نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال پنجم، شماره2، پاییز و زمستان1398، صفحه 59-51

تحولات ریزساختاری فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304 در فرایند جوشکاری همزن اصطکاکی

سجاد امامی، توحید سعید *

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

(دریافت مقاله: 1397/05/06 ؛ پذیرش مقاله: 1397/07/24)

چکیده

جوش بدون درزی بر روی ورق 2 میلیمتری فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI 304 با روش جوشکاری همزن اصطکاکی با سرعت چرخشی 400 دور بر دقیقه و سرعت پیشروی 50 میلیمتر بر دقیقه ایجاد شد. مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری نشان داد که اصلاح ریزساختاری شدیدی در ناحیه جوش صورت گرفته است. همچنین، نتایج حاصل از آزمون پراش الکترون‌های برگشتی نشان داد که کسر بزرگی از مرزدانه‌های کوچک زاویه با وقوع بازیابی دینامیکی در ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی شکل گرفت. در ادامه مسیر به سمت ناحیه همزده، با کاهش میزان مرزدانه‌های کوچک زاویه کسر بزرگی از مرزدانه های بزرگ زاویه با وقوع تبلور مجدد دینامیکی پیوسته توسعه یافت. تصویر قطبی صفحات 100 نشان داد که اجزای بافت برشی A^*_1 و A^*_2 در ناحیه همزده شکل یافته است که به طور ضمنی وقوع تبلور مجدد دینامیکی پیوسته را تایید می‌کند.

کلمات کلیدی: جوشکاری همزن اصطکاکی، فولادهای زنگ نزن، بازیابی دینامیکی، تبلور مجدد دینامیکی، بافت برشی.

Microstructural evolution of AISI 304 austenitic stainless steel in friction stir welding process

S. Emami, T. Saeid*

Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran.

(Received 28 July 2018 ; Accepted 16 October 2018)

Abstract

Bead-on-plate welding was conducted on AISI 304 austenitic stainless steel plate with 2 mm thickness by using friction stir welding (FSW). The FSW was performed at a welding and rotational speeds of 50 mm/min and 400 rpm, respectively. Microstructure observations by the optical microscopy showed that a severe grain refinement occurred in the stir zone (SZ). Electron backscattered diffraction analysis (EBSD) results indicated that high fraction of low angle grain boundaries (LAGBs) developed in the thermo-mechanically affected zone (TMAZ) through the occurrence of the dynamic recovery. Moreover, in the path from the TMAZ towards the SZ, the fraction of high angle grain boundaries (HAGBs) increased with decreasing the fraction of LAGBs through the occurrence of continuous dynamic recrystallization (CDRX). 100 Pole figure showed the formation of shear texture components of A*1 and A*2 in the SZ which implied the occurrence of CDRX mechanism.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: saeid@sut.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

Keywords: Friction stir welding, Stainless steels, Dynamic recovery, Dynamic recrystallization, Shear texture.

1- مقدمه

فولادهای زنگ نزن آستنیتی مقاومت خوردگی بالا، خواص مکانیکی عالی در دماهای مختلف دارند [1-4]. برای توسعه تجهیزات مختلف صنعتی به کارگیری فرایندهای جوشکاری در فرایندهای ساخت الزامی و دارای اهمیت می باشد[4]. از جمله رایج‌ترین فرایندهای اتصال مواد فلزی جوشکاری با فرایندهای ذوبی مرسوم است که به کارگیری این روش ها باعث ذوب و انجماد مجدد ماده در ناحیه جوش می شود و ریزساختار اولیه فلز پایه را از بین خواهد برد و همچنین باعث بروز مشکلات متنوعی در فلزات مختلف می شود. به عنوان مثال ذوب و انجماد مجدد ترک خوردن تحت تنش (SCC) و حساس شدن در ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) در فلز جوش فولادهای زنگ نزن آستنیتی را ترغیب می کند[1و5]. بنابراین حرارت ورودی نقش اساسی در شکل گیری جوشی سالم با حداقل تغییرات در ریزساختار فلز اولیه خواهد داشت. در این راستا فرایند جوشکاری همزن اصطکاکی (FSW) که برای اولین بار در موسسه انگلیسی TWI ابداع گردید و بر روی آلیاژهای آلومینیوم به کار گرفته شد. ماهیت جامد FSW باعث شده است تا به عنوان روشی جایگزین برای فرایندهای مرسوم ذوبی به کارگرفته شود .FSW به علت داشتن مزایایی متعددی نسبت به فرایندهای ذوبی همچنین باعث بهبود خواص مکانیکی در ناحیه همزده (SZ) می‌شود [2و6]. خواص مکانیکی مطلوب بوجود آمده در ناحیه SZ ناشی از تحولات ریزساختاری است که در درون ماده در حین جوشکاری ایجاد می شود. از جمله این تحولات می توان به فعال شدن برخی از سازوکارهای ترمیم در درون ماده اشاره کرد. میزان بالایی از کرنش پلاستیک و دمای بالا به مانند آنچه که در فرایندهای تغییر شکل داغ رخ می دهد باعث فعال شدن چنین سازوکارهایی در درون ماده می شود. این ساز و کارها عمدتا شامل بازیابی دینـــامیـکی (DRV) و تبلـور مجـدد دینـامیـکی (DRX) است که وقوع هر یک از این سازوکارها را انرژی نقص در چیدن و شرایط تغییر شکلی تعیین می کند[6و7].

با مروری بر منابع مطالعاتی مشخص می شود که مطالعات اندکی در زمینه تحولات ریزساختاری فولادهای زنگ نزن در حین فرایند FSW انجام شده است. به عنوان مثال مران و همکارانش امکان به کارگیری FSW بر روی فولاد زنگ نزن آستنیتی 304 را بررسی کردند[8]. رینولد و همکارانش ساختار، خواص و تنشهای باقی مانده جوش های FSW فولاد 304L را بدون اشاره به سازوکارهای ترمیم بررسی کردند [9]. پارک و همکارانش[1و10]، مران و سانیورت [11] وقوع تبلور مجدد دینامیکی را در ناحیه همزده فولاد 304 بدون اشاره به نوع مکانیزم آن گزارش کرده اند. ساتو و همکارانش [2] شکل گیری ریزساختار در ناحیه همزده جوش را در اثر وقوع تبلور مجدد دینامیکی گزارش کردند و همچنین نشان دادند که بافت تغییر شکل رشته ای <100> را در ناحیه همزده فولاد 304 L توسعه یافت. رضایی نژاد و همکارانش [12] با بررسی تحولات ریزساختاری فولاد 316L فرآوری شده با روش FSP با سرعت چرخشی 315 rpm و سرعت خطی 31/5 mm/min نشان دادند که دانه های بسیار ریزی در ناحیه همزده با اندازه های 200-50 نانومتر از دانه هایی با اندازه 40-30 میکرون فلز پایه توسعه یافت. آنها با مشاهدات ریزساختاری عمده سازوکار احتمالی حاکم بر چنین تحولی را تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته (DDRX) گزارش کردند. در مطالعه دیگری، حاجیان و همکارانش خواص ریزساختاری فولاد 316 L فرآوری شده با روش FSP را مطالعه کردند[13]. آنها با استفاده از تفرق الکترون های برگشتی (EBSD) و میکروسکوپ الکترون عبوری (TEM) نشان دادند که ریزساختار بسیار ظریفی در ناحیه همزده با وقوع DDRX شکل گرفت. شکل گیری کسر بزرگتری از نابجایی ها در داخل ناحیه همزده را دلیلی بر وقوع سازوکار DDRX گزارش

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

کردند. همچنین از وجود دانه‌های اصلی متشکل از چند دانه فرعی خبر دادند و نیز گزارش کردند که شکل گیری چنین دانه‌های فرعی نشان دهنده وقوع تبلور مجدد دینامیکی پیوسته (CDRX) است که مرزدانه های فرعی زاویه ناهمسویی خود را افزایش می‌دهند و به مرزدانه های بزرگ زاویه اصلی تبدیل می‌شوند. لیو و نلسون تحولات ساختار دانه و بافت فولاد 304L را در فرآیند FSW با سرعت چرخشی 250 rpm و سرعت خطی 100 mm/min مطالعه کردند [14]. این محققین سازوکار عامل در شکل‌گیری ریزساختار در ناحیه همزده را عمدتا DDRX با مهاجرت مرزدانه ها و متورم شدن آنها عنوان کردند .

با وجود اینکه تمام مقالات اشاره شده دارای اطلاعات ارزشمندی در زمینه تحولات ریزساختاری فولادهای زنگ نزن آستنیتی در حین FSW می باشند، به نظر می‌رسد که در محدوده‌ای از پارامترهای فرآیندی سازوکار CDRX غالب باشد لذا در این مطالعه از پارامتر 400 rpm و 50 mm/min به عنوان پارامتری مابین پارامتهای در نظر گرفته شده در مطالعات پیشین استفاده شد. مطالعه حاضر سعی در تایید یافته های موجود و همچنین تعیین نوع مکانیزم مسؤول در اصلاح ریزساختاری فولاد زنگ نزن آستنیتی 304 در فرایند FSW و ارایه اطلاعات بیشتری در این زمینه با استفاده از تکنیک آنالیز تفرق الکترون‌های برگشتی (EBSD) می باشد.

2- روند آزمایش‌ها

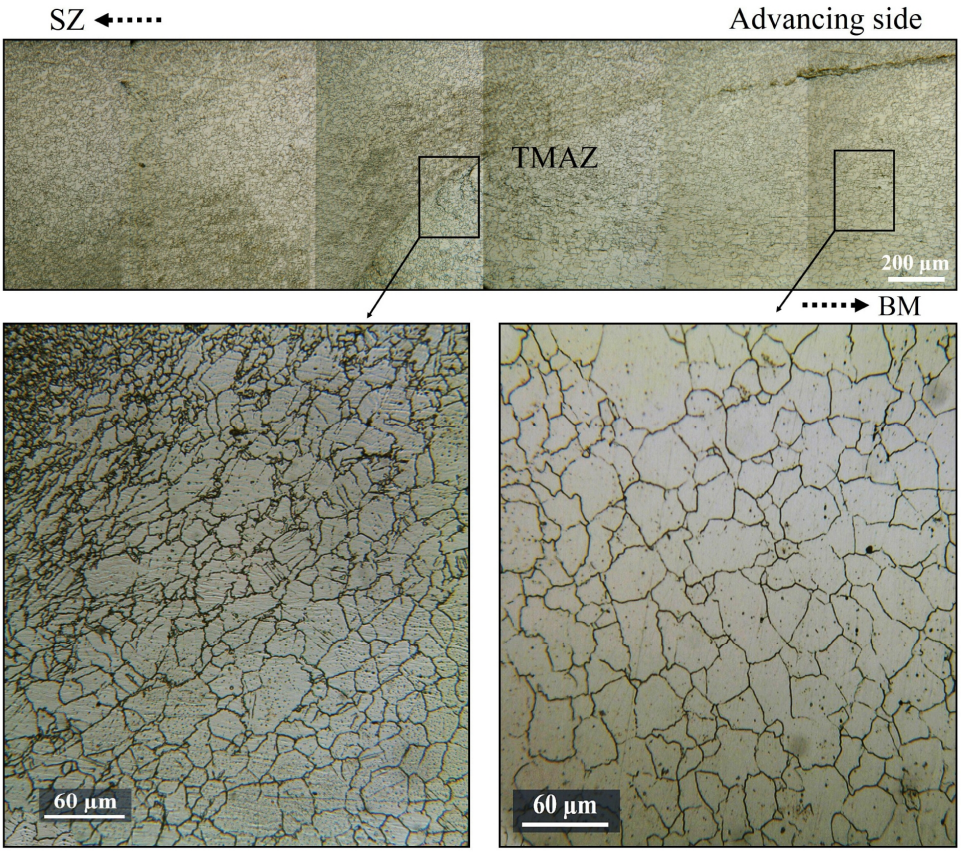
فولاد زنگ نزن دوفازی AISI 304 به صورت ورق با ضخامت 2 میلیمتر در این تحقیق مورد استفاده قرار گرفت. نمونه ها در ابعاد 100×100×2 mm برای جوشکاری آماده شدند. فرایند جوشکاری در جهت نورد نمونه ها با سرعت جوشکاری 50 mm/min و سرعت چرخشی 400 rpm به صورت بدون درز اعمال شد.

شرایط مورد نظر (400 rpm -50 mm/min) با در نظر گرفتن نتایج مطالعاتی که تاکنون در زمینه FSW فولادهای زنگ‌نزن صورت گرفته است، انتخاب شد. در این راستا، جعفرزادگان و همکارانش [15] نمونه زنگ‌نزن آستنیتی 304 را در گستره وسیعی از پارامترهای فرآیندی 800-200 rpm و 350-50 mm/min، با روش FSW جوشکاری کردند. نتایج حاصل از این مطالعه نشان می‌دهد که جوش‌های سالم و بدون عیبی در شرایط جوشکاری 400 rpm، 100 و50 mm/min شکل گرفته است. یک ابزار پایه کاربید تنگستنی با شانه 16mm و پین مخروطی با قطر ریشه 4/5 mm و قطر نوک 3/5mm با ارتفاع 1/7 mm به کار گرفته شد. ابزار زاویه 3 درجه با جهت نرمال صفحه تحت جوشکاری دارد. در حین جوشکاری عمق فروروی ابزار به داخل نمونه به اندازه 1/8mm و ثابت نگه داشته شد. مشاهدات ریزساختاری با میکروسکوپ های نوری و الکترون روبشی مجهز به پراش الکترون‌های برگشتی در سطح مقطع عمود بر جهت جوشکاری صفحه صورت گرفت. نمونه برای مشاهده ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری ابتدا با شماره های مختلف سنباده زنی شدند و پس از پولیش مکانیکی با محلول حاوی 60 mL اسید نیتریک 65% و 40 mL آب مقطر با ولتاژ 1/5v و آمپراژ 0/05A به مدت 2 دقیقه حکاکی الکتروشیمیایی شد. نمونه برای انجام آزمون EBSD ابتدا به صورت مکانیکی با خمیر الماسه 1 و 0/25 میکرونی پولیش شدند و در نهایت با محلول 700 mL اتانول، 120 mL آب مقطر، 100mL گلیسیرول و 80 mL پرکلریک اسید در دمای اتاق با ولتاژ 35 V به مدت 35 s به صورت الکتریکی پولیش شد.

3-نتایج

شکل(1) درشت ساختار و ریزساختار ناحیه اتصال حاصل از جوشکاری در سمت پیشرونده را نشان می دهد. با توجه به شکل دیده می شود که ریزساختار فلزپایه در اثر تغییر شکل پلاستیک شدیدی که توسط ابزار به ماده وارد می شود در ناحیه همزده درهم شکسته می شود و سه ناحیه ریزساختاری متمایز همزده ناحیه متاثر از عملیات ترمومکانیکی (TMAZ) و فلز پایه (BM) در ناحیه اتصال شکل می گیرد. عـــدم حضور ناحیه HAZ می تواند مرتبط با حـرارت ورودی

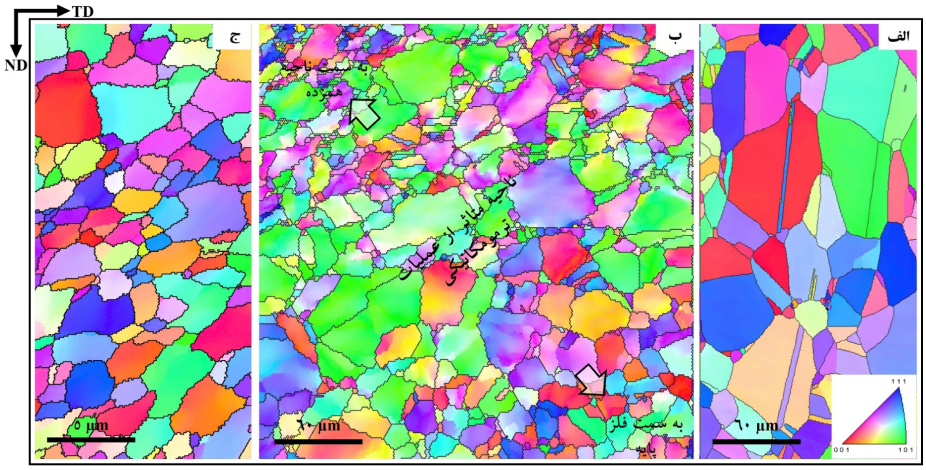
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]



شکل1-ریزساختار ناحیه TMAZ ایجاد شده در فولاد زنگ نزن آستنیتی 304 در حین FSW با سرعت چرخشی 400 rpm و سرعت خطی 50mm/min .

پایین در حین جوشکاری باشد. عدم حضور ناحیه HAZ در مقاطع جوش‌های حاصل از فرآیند FSW بر روی نمونه‌های زنگ‌نزن 316 L نیز گزارش شده است[12و13]. شکل‌گیری ناحیه HAZ در مقاطع جوش‌های حاصل از فرایند FSW بر روی ورق‌های فولادی زنگ‌نزن دوفازی SAF 2205 نیز گزارش نشده است[16]. در ناحیه TMAZ دانه های درشت و هم محور فلز پایه در امتداد کرنش اعمالی کشیده می شوند. کشیدگی دانه ها از مشخصه های بارز ناحیه TMAZ است که به علت ناکافی بودن کرنش اعمالی دانه ها عمدتاً تغییرشکل می یابند. همچنین دیده می شود که ریزساختار هم محور بسیار ظریفی در ناحیه همزده شکل یافته است. وجود چنین ریزساختار ظریف در ناحیه SZ و ساختار دانه ای کشیده فلز پایه در ناحیه TMAZ سبب شکل‌گیری مرز مشخصی بین آن‌ها شده است. رفتار مشابهی در جوشکاری همزن اصطکاکی آهن خالص[17]، فـولاد زنگ نـزن دوفـازی 2205 [18]، فولادهای زنگ نزن آستنیتی [12و13] و فریتی[19] نیز گزارش شده است. شکل(2) داده های نقشه جهت گیری بدست آمده برای فلز پایه و ناحیه TMAZ از سطح مقطع عمود بر جهت نورد (TD-ND)را نشان می‌دهد. مطابق با این شکل دارای آستنیت فاز از دانه‌های هم‌محور با اندازه تقریبا 18 میکرون است. رنگ هر دانه بر اساس جهتگیری کریستالی است که نسبت به جهت نورد (RD) و جهت جوشکاری (WD) دارد. نقشه‌های مرزدانه‌ای و همچنین نحوه توزیع کسر نوع مرزدانه‌ها در فلز پایه (GBCD) در شکل(3) نشان می دهند که اکثر مرزدانه ها (تقریبا 95 %) از نوع مرزدانه های بزرگ زاویه هستند به طوری که 47% از کل مرزدانه ها را مرزهای شبکه مکان تشکیل می‌دهند که دارای رابطه جهت گیری با چرخش 60 درجه ای حول محور <111> می باشند (Σ3) و تنها 5% از مرزدانه ها از نوع کوچک زاویه هستند. این نوع مرزهای شبکه مکان انطباق در موادی با انرژی نقص در چیـدن پایین در حین

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

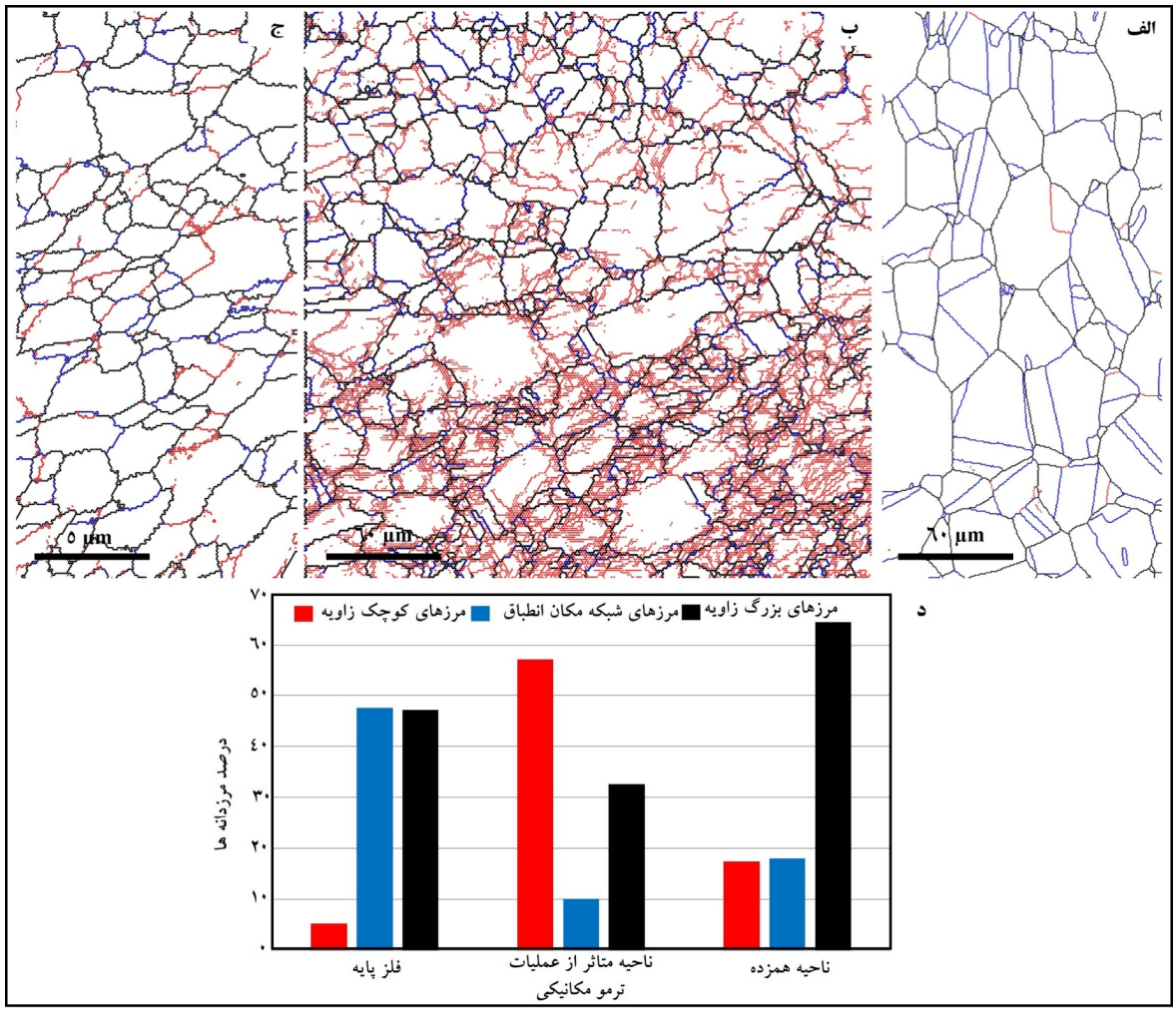


شکل 2- نقشه های جهت گیری از فلز پایه الف) فلز پایه، ب) سمت پیشرونده ناحیه همزده، و ج) ناحیه همزده

فرایند تبلـور مجدد تشکیل می شوند [20-23].

در شکل(3-ب)، دیده می شود که کسر بزرگی از مرزدانه‌های کوچک زاویه در ناحیه TMAZ شکل گرفته اند که با رنگ قرمز مشخص شده اند. شکل گیری کسر بالایی از چنین مرز دانه های کوچک زاویه به صورت ناگهانی به احتمال زیاد مربوط به وقوع فرایند DRV است. چنین رفتاری در ناحیه TMAZ فولاد زنگ نزن دوفازی SAF 2205 جوشکاری‌شده با روش FSW نیزگزارش شده است[17]. زمانی که یک ماده پلی کریستال تحت تغییر شکل قرار می‌گیرد چگالی مشخصی از نابجایی های متحرک نیاز است تا ماده بتواند خود را با کرنش اعمالی تطبیق دهد. لذا ساختارهای فرعی با شروع اعمال کرنش با برهمکنش نابجایی‌های ایجاد شده در آن دمای بالا صورت می گیرد و نابجایی‌های غیرهم علامت همدیگر حذف می‌کنند و نابجایی‌های هم علامت خود را دیواره از مرزهای فرعی با انرژی کم قرار می دهند [7و16]. با افزایش کرنش سامانه‌های لغزشی بیشتری فعال می شود، لذا با ادامه اعمال کرنش دانه های بیشتری خود را با تغییر شکل وفق می‌دهند که این اتفاق باعث شکل گیری جهت گیری ترجیهی یا بافت در ریزساختار می شود[16و24]. رفتار بارز دیگری که از BM به سمت TMAZ دیده می شود کاهش کسر مرزهای شبکه مکان انطباق است. هنگامی که دو شبکه بلوری در هم ادغام می‌شوند، برخی از نقاط شبکه بر روی برخی از نقاط شبکه مجاور منطبق می شود که به این نقاط شبکه مکان انطباق گفته می‌شود. عکس نسبت تعداد مکان های CSL به مکان‌های شبکه را با علامت Σ نشان می دهند. بنابراین حضور مرزهای Σ 3 در ریزساختار فلزات پایه، نشان دهنده وقوع تبلور مجدد و رشد دانه در حین آنیل و فراوری نمونه ها می باشد[7]. مرزهای CSL رابطه جهت‌گیری ایده آل خود را در اثر کرنش و چرخش های دانه ای از دست می دهند. رفتار مشابهی در ناحیه TMAZ فولاد SAF 2205 [16،18و25] و ریزساختار فولاد آستنیتی 304 به هنگام اعمال تغییر شکل داغ [21-23] گزارش شده است. کرنش و چرخش های دانه ای است که باعث واکنش نابجایی‌ها با مرزهای شبکه مکان انطباق و در نهایت انحراف مرزهای شبکه مکان انطباق از روابط جهت‌گیری ایده‌آل می‌شود [16،18،21و22]. برهمکنش نابجایی ها در یک ماده بلوری اهمیت زیادی دارد چرا که اغلب خواص مکانیکی دما بالا و سازوکارهای ترمیم مانند تبلور مجدد را کنترل می کند. مطابق با داده های آماری مربوط به فلز پایه نمونه ها قسمت عمده مرزدانه های بزرگ زاویه را مرزهای CSL تشکیل می دهد و اغلب این مرزها دارای رابطه جهت‌گیریΣ3 هستند. ویژگی های مرزهای دوقلویی (مانند هم سیمایی و زاویه ناهمسویی زاویه/محور) با وارد شدن به ناحیه TMAZ توسط تغییر شکل اعمالی از طرف ابزار از حالت مطلوب خود فاصله می‌گیرند و به مرزهای بزرگ زاویه تبدیل می‌شوند. چنین رفتاری با برهمکنش نابجایی‌های موجود در شبکه با مرزهای شبکه مکان انطباق صورت می‌گیرد[16].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]



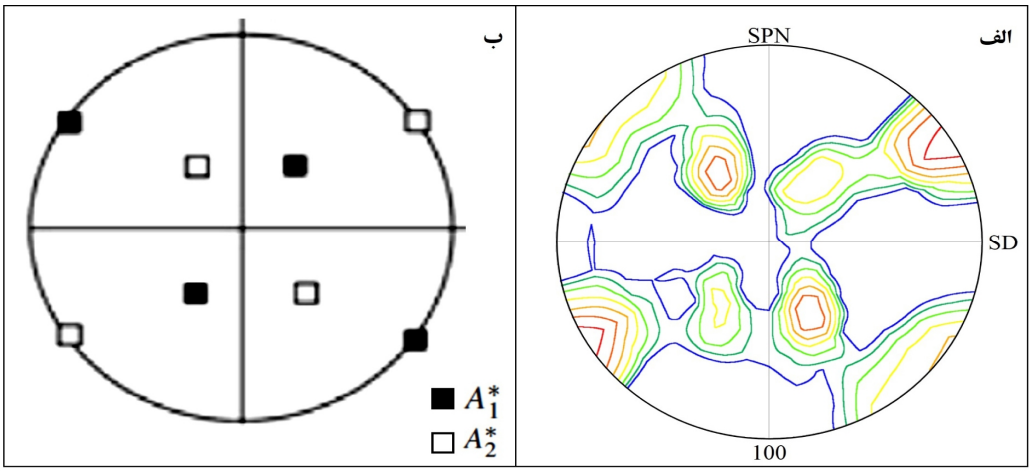
شکل3- نقشه های مرزدانه ای : الف) فلز پایه، ب) TMAZ ، ج) ناحیه همزده و د) نحوه توزیع کسر نوع مرزدانه ها (GBCD).

با توجه به شکل(3-د) دیده می شود که فراوانی مرزهای کوچک زاویه با وارد شدن به ناحیه همزده کاهش می‌یابد این تغییرات نشان می دهند که مکانیزم حاکم با وارد شدن به این ناحیه تغییر یافته و درصدد مصرف این نوع مرزدانه ها می‌باشد و ساختار لایه ای با دانه های کشیده ناحیه TMAZ جای خود را به ریزساختاری هم محور ریز در ناحیه SZ می دهد. افزایش کرنش از ناحیه TMAZ به سمت SZ و دمای بالا در این ناحیه باعث شکل گیری دانه های تبلور مجدد ریز هم محور در این ناحیه می شود. شکل گیری چنین رفتاری در توافق کلی با یافته‌های پیشین است [16-19] .

فرایند بازیابی دینامیکی مقدمه‌ای بر وقوع تبلور مجدد دینامیکی به حساب می‌آید که در نتیجه رخداد آن کسر بزرگی از مرزدانه‌های کوچک زاویه (دانه‌های فرعی) در ریزساختار شکل می‌گیرد. مرزهای فرعی شکل گرفته با جذب نابجایی‌های موجود در شبکه زاویه ناهمسویی خود را به طور پیوسته افزایش می‌دهد و به مرزدانه‌های بزرگ زاویه تبدیل می‌شوند (تبلور مجدد دینامیکی پیوسته). از این‌رو، افزایش میزان مرزهای بزرگ زاویه با کاهش میزان مرزهای کوچک زاویه از ناحیه TMAZ به سمت SZ احتمال وقوع سازوکار CDRXرا قوت می بخشد [16و17].

جهت‌گیری کریستالی یا بافت پارامتر مهمی در توصیف ریزساختار یک ماده بلوری به شمار می آید. زمانی که یک ماده چند بلور تحت تغییر شکل قرار می گیرد هر یک از دانه های تشکیل دهنده ریزساختار که به عنوان یک تک بلور هستند.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]



شکل 4- الف) تصویر قطبی صفحات {100} در مرکز ناحیه همزده، ب) تصویر قطبی صفحات {100} که نماینده جهتگیری اجزای ایده ال در بافت برشی ساده فلزات FCC .

خود را با تغییرشکل ماکروسکوپی نمونه وفق می دهند و بر این اساس جهت‌گیری هر یک از دانه های سازنده ریزساختار تغییر می کند. تغییر جهت‌گیری اتفاق افتاده در حین تغییرشکل در هر یک از دانه ها تصادفی نیست، بلکه در جهت خاصی رخ می دهد. در واقع این تغییر شکل در سامانه‌هایی با مطلوب ترین جهت لغزش یا دوقلویی رخ می دهد. صفحات و جهات هر دو فرایند تابعی از ساختار بلوری ماده هستند و معمولا روی متراکم ترین صفحات و جهات بلوری رخ می‌دهد. لذا بلورهای تشکیل دهنده یک ماده مطابق با سامانه‌های لغزشی ماده تغییر شکل می‌یابند که این امر باعث بوجود آمدن جهت ترجیحی یا همان بافت در ماده می شود[7و24]. شکل(4) تصاویر قطبی مربوط به صفحات {100} در مرکز ناحیه همزده بعد از اعمال چرخش های مناسب جهت انطباق با سیستم برشی را نشان می دهد. این شکل نشان می‌دهد که نوعی بافت برشی در ناحیه همزده حاکم است[16-19].

برای مطالعه بافت برشی، سیستم مختصات را از سیستم مختصات جوشکاری (ND–TD–WD) به سیستم مختصات برشی(SPN-SD) باید تغییر داد. با چرخش پین در ناحیه همزده یک مخروط ناقصی در این ناحیه شکل می دهد، سطح جانبی این مخروط به عنوان صفحه برشی و جهت برش مماس بر سطح جانبی و در جهت چرخش است. لذا جهت برش در مرز بین TMAZ/SZ هر دو سمت ناحیه جوش در جهت (WD) قرار می گیرد و در مرکز ناحیه همزده در راستای TD قرار می گیرد. مقایسه این تصاویر با موقعیت اجزای ایده ال فلزات FCC که کرنش برشی به آنها اعمال شده است نشان می‌دهد که بافت برشی ساده در ناحیه همزده حاکم است[24]. این نتایج نشان می دهد که در مرکز ناحیه همزده رشته بافتی A، {111} <uvw> که شامل اجزای A^*1 و A^*2 در ناحیه همزده حضور دارد. حضور چنین بافتی برشی (A) در ناحیه همزده در فاز آستنیت نمونه زنگ‌نزن دوفازی SAF 2205 با سرعت چرخشی 800 rpm و سرعت پیشروی 50mm/min نیز گزارش شده است. امامی و همکارانش شکل‌گیری چنین بافتی (A)را برای فاز آستنیت نمونه زنگ‌نزن دوفازی SAF 2205 با سرعت چرخشی 400 rpm و سرعت پیشروی 50 mm/min نیز گزارش کرده‌اند. با توجه به اصول سازوکار CDRX و این موضوع که هیچ گونه مراحل مجزای جوانه زنی و رشد در آن وجود ندارد، این سازوکار سبب تغییر بافت تغییر شکل اعمالی از طرف ابزار در حین FSW نمی‌شود [16و18]. بنابراین انتظار می‌رود که در صورت وقوع این مکانیزم، بافت تغییر شکل برشی در SZ باقی بماند. نتایج مربوط به آنالیز صورت گرفته درباره بافت شکل گرفته در ناحیه همزده حضور اجزای بافت برشی را نشان می دهد. این نتایج به طور ضمنی وقوع سازوکار CDRX در ناحیه همزده ایجاد شده در حین جوشکاری را تایید می کند.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

4-نتیجه گیری

تحولات ریزساختاری و بافتی فولاد زنگ نزن آستنیتی در فرآیند FSW مطالعه شد. اصلاح ریزساختاری شدیدی در اثر وقوع تبلور مجدد دینامیکی در ناحیه همزده مشاهده شد. کسر بزرگی از مرزدانه های کوچک زاویه با وقوع بازیابی دینامیکی در ناحیه TMAZ و کسر بزرگی از مرزدانه های بزرگ زاویه با وقوع تبلور مجدد دینامیکی در ناحیه همزده توسعه یافتند. تصویر قطبی محاسبه شده نشان داد که اجزای بافت برشی A^*1 و A^*2 با چرخش ابزار در ناحیه همزده بوجود آمد. نتایج حاصل از داده‌های آماری از مرزدانه‌ها به همراه نتایج حاصل از مطالعات بافتی نشان داد که ریزساختار فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 304 با وقوع سازوکار تبلور مجدد دینامیکی پیوسته توسعه یافته است.

منابع

[1] Park, S.H.C., Sato, Y.S., Kokawa, H., Okamoto, K., Hirano, S., and Inagaki, M., "Microstructural characterisation of stir zone containing residual ferrite in friction stir welded 304 austenitic stainless steel", Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 10, pp. 550-556, 2005.

[2] Sato, Y.S., Nelson, T.W., Sterling, C.J., "Recrystallization in type 304L stainless steel during friction stirring", Acta Materialia, Vol. 53, pp. 637–645, 2005.

[3] Marchattiwar, A., Sarkar, A., Chakravartty, J.K., and Kashyap, B.P., "Dynamic recrystallization during hot deformation of 304 austenitic stainless steel", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 22, 2168–2175, 2013.

[4] Kou S, Welding Metallurgy, 2nd edition, John Wiley & Sons Publication, 2003.

[5] Tokita, S., Yokoyama, T., Kokawa, H., Sato, Y.S, Fujii, H.T, "Friction stir welding of grain boundary engineered 304 austenitic stainless steel", Proceeding of National Meeting of JWS, pp. 407-408, 2013.

[6] Mishra, R.S., Ma, Z.Y., "Friction stir welding and processing", Materials Science and Engineering R, Vol. 50, pp. 1–7, 2005.

[7] Humphreys, F.J., Hatherly, M., Recrystallization and related annealing phenomena, 2nd edition, Elsevier, 2004.

[8] Meran, C., Kovan, V., Alptekin, A., "Friction stir welding of AISI 304 austenitic stainless steel", Mat.-wiss. u. Werkstofftech, Vol. 10, pp. 829-835, 2007.

[9] Reynolds, A.P., Tang, W., Gnaupel-Herold, T., Prask, H., Structure, "properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds", Scripta Materialia, Vol. 48, pp. 1289–1294, 2003.

[10] Park, S.H.C., Sato, Y.S., Kokawa, H., Okamoto, K., Hirano, S., Inagaki, M., "Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding", Scripta Materialia, Vol. 49, pp. 1175–1180, 2003.

[11] Meran, C., Canyurt, O.E., "Friction Stir Welding of austenitic stainless steels", Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 43/1, pp. 432-439, 2010.

[12] Rezaei-Nejad S.S., Abdollah-zadeh A., Hajian M., Kargar F., Seraj R., "Formation of Nanostructure in AISI 316L Austenitic Stainless Steel by Friction Stir Processing", Procedia Materials Science, Vol. 11, pp. 397 – 402, 2015.

[13] Hajian M., Abdollah-zadeh A., Rezaei-Nejad S.S., Assadi H., Hadavi S.M.M., Chung K., Shokouhimehr M., "Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel", Materials and Design, Vol. 67, pp. 82-94, 2015.

[14] Liu F.C., Nelson T.W., "In-situ grain structure and texture evolution during friction stir welding of austenite stainless steel", Materials and Design, Vol. 115, pp. 467–478. 2017.

[15] م. جعفرزادگان، تاثیر پارامترهای جوشکاری همزن اصطکاکی بر خواص مکانیکی و ریزساختار فولاد زنگ نزن 304، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس، 1386.

[16] Emami S., Saeid T., Azari Khosroshahi R., "Microstructural evolution of friction stir welded SAF 2205 duplex stainless steel", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 739, pp. 678-689, 2018.

[17] Mironov, S., Sato, Y.S., Kokawa, H., "Microstructural evolution during friction stir-processing of pure iron", Acta Materialia, Vol. 56, pp. 2602–2614, 2008.

[18] Saeid, T., Abdollah-zadeh, A., Shibayanagi, T., Ikeuchi, K., 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.

[19] Cho, H.H., Han, H.N., Hong, S.T., Park, J.H., Kwon, Y.J., Kim, S.H., Steel, R.J., "Microstructural analysis of friction stir welded ferritic stainless steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 2889–2894, 2011.

[20] Beladi, H., Cizek, P., and Hodgson, P.D., "Dynamic recrystallization of austenite in Ni-30 Fe model alloy: microstructure and texture evolution", Metallurgical And Materials Transactions A, Vol. 40A, pp. 1175-1189, 2009.

[21] Mirzadeh, H., Cabrera, J.M., Najafizadeh, A., Calvillo, P.R., "EBSD study of a hot deformed austenitic stainless steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 538, pp. 236–245, 2012.

[22] Badiola, D.J., Iza-Mendia, A., Guti´errez, I., "Study by EBSD of the development of the substructure in a hot

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

deformed 304 stainless steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 394, pp. 445–454, 2005.
[23] Dehghan-Manshadi, A., Beladi, H., Barnett, M.R. and Hodgson, P.D., "Recrystallization in 304 austenitic stainless steel", Materials Science Forum, Vol. 467-470, pp, 1163-1168, 2004.
[24] Suwas, S., Ray, R.K., Crystallographic texture of materials, Springer, 2014.
[25] Santos, T.F.A., Torres, E.A., Lippold, J.C., and Ramirez, A.J., "Detailed microstructural characterization and restoration mechanisms of duplex and superduplex stainless steel friction-stir-welded joints", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 25(12), pp. 5173–5188, 2016.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]