمونه شماره ۴



شکل ۱۶- الگوی پراش پرتوی ایکس به دست آمده برای نمونه‌های جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی: الف) فلز پایه، ب) نمونه شماره ۲، ج) نمونه شماره ۳ و د) نمونه شماره ۴

- احتمال دوم) به دلیل سرعت زیاد سرد شدن در حین فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی نمودار مربوط به تشکیل فازهای دیگر قطع نشده باشد و در نتیجه آن فازها تشکیل نشده باشند [۱۵].

ب) فاز یابی کمی با فریت سنج

به منظور به دست آوردن کسر حجمی فریت در سطح مقطع قطعات جوشکاری شده از فریت سنج استفاده شد. کسر حجمی فریت موجود در مناطق اغتشاش و فلز زمینه در جدول ۴ آورده شده است.

ج) فاز یابی کمی با استفاده از نرم افزار

با توجه به عکس‌های گرفته شده توسط میکروسکوپ نوری و با استفاده از نرم افزار آنالیز تصویری درصد فریت و آستنیت در مناطق مختلف جوش اندازه گیری شد، که نتایج آن در جدول ۵ آورده شده است. نتایج نشان می‌دهد که درصد فازهای فریت و آستنیت به دست آمده توسط نرم افزار با مقادیر به دست آمده توسط بررسی‌های ریزساختاری تقریباً تطابق مناسبی دارد. ولی با توجه به اینکه احتمال دارد فازهای دیگری به غیر از فریت و آستنیت در ساختار موجود باشد که در بررسی توسط نرم افزار مشخص نمی‌گردد (به عبارتی ممکن است آن فاز به صورت آستنیت و یا فریت دیده شود)، بنابراین امکان دارد درصد فریت به دست آمده کمی از مقدار واقعی بیشتر باشد. به طور مثال در برخی نمونه‌ها درصد فریت اندازه گیری شده توسط نرم افزارهای آنالیز تصویری کمی بیشتر از درصد اندازه گیری شده توسط دستگاه فریت سنج می‌باشد. البته این اختلاف نیز می‌تواند به خطای اندازه گیری با استفاده از دستگاه فریت سنج و یا خطای نرم افزار آنالیز تصویری نیز مربوط گردد.

ه) جمع بندی فاز یابی کمی به روش‌های مختلف

فولادهای دو فازی در حین انجماد به صورت کاملاً فریتی منجمد می‌شوند؛ ولی ریزساختار نهایی شامل فریت و آستنیت

می‌باشد، که علت آن استحاله حالت جامد فریت می‌باشد (تشکیل آستنیت از فریت در حالت جامد)، یعنی بر روی فازهای فریت آستنیت شروع به جوانه زنی و رشد می‌کند و در نهایت ساختار متشکل از دو فاز فریت و آستنیت حاصل می‌شود [۱۲].

از طرفی می‌دانیم فرایند جوانه زنی و رشد نیازمند دو شرط زمان و دما می‌باشد و شرط کافی برای وقوع آن انرژی لازم برای تبلور مجدد می‌باشد [۱۶]. همچنین می‌دانیم فرایند تولید فلز مورد استفاده به صورت نورد بوده است. حال اگر نورد در حالت سرد انجام پذیرد تغییر شکل پلاستیکی داریم ولی دما به میزان فرایند اصطکاکی اغتشاشی بالا نیست. اگر هم نورد در حالت گرم رخ دهد، باز هم تغییر شکل پلاستیکی کمتر از فرایند اصطکاکی اغتشاشی است (به دلیل رخداد پدیده باز یابی در اثر بالا بودن دما). در حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی هم دمای قطعه به اندازه لازم بالا می‌رود و هم شرط کافی تغییر شکل پلاستیک شدید ایجاد می‌شود. بنابراین پس از جوشکاری در حین سرد شدن، دمای کافی و انرژی لازم (که از طریق تغییر شکل پلاستیکی شدید به وجود آمده است) برای استحاله حالت جامد فریت به آستنیت به وجود می‌آید. بنابراین انتظار می‌رود که درصد آستنیت نسبت به فلز پایه بیشتر شده باشد؛ همان طور که از شکل ۱۰ و جدول ۵ قابل برداشت است، درصد فریت در منطقه اغتشاش نمونه‌های جوشکاری شده نسبت به فلز زمینه کمتر شده است. اما به دلیل آنکه سرعت سرد شدن در فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بالا می‌باشد، استحاله تبدیل فریت به آستنیت سریعاً متوقف می‌گردد. با توجه به همین استدلال می‌شود که با افزایش تغییر شکل پلاستیک درصد فریت کاهش یابد. در اینجا مسئله‌ای که چالش برانگیز می‌باشد این مطلب است که با افزایش حرارت ورودی از یک سو به علت کم شدن نرخ سرمایش استحاله تبدیل فریت به آستنیت پیشروی بیشتری خواهد داشت و از سوی دیگر با افزایش حرارت ورودی میزان تغییر شکل پلاستیک کم می‌گردد و میزان تبدیل فریت به آستنیت کم می‌شود. بنابراین برای اینکه

جدول ۴- مقادیر فریت اندازه‌گیری شده توسط فریت‌سنج در منطقه اغتشاش و فلز پایه

شماره نمونه	فلز پایه	منطقه اغتشاش	$\frac{\omega}{v}$
۱	۶۱/۸	۵۶/۶	۱۱/۷
۲	۶۲/۹	۵۷/۴	۱۷/۵
۳	۵۹/۴	۵۴/۴	۱۲/۵
۴	۶۰/۳	۵۳/۵	۱۷/۰

جدول ۵- مقادیر فریت و آستنیت اندازه‌گیری شده توسط نرم‌افزار آنالیز تصویری در مناطق مختلف

شماره نمونه	فلز پایه		منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی		منطقه اغتشاش	
	α	γ	α	γ	α	γ
۲	۶۱/۶	۳۸/۴	۵۹/۸	۴۰/۲	۵۵/۴	۴۴/۶
۳	۶۳/۱	۳۶/۹	۵۸/۹	۴۱/۲	۵۶/۲	۴۳/۸
۴	۶۲/۲	۳۷/۸	۵۷/۲	۴۲/۸	۵۴/۱	۴۵/۹

گام پیچش نمونه شماره ۲ نسبت به نمونه شماره ۱ می‌توان استنباط کرد.) میزان کاهش فریت بیشتر شده است [۷ و ۱۵].

مطلب دیگری که حائز اهمیت است عدم کاهش قابل ملاحظه درصد فریت در منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی نسبت به فلز پایه می‌باشد. در این منطقه به دلیل آنکه میزان تغییر شکل پلاستیکی و همچنین میزان حرارت ورودی کمتر از منطقه اغتشاش می‌باشد، میزان درصد حجمی فریت موجود در منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی با درصد فریت موجود در فلز پایه تفاوت زیادی نشان نمی‌دهد، به عبارتی استحاله تبدیل فریت به آستنیت در این منطقه به میزان کمتری نسبت به منطقه اغتشاش انجام شده است.

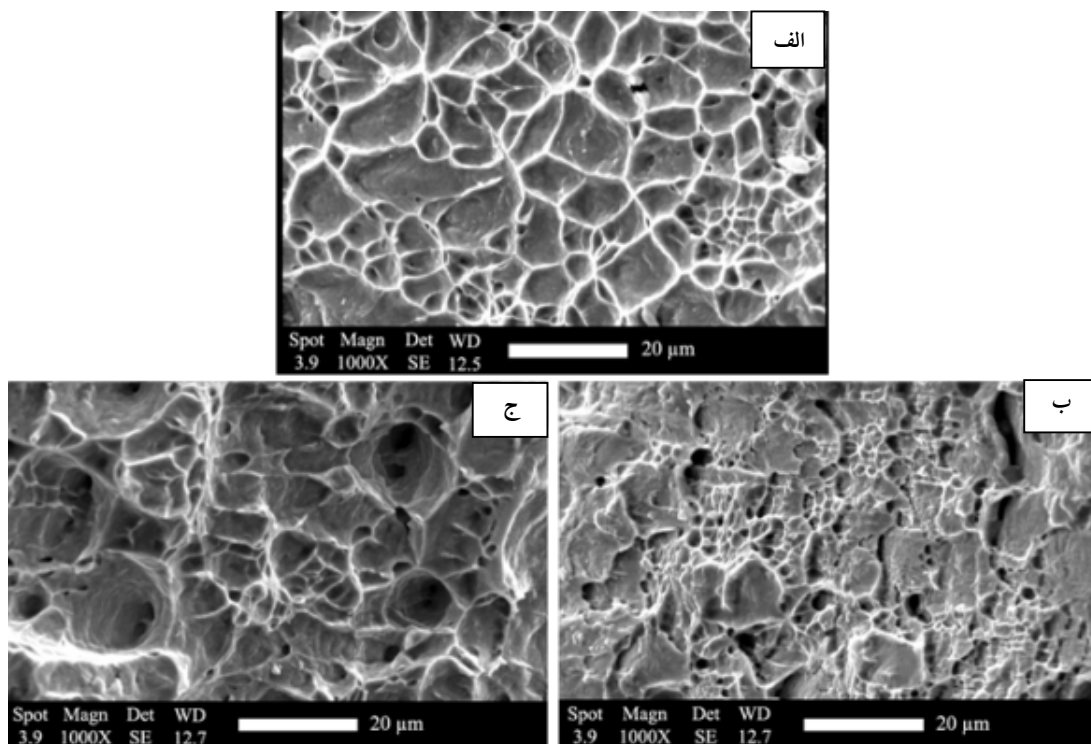
۳-۵- شکست نگاری

برای انجام آزمون شکست نگاری از نمونه‌های کشیده شده توسط دستگاه کشش، از سطح مقطعی که در اثر آزمایش کشش شکسته شده بود، تصویربرداری شد. شکل ۱۷ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی را در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر

مشخص شود تأثیر کدام متغیر بیشتر است، باید به میزان سرعت چرخشی توجه کنیم.

در سرعت‌های چرخشی بالا میزان حرارت ورودی عامل تعیین کننده می‌باشد. بنابراین با افزایش میزان حرارت ورودی استحاله تبدیل فریت به آستنیت به میزان بیشتری رشد خواهد کرد. مثلاً با مقایسه نمونه شماره ۳ و ۴ مشاهده شد در نمونه شماره ۴ که حرارت ورودی بیشتر بوده است (بیشتر بودن حرارت ورودی، از بیشتر بودن عدد $\frac{\omega}{v}$ نمونه ۴ نسبت به نمونه شماره ۳ تعیین می‌شود.) درصد فریت موجود در منطقه اغتشاش نسبت به نمونه شماره ۳ نیز کمتر شده است.

در سرعت‌های چرخش پایین، میزان تغییر شکل پلاستیکی غالب خواهد بود و با افزایش میزان تغییر شکل پلاستیکی استحاله گفته شده به سمت تبدیل فریت به آستنیت پیشرفت خواهد کرد. به طور مثال با مقایسه نمونه شماره ۱ و ۲ مشاهده شد در نمونه شماره ۲ که تغییر شکل پلاستیکی بیشتر بوده است (بیشتر بودن تغییر شکل پلاستیکی، از بیشتر بودن عدد



شکل ۱۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست نمونه‌های جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی در آزمون کشش: الف) نمونه شماره ۲، ب) نمونه شماره ۳ و ج) نمونه شماره ۴

آن را می‌توان عدم وجود موانع لازم برای جلوگیری از رشد ترک عنوان کرد. به‌طور مثال شکست در نمونه شماره ۳ نسبت به نمونه شماره ۴ نرم‌تر بوده است که به دلیل پایین‌تر بودن میزان حرارت ورودی می‌باشد.

۳-۶- آزمون خوردگی

خواص خوردگی برای اتصالاتی که کاربردهای نیروگاهی و پالایشگاهی دارند بسیار حائز اهمیت می‌باشد. بدین منظور ابتدا به بررسی رفتار خوردگی فلز پایه پرداخته شده است. فولادهای سوپر دو فازی به‌خاطر وجود مقادیر بالای عناصر آلیاژی از جمله کروم، مولیبدن، تنگستن و نیتروژن در برابر خوردگی یکنواخت و حفره‌دار شدن در محیط‌های حاوی اسیدهای آلی از جمله اسید فورمیک و استیک اسید و همچنین در محیط‌های حاوی سولفوریک اسید غلیظ به‌خاطر داشتن لایه رویین قوی مقاومت بالایی دارد. محققین در

نشان می‌دهد. مطابق با آنچه در تصاویر دیده می‌شود، سطح مقطع دارای دو قسمت دیمپل‌ها و صفحات تورقی (رخ برگی) می‌باشند. دیمپل‌ها نشان‌دهنده شکست نرم و صفحات رخ برگی نشان‌دهنده شکست ترد می‌باشد. همچنین مشاهده شد که بیشتر قسمت‌های تصویر به‌صورت دیمپل می‌باشد که این موضوع نشان‌دهنده این مطلب است که شکست عمدتاً به‌صورت نرم انجام پذیرفته است. همچنین مشاهده شد که با افزایش سرعت خطی جوشکاری شکست از حالت ترد به سمت نرم تغییر کرده است (این مطلب با توجه به افزایش دیمپل‌ها نسبت به صفحات رخ برگی نتیجه‌گیری شد). با افزایش سرعت خطی تغییر شکل پلاستیک افزایش می‌یابد و ساختار ریز دانه‌تر می‌گردد، بنابراین شکست نرم‌تری مشاهده می‌شود. همچنین افزایش حرارت ورودی می‌تواند باعث افزایش اندازه دانه‌ها گردد، بنابراین عموماً شکست را از حالت نرم به سمت حالت نیمه ترد هدایت می‌شود که علت

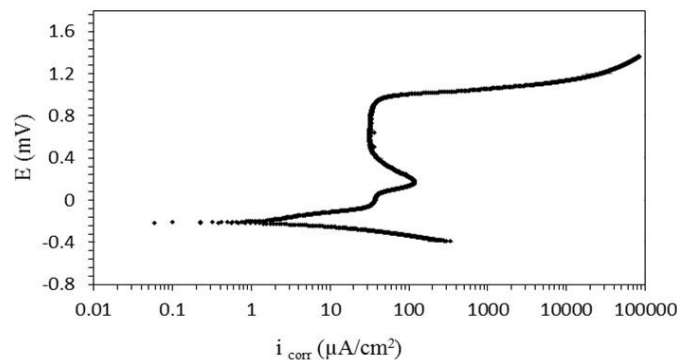
مورد میزان اثرگذاری عناصر کروم و مولیبدن که پایدار کننده فریت بوده و نیتروژن و نیکل که پایدار کننده آستنیت است، پیشنهاد کردند که حضور نیتروژن در فاز آستنیت منجر به بهبود رفتار خوردگی آن نسبت به فریت شده و فاز فریت حساسیت بیشتری نسبت به آستنیت در برابر خوردگی دارد و در پتانسیل‌های پایین، فازی که بیشتر خورده می‌شود، فریت است. اما در مقابل فاز فریت به‌خاطر داشتن شبکه بازتر و نفوذ راحت‌تر عناصر آلیاژی، در پتانسیل‌های بالا این رفتار برعکس شده و فاز حساس آستنیت است. در فولادهای دو فازی زمانی بهترین مقاومت به خوردگی به‌دست می‌آید که عدد مقاومت به خوردگی حفره‌ای در هر دو فاز تقریباً نزدیک به هم باشد [۱۷ و ۱۸]. ایجاد سیکل حرارتی در فولادهای دو فازی منجر به تغییر توزیع عناصر آلیاژی و پیرو آن تغییر در عدد مقاومت به خوردگی حفره‌ای می‌شود [۱۷]. به‌طور مثال افزایش دمای آنیل در فولاد دو فازی منجر به بزرگ‌تر شدن و افزایش کسر حجمی فریت شده و کروم و مولیبدن در کل ساختار فریت حل می‌شود که منجر به کاهش عدد مقاومت به خوردگی حفره‌ای می‌شود در حالی که دمای بالا کسر حجمی آستنیت کاهش یافته و دارای غلظت بیشتری از نیتروژن است که منجر به افزایش عدد مقاومت به خوردگی حفره‌ای می‌شود [۱۸].

رفتار خوردگی فلز پایه که به‌صورت پلاریزاسیون سیکلی در محلول نیم مولار اسید سولفوریک و در دمای محیط انجام شده است، مطابق با شکل ۱۸ می‌باشد. با بررسی این نمودار مشخص گردید که این فولاد رفتار فعال-رویین داشته و مقاومت به خوردگی بسیار بالایی دارد، به‌طوری که پتانسیل خوردگی آن ۰/۲۱- میلی ولت بوده و چگالی جریان خوردگی آن در حدود ۶ میکروآمپر بر سانتی‌متر مربع به‌دست آمد.

این مقاومت به خوردگی بالا به‌علت تأثیر حضور عناصر آلیاژی با درصد حجمی بالا در این فولاد خصوصاً کروم،

مولیبدن و نیتروژن بوده که منجر به ایجاد لایه رویین قوی بر روی سطح فولاد شده است، که بعد از تخریب شدن سریع قابلیت رویین شدن مجدد را دارد. ایجاد نوسانات جریانی در محدوده پتانسیل‌های بالا در نمودار پلاریزاسیون نشان‌دهنده جوانه‌زنی حفره و رویین شدن مجدد آن است اما با افزایش پتانسیل اعمالی به نمونه، نیروی محرکه جهت نفوذ و حرکت آنیون‌ها و کاتیون‌های ایجاد شده در محیط خورنده از لایه رویین راحت‌تر شده که موجب زیاد شدن جریان رویین شدن و در ادامه منجر به شکست لایه رویین می‌شود [۱۹]. همچنین ساختار دو فازی فولاد موجب رخ دادن فعالیت گالوانیکی بین دو فاز فریت و آستنیت شده به‌گونه‌ای که بخشی از پراکندگی در چگالی جریان در منطقه رویین می‌تواند به‌خاطر اثر متقابل و فعل و انفعالات پیچیده گالوانیکی بین فاز آستنیت و فریت باشد [۲۰]. پس از شکست لایه رویین، وجود عناصر آلیاژی در ریزساختار فولاد دو فازی UNS S32750 مخصوصاً نیتروژن و کروم موجب عدم رشد و پایدار شدن حفره ایجاد شده و تقویت سینتیک رویین شدن می‌شوند و فقط حفرات کوچک و شبه‌پایدار در ریزساختار پس از آزمون خوردگی قابل مشاهده است.

محل دقیق ایجاد حفره در فولادهای زنگ نزن به‌خاطر نرخ خوردگی کم آنها، معمولاً قابل پیش‌بینی نیست اما معمولاً محل ترجیحی جوانه‌زنی حفرات در نبود ترکیبات بین فلزی و آخال‌های سطحی، وابسته به ترکیب شیمیایی و عدد عدد مقاومت به خوردگی حفره‌ای است. زمانی که پتانسیل الکتروشیمیایی زیادی به نمونه فولاد دو فازی اعمال شود و این پتانسیل کمتر از پتانسیل رویین شدن فلز باشد، حل شدن آندی بیشتر در فاز فریت صورت می‌گیرد و فاز آستنیت در پتانسیل‌های بالاتر از پتانسیل رویین شدن، شروع به حل شدن می‌کند. معمولاً محل اولیه جوانه‌زنی حفره در فصل مشترک آستنیت/فریت است که علت آن را می‌توان به ناپایداری ترمودینامیکی لایه رویین در این ناحیه،

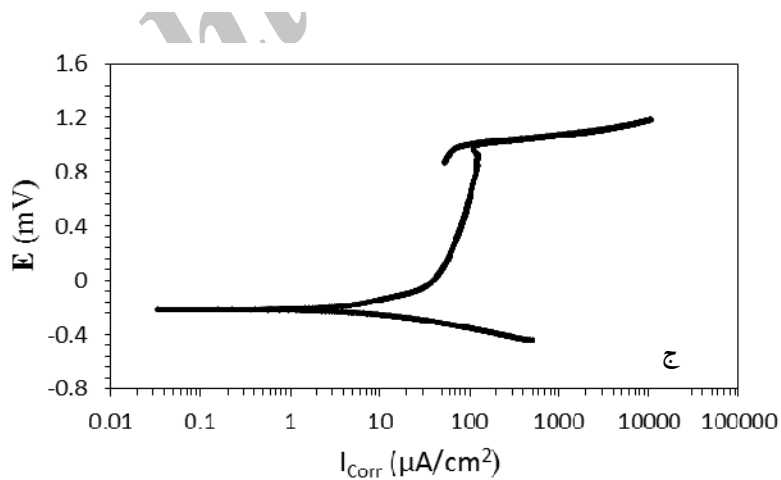
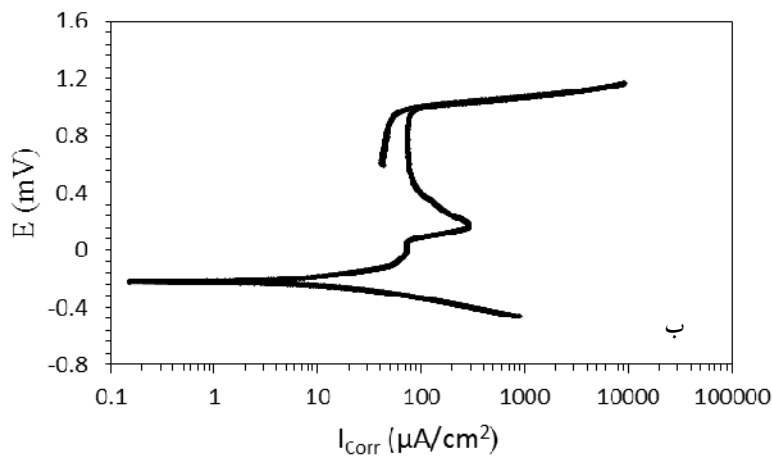
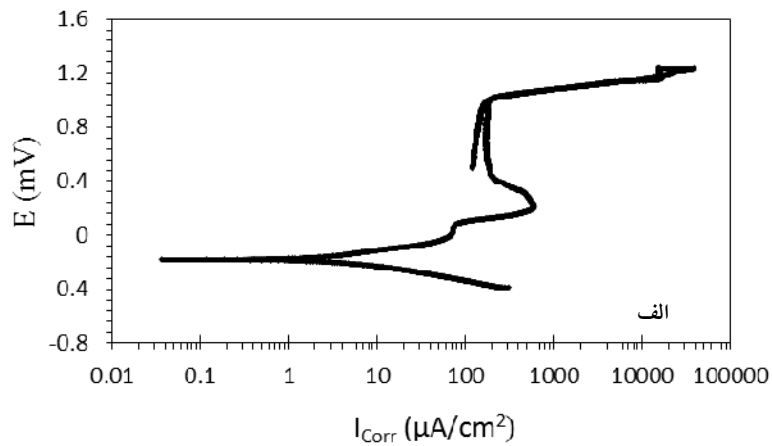


شکل ۱۸- منحنی آزمون خوردگی پلاریزاسیون سیکلی فلز پایه در محلول نیم مولار سولفوریک اسید

است.

اطلاعات بیشتری نیز می‌توان از نمودار پلاریزاسیون سیکلی در محدوده آندی به دست آورد که تا پتانسیل ۱/۲ میلی‌ولت بیشتر از پتانسیل مدار باز و یا تا دانسیته جریان ۱۰ میلی‌آمپر بر سانتی‌متر مربع ادامه یافته است و بعد از آن به سمت پتانسیل اولیه برگشت می‌کند. این اطلاعات پتانسیل حفره‌دار شدن، پتانسیل رویین شدن مجدد، نوع حلقه هیستریزاسیون است. برای نمونه‌های جوشکاری شده و نمونه پایه پتانسیل حفره‌دار شدن تقریباً یکسان است و در محدوده ۱-۰/۹۵ میلی‌ولت قرار گرفت. حلقه هیستریزاسیون در نمودار سیکلی پلاریزاسیون خوردگی معمولاً به دو صورت مثبت و منفی است به نحوی که در یک پتانسیل ثابت، اگر جریان رفت از جریان برگشتی کمتر باشد، حلقه مثبت است که نشان‌دهنده عدم ترمیم و بازسازی لایه رویین و شروع حفره‌دار شدن و رشد حفرات جوانه زده در سطح نمونه است. در مقابل زمانی که حلقه منفی باشد نشان‌دهنده ترمیم لایه رویین در محل ایجاد جوانه‌های حفرات ایجاد شده است و تنها حفرات شبه پایدار باقی می‌مانند. با توجه به نمودار آزمون پلاریزاسیون سیکلی فلز پایه و مقطع جوشکاری شده مشخص شده برای تمامی نمونه‌ها حلقه هیستریزاسیون منفی بوده و حفرات شبه پایدار فقط بر روی سطح ایجاد شده‌اند [۱۹-۲۱].

غلظت بالای سولفور و یا ترکیبات سولفیدی در طول فصل مشترک دانست [۱۹ و ۲۱]. در بررسی رفتار خوردگی مقطع جوشکاری و محل اتصال فولاد دو فازی UNS S32750 توسط روش حالت جامد جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به خاطر جوشکاری در زیر دمای ذوب، گرمای ورودی کم و سریع سرد شدن مقطع جوش، باعث عدم ایجاد فازهای مضر و ترکیبات بین فلزی در مرزخانه‌های فریت و آستنیت شده که در پی آن منجر به رفتار مقاومت به خوردگی تقریباً شبیه فلز پایه شده است به طوری که پتانسیل خوردگی و نرخ دانسیته جریان خوردگی برای فلز پایه و منطقه جوش اغتشاشی تقریباً یکی بوده و به ترتیب حدود ۰/۲۲- میلی‌ولت و ۱۲-۶ میکروآمپر بر سانتی‌متر مربع است (شکل ۱۹). تغییر در پارامترهای جوشکاری اگرچه منجر به تغییر در ریزساختار منطقه جوش و گرمای ورودی شده است اما تأثیر زیادی بر روی پتانسیل خوردگی و چگالی جریان خوردگی نداشته و برای نمونه‌ای که کمترین گرمای ورودی را داشته است، کمترین مقدار خود را داشته است. با بررسی ریزساختار پس از آزمون خوردگی و مقایسه آن با فلز پایه مشخص شد که وجود ریزساختار ریزدانه‌تر در محل اتصال ناشی از روش جوشکاری حالت جامد منجر به کوچک‌تر شدن اندازه حفرات و پخش شدن حفرات در کل سطح محل اتصال شده



شکل ۱۹- منحنی‌های آزمون خوردگی پلاریزاسیون سیکلی اتصال یافته به روش اصطکاکی اغتشاشی در محلول نیم مولار سولفوریک اسید: الف) نمونه شماره ۲، ب) نمونه شماره ۳ و ج) نمونه شماره ۴

۴- نتیجه گیری

۱) پس از انجام جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی دانه‌ها در منطقه اغتشاش از حالت کشیده به هم محور تغییر شکل داده‌اند و متوسط اندازه دانه‌ها نیز کاهش یافته است. در منطقه متأثر از عملیات ترمومکانیکی نیز دانه‌ها به صورت موج‌دار در آمده‌اند، که این منطقه در قسمت پیش‌رونده بهتر از قسمت پس‌رونده قابل مشاهده است.

در مقطع جوشکاری شده سختی در منطقه اغتشاش افزایش یافته است که به علت رخداد پدیده تبلور مجدد دینامیکی (ریز شدن دانه‌ها) در حین جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی می‌باشد. افزایش سرعت خطی در یک سرعت چرخشی ثابت منجر به کاهش حرارت ورودی است که در نتیجه افزایش عدد سختی را به همراه داشته است. این

افزایش در سرعت‌های چرخشی بالا زیاد محسوس نمی‌باشد چون در سرعت‌های چرخشی بالا به علت بالا بودن حرارت ورودی تأثیر افزایش سرعت خطی کاهش می‌یابد.

۲) با توجه به آنالیزهای حاصل از پراش پرتوی ایکس پس از انجام جوشکاری در منطقه اغتشاش و نواحی اطراف آن فازهای مضر تشکیل نشده‌اند.

۳) از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نتیجه می‌شود که نوع شکست نمونه‌ها به صورت عمدتاً نرم بوده است.

۴) نتایج حاصل آزمون خوردگی سیکلی در محلول نیم مولار اسید سولفوریک، نشان‌دهنده مقاومت به خوردگی مناسب این فولاد با این روش جوشکاری می‌باشد.

واژه‌نامه

1. pitting resistance equivalent number (PREN)
2. Lean duplex stainless steel
3. heat input (HI)
4. base metal (BM)
5. stir zone (SZ)
6. thermo mechanical affected zone (TMAZ)
7. heat affected zone (HAZ)
8. phase map (PM)
9. stacking fault energy (SFE)

مراجع

1. Lippold, J. C., and Kotecki, D. J., *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, Vol. 13, 1999.
2. Petterson, C. O., and Fager, S. A., "Welding Practice for the Sandvik Duplex Stainless Steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507", *AB Sandvik Steel Sweden*, 1995.
3. Fager, S. A., and Odegard, L., "Welding of the Super Duplex Stainless Steel Sandvik SAF2507 (UNS S32750)", *Proceedings of the Third International Offshore and Polar Engineering Conference*, Sweden, 1993.
4. Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S. K., and Sundaresan, S., "Effect of Weld Metal Chemistry and Heat Input on the Structure and Properties of Duplex Stainless Steel Welds", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 358, pp. 9-16, 2003.
5. Chavdarov, P., "Electron Beam Welding of Super duplex Stainless Steel UNS S32750", *Stainless Steel World 2007 Conference*, Netherlands, 2007.
6. Saeid, T., Abdollah-zadeh, A., Assadi, H., and Malek Ghaini, F., "Effect of Friction Stir Welding Speed on the Microstructure and Mechanical Properties of a Duplex Stainless Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol 496, pp. 262-268, 2008.
7. Sato, Y. S., Nelson, T. W., Sterling, C. J., Steel, R. J., and Petterson, C.-O., "Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded SAF 2507 Super Duplex Stainless Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 397, pp. 376-384, 2005.
8. Saeid, T., Abdollah-Zadeh, A., Shibayanagi, T., Ikeuchi, K., and Assadi, H., "On the Formation of Grain Structure During Friction Stir Welding of Duplex Stainless Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 6484-6488, 2010.
9. Esmailzadeh, M., Shamanian, M., Kermanpur, A., and Saeid, T., "Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Lean Duplex Stainless Steel", *Materials Science & Engineering A*,

- Vol. 561, pp. 486-491, 2013.
10. Nadana, R., Debroy, T., and Bhadeshia, H. K. D. H., "Recent Advances in Friction Stir Welding- Process, Weldment Structure and Properties", *Progress in Material Science*, Vol. 53, pp.980-1023, 2008.
 11. Mishra, R. S., and Mahoney, M. W., Friction Stir Welding and Processing, *ASM International*, USA, 2007.
 ۱۲. شمعیان، م. و اشرفی، ع. (مترجمین)، متالورژی جوشکاری، انتشارات جهاد دانشگاهی، ۱۳۸۵.
 13. Frigaard, Q., Grong, Q., and Midling, O. T., "A Process Model for Friction Stir Welding of Age Hardening Aluminum Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32, pp. 1189-1200, 2001.
 14. Hemmer, H., Grong, Q., and Klokkehaug, S., "A Process Model for the Heat-Affected Zone Microstructure Evolution in Duplex Stainless Steel Weldments", *Welding Metallurgical and Materials Transactions A.*, Vol. 31, pp. 1035-1048, 2000.
 ۱۵. اسمعیل زاده، م.، "جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولاد زنگ نزن دو فازی Gost 5632 و ارزیابی خواص اتصال"، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۹۱.
 16. Humphreys, F. J., and Hatherly, M., *Recrystallization and related annealing phenomena*, 2nd Ed, Elsevier, 2004.
 17. Cervo, R., Ferro, P., Tiziani, A., and Zucchi, F., "Annealing Temperature Effects on Super Duplex Stainless Steel UNS32750 Welded Joints. II: Pitting Corrosion Resistance Evaluation" *Journal of Materials Science*, Vol.45, pp.4378-4389, 2010.
 18. Horng, Y., Rong, I., and Wen, T., "Microstructure and Pitting Corrosion in Simulated Heat-Affected Zones of Duplex Stainless Steels" *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 74, pp. 33-42, 2002.
 19. Tiago, F., "Microstructure Evaluation of UNS S32205 Duplex Stainless Steel Friction Stir Welds" *10th Brazilian Stainless Steel Conference*, Rio de Janeiro, Brazil, Vol. 66, pp. 187-191, 2013.
 20. Santos, T., Queiroz1, R., and Ramirez, A., "Correlating Microstructure and Performance of UNS S32750 and S32760 Super Duplex Stainless Steels Friction Stir Welds" *Proceedings of the Twenty-first International Offshore and Polar Engineering Conference*, Rhodes, Greece, pp. 535-540, 2011.
 21. Eghlimi, A., Shamanian, M., and Raeissi, K., "Effect of Current Type on Microstructure and Corrosion Resistance of Super Duplex Stainless Steel Claddings Produced by the Gas Tungsten Arc Welding Process", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 244, pp. 45-51, 2014.