

تحولات ریزساختاری در طی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱۶ به فولاد کم کربن St37*

امیرحسین خسروانی نژاد^(۱) مرتضی شمعیان^(۲) احمد رضائیان^(۳) مسعود عطاپور^(۴)

چکیده

در این مقاله به بررسی تحولات ریزساختاری اتصال غیرمشابه فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱۶ به فولاد کم کربن St37 جوشکاری شده با روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی پرداخته شده است. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخشی ۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۵۰ میلی متر بر دقیقه انجام شد. بررسی های فازی توسط آزمون پراش اشعه ایکس و آزمون طیف سنجی اشعه ایکس و بررسی های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شد. نتایج بررسی های فازی در مرز اتصال شواهدی از تشکیل کاربید و ترکیبات بین فلزی را نشان نداد. بررسی های ریزساختاری نیز نشان داد که بیشترین میزان کاهش اندازه دانه ها، در ناحیه اغتشاشی سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی رخ می دهد که دلیل آن تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته ناشی از تغییر شکل شدید همراه با دمای بالا در این ناحیه می باشد.

واژه های کلیدی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی؛ اتصال غیرمشابه؛ فولاد زنگ نزن آستنیتی؛ فولاد کم کربن.

Microstructural Evolution during Friction Stir Welding of Austenitic Stainless Steel AISI 316 to Low Carbon Steel St 37

A.H. Khosrovaninezhad M. Shamanian A. Rezaeian M. Atapour

Abstract

The microstructural evolution of dissimilar joining of austenitic stainless steel AISI 316 and low carbon steel St37 by friction stir welding has been investigated. Friction stir welding was carried out using a rotational speed of 600 rpm and a linear speed of 50 mm/min. The microstructure was characterized using a scanning electron microscope and optical microscopy. Also, possible phase transformations were determined using X-ray diffraction technique & electron diffraction spectroscopy. The results of phase investigations showed that no carbides and brittle phases were detected at the joined boundary. Microstructural investigations showed that the highest decrease in grain size occurred in the stir zone of the austenitic stainless steel which was attributed to discontinuous dynamic recrystallization caused by severe deformation imposed at high temperatures in this region.

Key Words friction stir welding; dissimilar joint; austenitic stainless steel; low carbon steel.

*نسخه ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۹/۲۸ و نسخه ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/۱۰/۱۴ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول: دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان.

(۲) استاد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان.

(۳) استادیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان.

(۴) استادیار دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان.

مقدمه

اتصالات غیرمشابه بین فولادهای زنگ نزن آستنیتی و فولادهای کم کربن در بسیاری از کاربردهای دما بالا مانند خطوط بخار نیروگاه‌ها، مبدل‌های حرارتی، رآکتورهای هسته‌ای و صنایع پتروشیمی کاربرد دارد. در این کاربردها بخش‌هایی از قطعه که در معرض دماهای پایین هستند، از فولاد کم کربن و بخش‌هایی که در دماهای بالاتر قرار دارند، از فولاد زنگ نزن آستنیتی ساخته می‌شوند [1]. دلیل استفاده از فولادهای کم کربن این است که در زیر دما و فشار معین، این فولادها به خوبی عمل نموده و از نظر اقتصادی نیز نسبت به فولادهای زنگ نزن مقرون به صرفه‌تر می‌باشند [2].

تاکنون محققین زیادی به بررسی این اتصالات غیرمشابه با استفاده از انواع روش‌های جوشکاری مانند: جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW) [1,3]، جوشکاری نقطه‌ای مقاومتی (RSW) [4]، جوشکاری اصطکاکی (FW) [3]، جوشکاری نقطه‌ای لیزر (LSW) [5] و جوشکاری پرتو الکترونی (EBW) [3] پرداخته‌اند. در این تحقیقات، تحولات ریزساختاری، خواص مکانیکی و خواص خوردگی اتصال مورد ارزیابی قرار گرفته است.

تحقیقات انجام شده نشان می‌دهد که تغییرات متالورژیکی ایجاد شده سبب تشکیل فاز فریت دلتا، فاز سیگما و خوردگی مرزدانه‌ای در فصل مشترک جوش شده و جدایش عناصر آلیاژی در حین انجماد را بدنبال دارد. علاوه براین، بدلیل تفاوت در ضریب انبساط و هدایت حرارتی، تنش حرارتی زیادی در اتصال غیرمشابه بوجود می‌آید. عیوب ذکر شده مربوط به حضور فاز مذاب در محل اتصال می‌باشد. اخیراً برای رفع این مشکلات، تحقیقات زیادی روی روش‌های ایجاد اتصال حالت جامد صورت گرفته است.

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) یکی از انواع جدید جوشکاری حالت جامد است که توسط انجمن جوشکاری (TWI) در سال ۱۹۹۱ اختراع شد

[6]. این روش ابتدا برای ایجاد اتصال فلزات سبک مانند آلومینیوم و منیزیم مورد استفاده قرار گرفت [7]. اما در سال‌های اخیر از این روش برای ایجاد اتصال فلزات با نقطه ذوب بالا مانند تیتانیم، نیکل و فولاد نیز استفاده شده است [8]. فاضل و همکاران اتصال لب رو لب جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSLW) تیتانیم خالص تجاری به فولاد زنگ نزن ۳۰۴ را بررسی نموده و به این نتیجه رسیدند که درحالی که فولاد زنگ نزن به عنوان لایه بالایی انتخاب شود، استحکام قابل قبول و نزدیک به استحکام تیتانیم خالص تجاری بدست می‌آید [8,9]. واتاناب و همکارانش اتصال غیرمشابه آلیاژ آلومینیوم- منیزیم به فولاد را بررسی کردند. آنها توانستند حداکثر استحکام کششی حدود ۸۶٪ استحکام آلیاژ آلومینیوم- منیزیم را بدست آورند. حداکثر استحکام در حالتی بدست آمد که آلیاژ آلومینیوم- منیزیم، به عنوان فلز نرم‌تر، در سمت پسرو (retreating side) قرار داشت. آنها دریافتند در صورتی که آلیاژ آلومینیوم- منیزیم در سمت پیشرو (advancing side) قرار گیرد، ایجاد اتصال غیرممکن است [10]. جعفرزادگان و همکاران نیز خواص مکانیکی و ریزساختار اتصال غیرمشابه فولاد زنگ نزن ۳۰۴ به فولاد کم کربن St۳۷ را بررسی نمودند. آنها گزارش کردند که پدیده تبلور مجدد در فولاد ۳۰۴ و فولاد St۳۷ باعث کاهش قابل ملاحظه اندازه دانه و در نتیجه افزایش سختی و استحکام در ناحیه جوش می‌شود [11]. از این رو، هدف از این تحقیق ایجاد اتصال بین فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱۶ و فولاد کم کربن St۳۷ و بررسی تحولات ریزساختاری اتصال می‌باشد.

مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱۶ و فولاد کم کربن St۳۷ به عنوان فلزات پایه استفاده شد که در جدول (۱) ترکیب شیمیایی آنها آورده شده است.

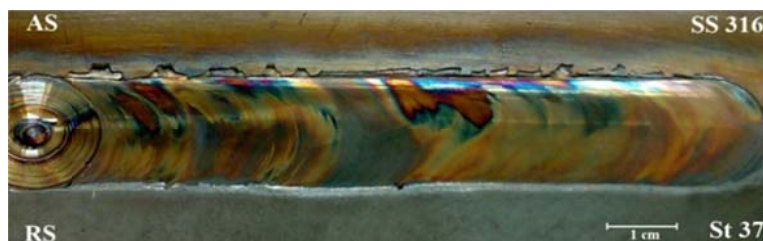
عیب می‌باشد. بررسی مقطع عرضی نمونه جوشکاری شده نیز عدم وجود عیب را نشان داد. دما در خط مرکزی اتصال و در سطح زیری ورق‌های جوشکاری شده با استفاده از ترموکوپل نوع K انعطاف پذیر اندازه گیری شد. بیشترین دما در این ناحیه ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد بدست آمد.

بررسی ریزساختار مناطق مختلف در دو مرحله صورت گرفت. ابتدا سمت فولاد کم کربن St37 توسط محلول نایتال ۲٪ و سپس سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ AISI بصورت الکترولیتی در محلول HNO_3 ۶۰٪ با ولتاژ ۱۰-۵ ولت و مدت زمان ۱۰-۵ ثانیه اچ و بررسی گردید. پس از آماده سازی نمونه‌ها، ارزیابی ریزساختاری با میکروسکوپ نوری NIKON-EPIPHOTO300 و میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips XL30 انجام شد. همچنین، برای آنالیز طیف سنجی اشعه ایکس میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips - Seron بکارگرفته شد. شناسایی فازهای تشکیل شده در محل اتصال با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس Philips - XPERT MPD با تیوب مس $\lambda=0.154 \text{ nm}$ در ۲۰KV و ۳۰mA انجام شد.

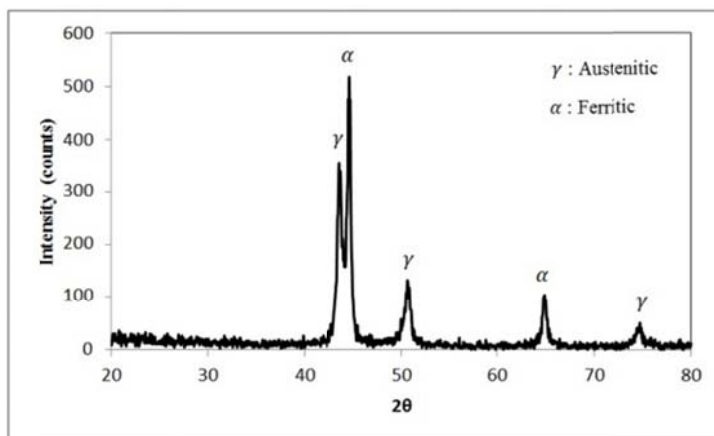
برای انجام جوشکاری، ورق‌هایی از فلزات پایه با ابعاد ۶ سانتی‌متر در ۱۰ سانتی‌متر و با ضخامت ۱/۵ میلی‌متر آماده سازی و اتصال بصورت لب به لب انجام شد. ابزار جوشکاری از جنس آلیاژ تنگستنی رنیوم‌دار با پین مخروط ناقص در نظر گرفته شد. ابزار جوشکاری دارای قطر شانه ۱۶ میلی‌متر، طول پین ۱/۲۵ میلی‌متر، قطر قسمت بالای پین ۴/۵ میلی‌متر و قطر قسمت پایین پین ۳/۵ میلی‌متر بود. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از دستگاه فرز و با سرعت چرخشی ۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت خطی ۵۰ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. در این تحقیق و با توجه به استحکام بالاتر فولاد ۳۱۶ نسبت به فولاد St37، فولاد St37 در سمت پیرو و فولاد ۳۱۶ در سمت پیشرو قرار داده شد. تحقیقات نشان می‌دهد که در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی سمت پیشرو دمای بالاتری را تجربه می‌کند. بنابراین، برای دستیابی به سیلان یکسانی از مواد در محل اتصال، فلز با استحکام بالاتر در سمت پیشرو قرار داده می‌شود [10,12,13]. جهت حفاظت از منطقه جوش در حین جوشکاری، دمش گاز آرگون با دبی حدود ۱۸ لیتر بر دقیقه در نظر گرفته شد. در شکل (۱) سطح ظاهری نمونه جوش آورده شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، سطح جوش عاری از

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فلزات پایه (درصد وزنی)

	Fe	Si	Mn	Mo	Ni	Cr	C
St37	بقیه	۰/۱۶	۰/۹۲	۰/۰۱	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۰۹
۳۱۶	بقیه	۰/۲۸	۱/۱	۲/۵۹	۱۱/۷	۱۶/۳	۰/۰۵



شکل ۱ سطح نمونه جوشکاری شده



شکل ۲ الگوی پراش اشعه ایکس نمونه جوشکاری شده

مربوطه نیست، در محل آنالیز طیف سنجی اشعه ایکس (EDS) انجام شد شکل (۳). همان‌طور که در شکل دیده می‌شود، فولاد St۳۷ در سمت چپ و فولاد ۳۱۶ در سمت راست فصل مشترک قرار گرفته‌اند. برای بررسی نفوذ عناصر در عرض فصل مشترک و بررسی احتمال تشکیل کاربیدها و ترکیبات بین فلزی، آنالیز اسکن خطی و نقطه‌ای انجام شد. آزمون طیف سنجی اشعه ایکس، توزیع عناصر آهن، کرم، نیکل و مولیبدن را در عرض فصل مشترک نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با حرکت از سمت فولاد St۳۷ به سمت فولاد ۳۱۶، درصد وزنی عناصر کرم، نیکل و مولیبدن افزایش و درصد وزنی آهن کاهش می‌یابد. نتایج نشان می‌دهد در فصل مشترک اتصال، به دلیل بالا رفتن دما حین جوشکاری، نفوذ عناصر آلیاژی اتفاق افتاده است اما تمرکز عناصر آلیاژی برای تشکیل کاربید و یا سایر محصولات بین فلزی وجود ندارد. بنابراین، به نظر می‌رسد که کاربید و یا ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک اتصال تشکیل نشده است. دلیل عدم تشکیل کاربید و ترکیبات بین فلزی این است که تشکیل این فازها در محل اتصال نیاز به قرارگیری در دمای بالا برای مدت زمان طولانی دارد که این شرایط در جوشکاری اصطکاکی فولادها مهیا نمی‌باشد. محققان نیز در زمینه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی

نتایج و بحث

تشکیل و توزیع فازها

برای بررسی احتمال تشکیل کاربیدها و ترکیبات بین فلزی در محل اتصال، آنالیز پرتو اشعه ایکس (XRD) انجام شد که در شکل (۲) آورده شده است. با توجه به بالا رفتن دما، احتمال تشکیل فازها و ترکیبات بین فلزی در محل اتصال زیاد بود. اما همان‌طور که در شکل (۲) دیده می‌شود، نتیجه پراش پرتو ایکس برای نمونه‌های مختلف حاکی از عدم تشکیل فازها و ترکیبات بین فلزی بوده و تنها پیک‌های شناسایی شده مربوط به فازهای قریت و آستنیت می‌باشد. به نظر می‌رسد، با وجود بالا رفتن دما حین جوشکاری، بدلیل سرد شدن سریع محل اتصال، فاز دیگری غیر از آستنیت و قریت تشکیل نشده است. این در حالی است که تحقیقات صورت گرفته در زمینه اتصالات ذوبی بین فولادهای کربنی و فولادهای زنگ نزن آستنیتی، تشکیل کاربیدها و فازهای ترد را در محل اتصال نشان می‌دهند [1,3]. همچنین، تشکیل کاربیدهای غنی از کرم در برخی از فرایندهای حالت جامد مانند اتصال نفوذی و جوشکاری اصطکاکی نیز گزارش شده است [14,15].

به منظور بررسی دقیق‌تر محل اتصال و با توجه به اینکه اگر مقدار فاز تشکیل شده کمتر از ۵٪ باشد، دستگاه آنالیز پراش پرتو ایکس قادر به شناسایی فاز

همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، در ناحیه اغتشاشی ساختار پوست پیازی (onion ring) که معمولاً در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم دیده می‌شود، وجود ندارد. تحقیقات نشان می‌دهد که پوست پیازی‌ها بدلیل یک تغییر شدید در اندازه دانه‌ها و یا تغییر شدید در دانسیته رسوبات در ناحیه اغتشاشی بوجود می‌آیند [6]. با این وجود، در زمینه فولادها، تشکیل ناحیه پوست پیازی گزارش نشده است [11,17]. دلیل عدم تشکیل این ناحیه در فولادها می‌تواند مربوط به استحاله‌های چند شکلی (allotropic) در طی سرد شدن باشد [11,16].

شکل (۵) دیاگرام فازی آهن-کربن و تغییرات ریزساختاری مربوط به فولاد کم کربن St37 را در دماهای مختلف نشان می‌دهد.

فولادها، عدم تشکیل کاربید و ترکیبات بین فلزی را در محل اتصال گزارش کرده‌اند [11,16].

ریزساختار

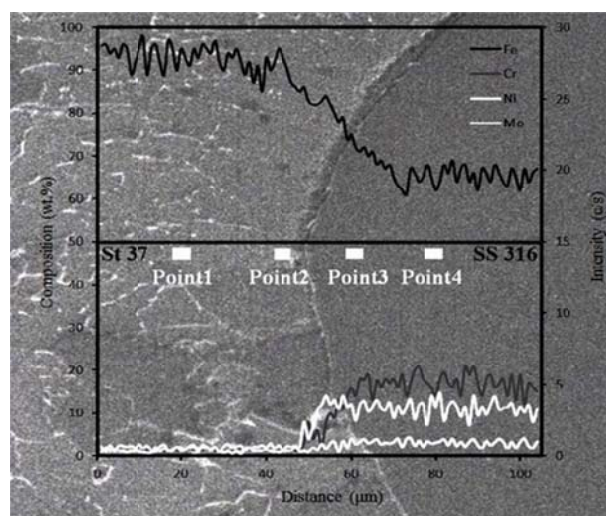
شکل (۴) تصویری با بزرگنمایی کم از مقطع عرضی جوش را نشان می‌دهد. در شکل (۴) چندین ناحیه ریزساختاری مجزا مشاهده می‌شود. بررسی‌های ریزساختاری نشان می‌دهد که غیر از فلزات پایه (ناحیه ۱ و ۶) چهار ناحیه ریزساختاری دیگر در محل اتصال وجود دارند:

الف) ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) در سمت فولاد St37 (ناحیه ۲)

ب) ناحیه اغتشاشی (SZ) در سمت فولاد St37 (ناحیه ۳)

ج) ناحیه اغتشاشی (SZ) در سمت فولاد ۳۱۶ (ناحیه ۴)

د) ناحیه متأثر از فرایند ترمومکانیکی (TMAZ) در سمت فولاد ۳۱۶ (ناحیه ۵)

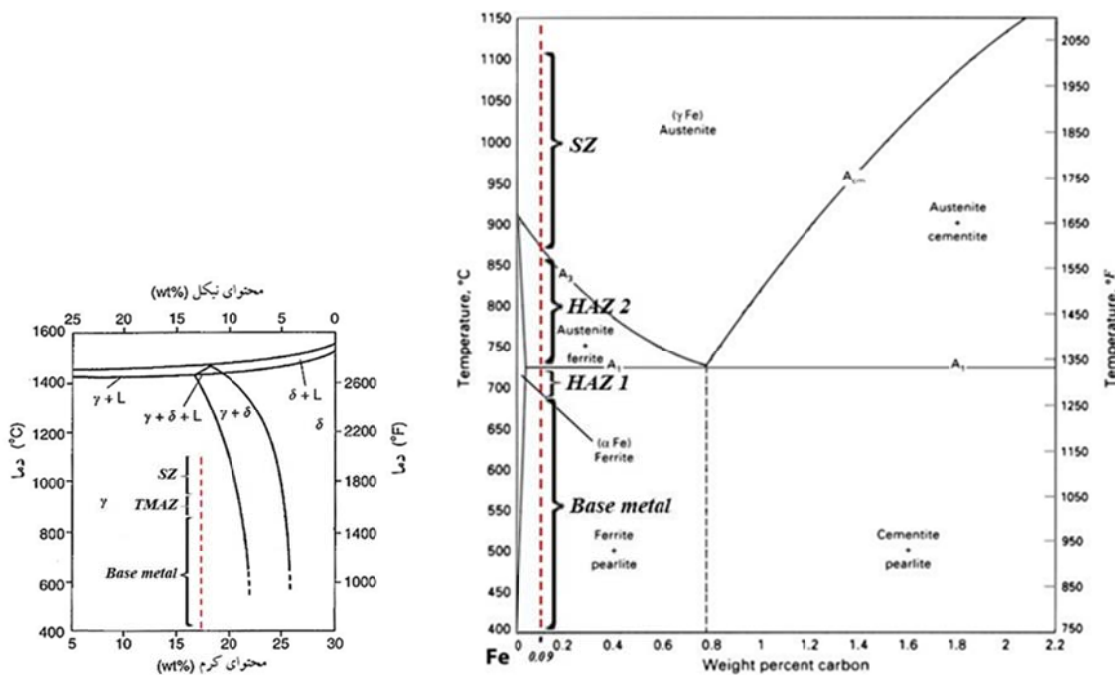


wt. %				
	Point 1	Point 2	Point 3	Point 4
Fe	92.9	83.1	66.3	64.1
Cr	2.4	8.4	16.8	18.5
Ni	2.8	6.8	13.2	13.3
Mo	1.9	1.8	3.5	4.7

شکل ۳ آنالیز طیف سنجی اشعه ایکس خطی و نقطه‌ای در طول فصل مشترک اتصال در ناحیه SZ



شکل ۴ تصویر با بزرگنمایی کم از مقطع عرضی نمونه جوشکاری شده



شکل ۶ نمودار شبه دو تایی سیستم آهن-کرم-نیکل در ۰.۷٪ آهن و تغییرات ریزساختاری مربوط به فولاد AISI ۳۱۶

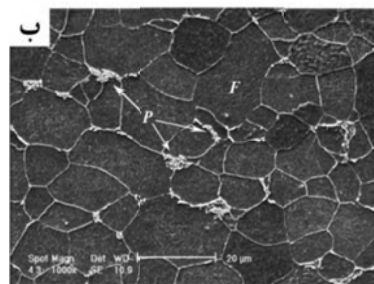
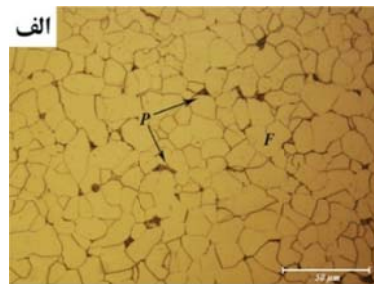
شکل ۵ دیاگرام فازی آهن-کربن و تغییرات ریزساختاری مربوط به فولاد کم کربن St۳۷

فلزات پایه

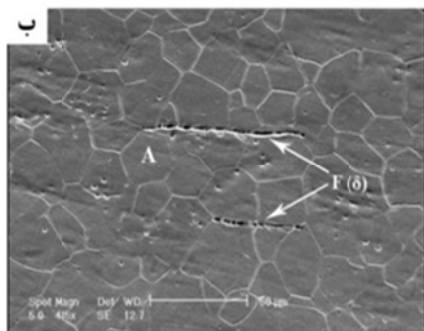
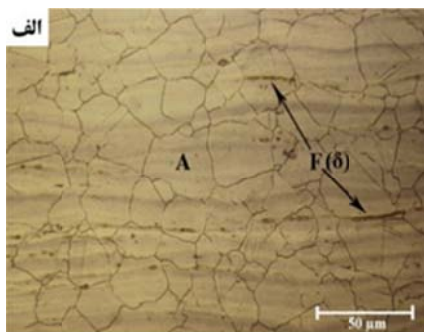
شکل (۷) الف تصویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه فولاد St۳۷ را نشان می‌دهد. فولاد St۳۷ دارای زمینه فریتی (F) با میانگین اندازه دانه ۱۴ میکرومتر و حدود ۰.۵٪ پرلیت (P) می‌باشد. در این تصویر، دانه‌های فریت با رنگ روشن و دانه‌های پرلیت به رنگ تیره دیده می‌شوند. شکل (۷) ب نیز تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی این فلز پایه را نشان می‌دهد. در این تصویر زمینه فریتی به صورت تیره و دانه‌های پرلیت با رنگ روشن مشخص شده است.

شکل (۶) نیز نمودار شبه دو تایی سیستم آهن-کرم-نیکل در ۰.۷٪ آهن و تغییرات ریزساختاری مربوط به فلز پایه، ناحیه متأثر از فرایند ترمومکانیکی و ناحیه اغتشاشی برای فولاد AISI ۳۱۶ را نشان می‌دهد. دقت شود که دیاگرام‌های نشان داده شده در شکل (۵ و ۶) دیاگرام‌های تعادلی می‌باشند. این در حالی است که در فرایند جوشکاری بدلیل سرعت سریع گرمایش و سرمایش محل اتصال، استحاله‌ها به صورت غیرتعادلی رخ می‌دهند. لذا دیاگرام‌ها تنها برای بررسی استحاله‌های احتمالی که در دماهای مختلف انجام می‌شوند آورده شده است. در ادامه، نواحی مختلف ریزساختاری مورد بررسی قرار خواهند گرفت.

های پرلیت درشت در زمینه فریت اولیه دیده می‌شود. طبق دیاگرام فازی آهن-کربن شکل (۵)، این ناحیه در معرض دمای نزدیک به A_1 قرار گرفته و به دلیل افزایش دما، سرعت نفوذ کربن افزایش یافته و در نتیجه دانه‌های پرلیت اولیه رشد کرده‌اند.

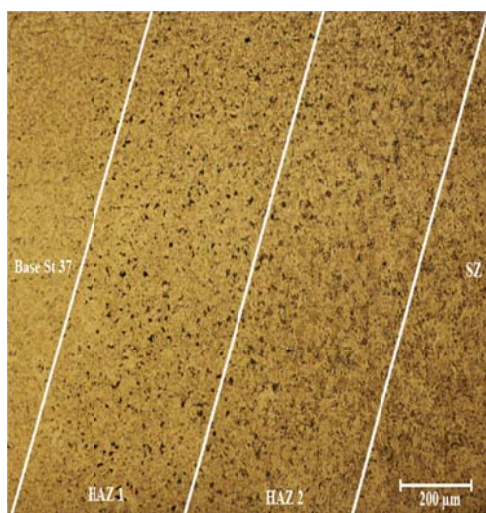


شکل ۷ تصاویر میکروسکوپ (الف) نوری و (ب) الکترونی، مربوط به ریزساختار فلز پایه فولاد St37



شکل (۸) الف و ب به ترتیب تصویر میکروسکوپ نوری و الکترونی از فلز پایه فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱۶ را نشان می‌دهد. فلز پایه شامل دانه‌های آستنیت (A) هم محور با میانگین اندازه دانه ۲۳ میکرومتر می‌باشد. در این تصاویر، دانه‌های فریت (F) کشیده شده در جهت نورد نیز دیده می‌شوند.

شکل ۸ تصاویر میکروسکوپ (الف) نوری و (ب) الکترونی، مربوط به ریزساختار فلز پایه فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI ۳۱۶

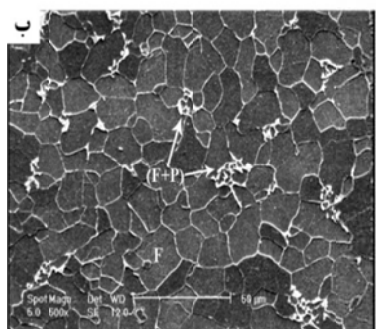
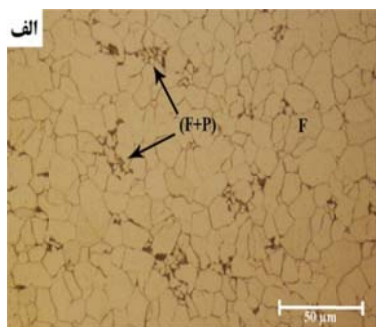


شکل ۹ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ناحیه HAZ در سمت فولاد St37

ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) در سمت فولاد St37
 ناحیه متأثر از حرارت در طی FSW دچار هیچ‌گونه تغییر شکلی نمی‌شود، بنابراین مشابه ناحیه متأثر از حرارت در جوشکاری ذوبی است. با این وجود، در FSW بدلیل حرارت‌های ورودی کمتر، تغییرات متالورژیکی کمی در HAZ بوجود می‌آید. به همین دلیل ناحیه HAZ یک ناحیه باریک می‌باشد که در شکل (۴) نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل (۹) دیده می‌شود، ناحیه HAZ دارای دو ناحیه ریزساختاری مجزا می‌باشد که در ادامه شرح داده می‌شود.

شکل (۱۰) ناحیه HAZ 1 را نشان می‌دهد. در این ناحیه که در نزدیکی فلز پایه St37 می‌باشد، دانه-

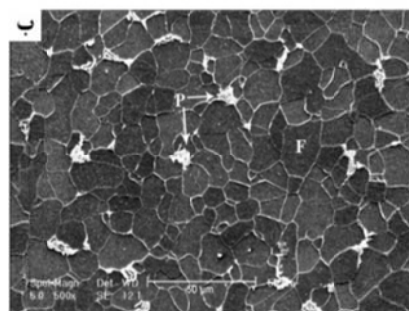
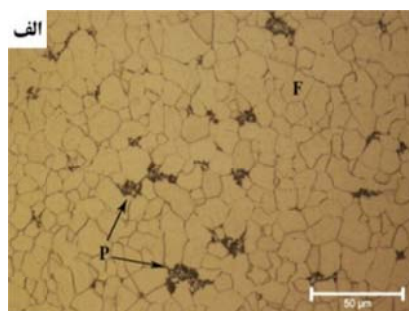
قرار گیرند. بدین ترتیب، تغییرات ریزساختاری بسیار کمی در نواحی اطراف جوش اتفاق افتاده و تشخیص آن به عنوان یک ناحیه مجزا بسیار دشوار می‌شود. تحقیقات صورت گرفته در زمینه فولادهای زنگ نزن آستنیتی نیز نتایج مشابهی را نشان می‌دهد [11,17].



شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ (الف) نوری و (ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه HAZ 2.

ناحیه متأثر از عملیات ترمومکانیکی (TMAZ) در سمت فولاد ۳۱۶

ناحیه TMAZ ناحیه‌ای بسیار باریک، بین فلز پایه فولاد ۳۱۶ و ناحیه اغتشاشی در سمت فولاد ۳۱۶ می‌باشد شکل (۴). شکل (۱۲) ریزساختار این ناحیه را نشان می‌دهد که شامل دانه‌های آستنیت تغییر شکل یافته است. مواد در ناحیه TMAZ نسبت به ناحیه اغتشاشی، دماها و کرنش‌های کمتری را تجربه می‌کنند. بنابراین، به نظر می‌رسد که در این ناحیه بازیابی دینامیکی عامل تغییر شکل دانه‌ها است. تحقیقات انجام شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM)، چگالی بالایی از نابجایی‌ها و مرزهای فرعی در این ناحیه را نشان می‌دهد که ویژگی بازیابی دینامیکی است



شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ (الف) نوری و (ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه HAZ 1

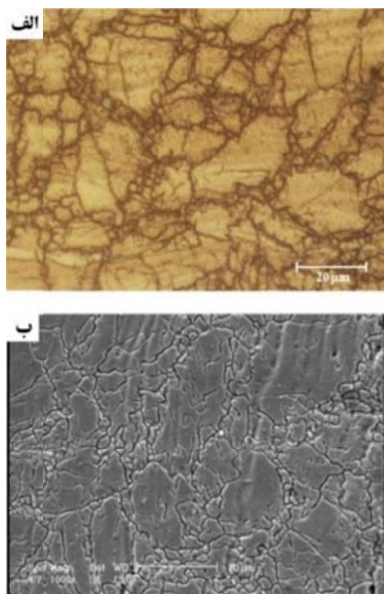
شکل (۱۱) ناحیه 2 HAZ را نشان می‌دهد. در جوشکاری ذوبی به این ناحیه، ناحیه HAZ ریزدانه جزئی گفته می‌شود. طبق دیاگرام فاز آهن-کربن شکل (۵) این ناحیه در معرض دمای بین A_1 و A_3 قرار می‌گیرد. در این ناحیه دانه‌های پرلیت به آستنیت استحاله یافته و کمی به داخل دانه‌های فریت اولیه رشد می‌کنند. سپس در طی سرد شدن، آستنیت به دانه‌های بسیار ریز فریت و پرلیت تبدیل می‌شود. در این محدوده دمایی، دانه‌های فریت اولیه تحت تاثیر قرار نمی‌گیرند. تحقیقات انجام شده در زمینه جوشکاری ذوبی و جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولادها، تشکیل این ناحیه را گزارش کرده‌اند [11,16,18].

در این تحقیق، ناحیه متأثر از حرارت در سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ به عنوان یک ناحیه مجزا مشاهده نشد. دلیل عدم مشاهده این ناحیه در فولادهای زنگ نزن آستنیتی می‌تواند مربوط به میزان رسانایی حرارتی کم این فولادها در مقایسه با سایر فولادها باشد. رسانایی حرارتی کم سبب می‌شود که حرارت نسبتاً کمی به خارج از ناحیه جوش انتقال یافته و در نتیجه نواحی اطراف جوش تحت تاثیر حرارت کمتری

تواند مربوط به تغییر استحاله‌های چند شکلی در طی سیکل سرد شدن باشد که سبب تخریب ویژگی‌های بازیابی دینامیکی می‌شود [11].

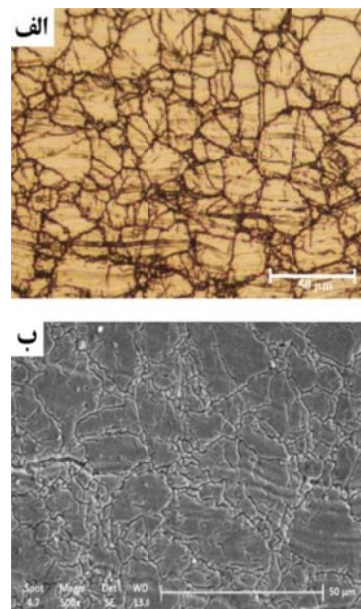
ناحیه اغتشاشی (SZ)

ناحیه اغتشاشی یکی از نواحی اصلی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی محسوب می‌شود. مواد در این ناحیه، تغییر شکل بسیار شدید همراه با حرارت نسبتاً بالایی را تجربه می‌کنند. این تغییر شکل و حرارت بالا زمینه را برای وقوع پدیده تبلور مجدد فراهم می‌سازد. در این ناحیه دانه‌های ریز تبلور مجدد یافته مشاهده می‌شود. تحقیقات نشان می‌دهد که مکانیزم تبلور مجدد در این ناحیه به نوع ماده بستگی دارد. در فلزات با انرژی نقص چیدن بالا مانند آلیاژهای آلومینیوم و فولادهای فریتی، مکانیزم تبلور مجدد غالب، مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی پیوسته است. این در حالی است که در فلزات با انرژی نقص چیدن پایین مانند فولادهای زنگ نزن آستنیتی، مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته به‌عنوان مکانیزم غالب معرفی شده است [16,20,21].



شکل ۱۳ تصویر میکروسکوپ (الف) نوری و (ب) الکترونی، از مرز بین ناحیه TMAZ و SZ در سمت فولاد ۳۱۶

[11,17,19]. همان‌طور که بیان شد، ناحیه TMAZ در نزدیکی ناحیه SZ قرار دارد. با حرکت از سمت ناحیه TMAZ به سمت ناحیه SZ انتظار می‌رود که بدلیل وجود مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی در ناحیه SZ، ریزساختاری با دانه‌های آستنیت تبلور مجدد یافته مشاهده شود. بنابراین، شروع ناحیه SZ می‌تواند شواهدی از مکانیزم تبلور مجدد در این ناحیه را نشان دهد. در شکل (۱۳) تصویری از مرز ناحیه TMAZ و ناحیه SZ آورده شده است. در این تصویر، دانه‌های ریز آستنیت در مرز دانه‌های آستنیت اولیه دیده می‌شود. در این ناحیه نابجایی‌ها در مرز دانه‌ها تجمع یافته و از محل تجمع نابجایی‌ها در مرز دانه‌ها، جوانه‌زنی و رشد دانه‌های جدید آستنیت اتفاق افتاده است. این تجمع نابجایی‌ها در مرز دانه‌ها و جوانه‌زنی و رشد دانه‌های جدید، شواهدی از مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته است که برای فلزات با انرژی نقص چیدن کم مانند فولادهای زنگ نزن آستنیتی پیشنهاد شده است [16,20,21].

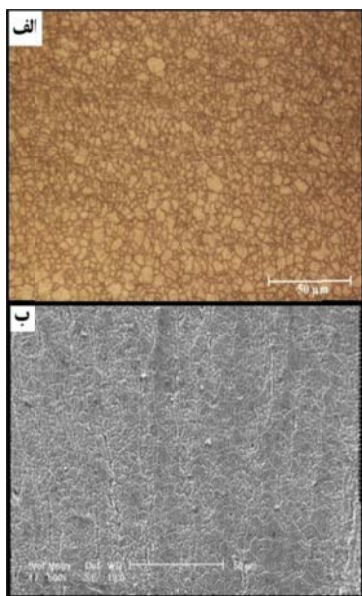


شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ (الف) نوری و (ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه TMAZ در سمت فولاد ۳۱۶

ناحیه TMAZ در سمت فولاد St37 مشاهده نشد. عدم تشکیل این ناحیه در سمت فولاد St37 می-

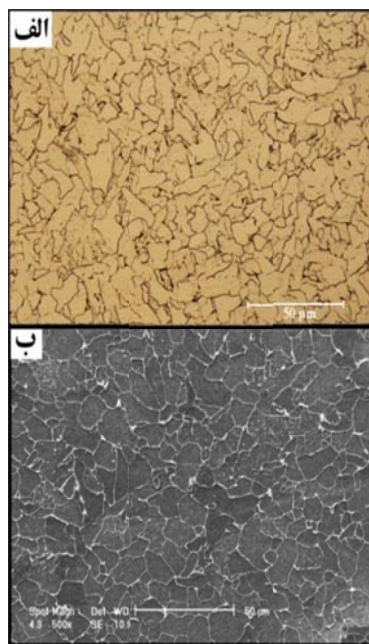
طی سیکل سرد شدن، ویژگی‌های تبلور مجدد دینامیکی در این ناحیه را از بین می‌برد [11,16].

ب) ناحیه اغتشاشی (SZ) در سمت فولاد ۳۱۶. شکل (۱۵) ناحیه اغتشاشی در سمت فولاد ۳۱۶ را نشان می‌دهد. بدلیل تغییر شکل شدید و دمای بالا، دانه‌های آستنیت در این ناحیه تحت تبلور مجدد دینامیکی قرار می‌گیرند. همانطور که اشاره شد، بدلیل اینکه فولادهای زنگ نزن آستنیتی، انرژی نقص چیدن کمی دارند، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته در این ناحیه رخ می‌دهد. نمودار شبه دوتایی سیستم آهن-گرم-نیکل در ۷۰٪ آهن شکل (۶) نشان می‌دهد که بر خلاف فولاد St3۷، در فولاد ۳۱۶ هیچ‌گونه تغییر فازی پس از جوشکاری اتفاق نمی‌افتد. میانگین اندازه دانه‌ها در این ناحیه به ۴/۹ میکرومتر کاهش می‌یابد. به نظر می‌رسد که به همین دلیل فرایند تبلور مجدد در این ناحیه بطور کامل انجام شده و اندازه دانه‌های آستنیت نسبت به سمت فولاد St3۷ کاهش بیشتری داشته است. جعفرزادگان و همکاران نیز گزارش کرده‌اند که اندازه دانه‌ها در سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی نسبت به سمت فولاد کم کربن، کاهش بیشتری داشته است [11].



شکل ۱۵ تصاویر میکروسکوپ (الف) نوری و (ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه SZ در سمت فولاد ۳۱۶

الف) ناحیه اغتشاشی (SZ) در سمت فولاد St3۷. شکل (۱۴) ناحیه اغتشاشی در سمت فولاد St3۷ را نشان می‌دهد. دیاگرام فازی آهن-کربن شکل (۵) نشان می‌دهد که این ناحیه تا دمای بالاتر از A_3 حرارت می‌بیند. در نتیجه، ریزساختار فریتی-پرلیتی به ریزساختار آستنیتی تبدیل می‌شود. در طی سیکل سرد شدن جوش، در محدوده‌ی دمایی بین دمای A_3 و A_1 ، دانه‌های فریت در مرز دانه‌های آستنیت اولیه تشکیل می‌شوند. در ادامه‌ی سیکل سرد شدن و در زیر دمای A_1 ، آستنیت باقیمانده به فریت تبدیل می‌شود. به نظر می‌رسد که بدلیل سرعت سرد شدن سریع در طی جوشکاری، پرلیت زمان کافی برای جوانه زنی و رشد نداشته است.



شکل ۱۴ تصاویر میکروسکوپ (الف) نوری و (ب) الکترونی، از ریزساختار ناحیه SZ در سمت فولاد St3۷

در این ناحیه، پدیده تبلور مجدد به ریز شدن دانه‌ها کمک می‌کند. میانگین اندازه دانه‌ها در این ناحیه به ۹/۱ میکرومتر کاهش می‌یابد. با توجه به اینکه دما به بالاتر از A_3 می‌رسد و ریزساختار آستنیتی تشکیل می‌شود، در حین تغییر شکل، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته در این ناحیه اتفاق می‌افتد. با این وجود گزارش شده است که تغییر فازهای صورت گرفته در

نتیجه گیری

بین فلزی می تواند مربوط به مدت زمان بسیار کم قرارگیری در دمای بالا باشد. ناحیه اغتشاشی در سمت فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ بیشترین کاهش اندازه دانه را نشان داد که دلیل آن تبلور مجدد دینامیکی ناشی از تاثیر همزمان تغییر شکل شدید و دمای بالا می باشد.

طبق بررسی های فازی در فصل مشترک اتصال، با وجود اینکه نفوذ عناصر آلیاژی اتفاق افتاده است، اما هیچگونه شواهدی از تشکیل کاربید و ترکیبات بین فلزی مشاهده نشد. دلیل عدم تشکیل کاربید و ترکیبات

مراجع

1. Celik, A., Alsaran, A., "Mechanical and Structural Properties of Similar and Dissimilar Steel Joints", *Materials Characterization*, Vol. 43, pp. 311-318, (1999).
2. Lippold, J.C., Kotecki, D.J., "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels", Wiley-Interscience, (2005).
3. Arivazhagan, N., Singh, S., Prakash, S., Reddy, G.M., "Investigation on AISI 304 Austenitic Stainless Steel to AISI 4140 low Alloy Steel Dissimilar Joints by Gas Tungsten Arc, Electron Beam and Friction Welding", *Materials & Design*, Vol. 32, pp. 3036-3050, (2011).
4. Marashi, P., Pouranvari M., Amirabdollahian S., Abedi A., Goodarzi M., "Microstructure and Failure Behavior of Dissimilar Resistance Spot Welds Between low Carbon Galvanized and Austenitic Stainless Steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 480, pp. 175-180, (2008).
5. Torkamany, M.J., Sabbaghzadeh J., Hamed M.J., "Effect of Laser Welding Mode on the Microstructure and Mechanical Performance of Dissimilar Laser Spot Welds Between Low Carbon and Austenitic Stainless Steels", *Materials & Design*, Vol. 34, pp. 666-672, (2012).
6. Mishra, R.S., Ma Z.Y., "Friction Stir Welding and Processing", *Materials Science and Engineering R*, Vol. 50, pp. 1-78, (2005).
7. Thomas, W.M., Threadgill, P.L., Nicholas E.D., "Feasibility of Friction Stir Welding Steel", *Science and Technology of Welding & Joining*, Vol. 4, pp. 365-372, (1999).
8. Fazel-Najafabadi, M., Kashani-Bozorg S.F., Zarei-Hanzaki A., "Joining of CP-Ti to 304 stainless steel using friction stir welding technique", *Materials & Design*, Vol. 31, pp. 4800-4807, (2010).
9. Fazel-Najafabadi, M., Kashani-Bozorg, S.F., Zarei-Hanzaki A., "Dissimilar lap joining of 304 stainless steel to CP-Ti employing friction stir welding", *Materials & Design*, Vol. 32, pp. 1824-1832, (2011).
10. Watanabe, T., Takayama, H., Yanagisawa, A., "Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 178, pp. 342-349, (2006).
11. Jafarzadegan, M., Feng, A.H., Abdollah-zadeh, A., Saeid, T., Shen, J., Assadi, H., "Microstructural Characterization in Dissimilar Friction Stir Welding Between 304 Stainless Steel and st37 Steel", *Materials Characterization*, Vol. 74, pp. 28-41, (2012).
12. Chung, Y.D., Fujii, H., Sun, Y., Tanigawa, H., "Interface Microstructure Evolution of Dissimilar

- Friction Stir butt Welded F82H Steel and SUS304", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, pp. 5812-5821, (2011).
13. Bang, H., Bang, H., Jeon, G., Oh, I., Ro, C., "Gas Tungsten Arc Welding Assisted Hybrid Friction Stir Welding of Dissimilar Materials Al6061-T6 Aluminum Alloy and STS304 Stainless Steel", *Materials & Design*, Vol. 37, pp. 48-55, (2012).
 14. Kurt, B., "The Interface Morphology of Diffusion Bonded Dissimilar Stainless Steel and Medium Carbon Steel Couples", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 190, pp. 138-141, (2007).
 15. Hascalik, A., Unal E., Ozdemir, N., "Fatigue Behaviour of AISI 304 steel to AISI 4340 Steel Welded by Friction Welding", *Journal of Materials Science*, Vol. 41, pp. 3233-3239, (2006).
 16. Lienert, T. J., Grimmett, B.B., Warke, R.W., "Friction Stir Welding Studies on Mild Steel", *Welding Journal*, Vol., pp. 1-9, (2003).
 17. Park, S.H.C., Sato, Y.S., Kokawa, H., Okamoto, K., Hirano, S., 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).
 18. Kou S., "Welding metallurgy", Cambridge Univ Press, (2002).
 19. 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).
 20. Rollett, A., Humphreys, F.J., Rohrer, G.S., "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", *Elsevier Science*, (2004).
 21. Saeid, T., Abdollah-zadeh, A., Assadi, H., 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).
-