

بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد دوفازی فریتی/مارتنزیتی DP700 جوشکاری شده به روش اصطکاکی همزدنی

مهدی محمودی نیا^۱، امیرحسین کوبی^۲، مسعود گودرزی^{۳*}

۱- دانشجوی دکتری، دانشکده متالورژی و مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

۲- استاد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران.

۳- دانشیار، دانشکده متالورژی و مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

*عهده‌دار مکاتبات: mgoodarzi@iust.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۵/۰۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۰۸/۱۶

چکیده: در تحقیق حاضر، به بررسی اثر متغیر سرعت پیشروی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال فولاد دوفازی DP700 جوشکاری شده به روش اصطکاکی همزدنی پرداخته شده است. جوشکاری در سرعت دورانی ۸۰۰ rpm و سرعت‌های پیشروی ۵۰ و ۱۰۰ mm/min انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی و ارزیابی خواص مکانیکی توسط آزمون‌های سختی‌سنجی و کشش صورت گرفت. نتایج ریزساختاری نشان داد منطقه همزده شامل فازهای بینیت، فریت سوزنی و فریت پلی‌گونال است. همچنین مشخص شد که منطقه متأثر از حرارت، با توجه به پیک دمایی در قسمت‌های مختلف، به سه ناحیه درونی (پیک دمایی بالاتر از دمای بحرانی Ac₃)، ناحیه میانی (پیک دمایی بین دماهای بحرانی Ac₁ و Ac₃) و ناحیه بیرونی (پیک دمایی کمتر از دمای بحرانی Ac₁) قابل تفکیک است. همچنین مشخص شد که در ناحیه متأثر از حرارت بیرونی فاز مارتنزیت تمپر شده و شدت تمپر در این منطقه با افزایش سرعت پیشروی ابزار، به دلیل کاهش نرخ حرارت ورودی، کم می‌شود. بررسی‌های سختی‌سنجی نشان داد که افت سختی در منطقه نرم شده با افزایش سرعت پیشروی از ۲۸ به ۲۰ ویکرز کاهش پیدا می‌کند. بیشترین سختی اتصال مربوط به منطقه همزده بود که افزایش سرعت پیشروی مقدار متوسط آن از ۳۴۵ به ۳۷۵ ویکرز افزایش یافت. نتایج آزمون کشش نشان داد که استحکام نهایی اتصالات ایجاد شده کمتر از فلز پایه (۷۲۳MPa) می‌باشد و با افزایش سرعت پیشروی از ۶۶۲ به ۶۷۱MPa افزایش می‌یابد. همچنین مشاهده شد که افزایش سرعت پیشروی از ۵۰ به ۱۰۰ mm/min باعث بهبود ۲/۶٪ از دیاد طول می‌شود.

واژه‌های کلیدی:

جوشکاری اصطکاکی همزدنی، فولاد دوفازی فریتی/مارتنزیتی، تمپر شدن مارتنزیت، خواص کششی.

۱- مقدمه

فولادهای دوفازی فریتی/مارتنزیتی شامل جزایری از فاز سخت مارتنزیت است که در یک زمینه نرم فریتی پراکنده شده‌اند. با توجه به ویژگی‌های مطلوبی که فولادهای دوفازی فریتی/مارتنزیتی نسبت به فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا^۲ (HSLA) از خود نشان داده‌اند، جایگزین این فولادها در صنعت خودرو

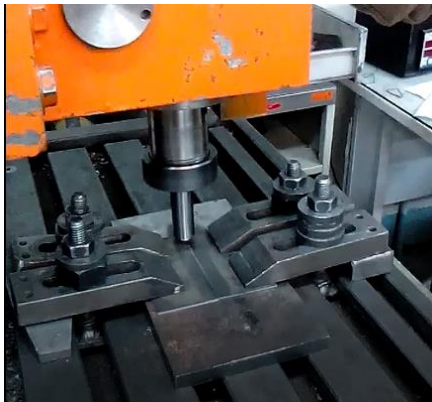
فولادهای دوفازی فریتی/مارتنزیتی گروهی از فولادهای پیشرفته استحکام بالا^۱ هستند که اولین بار در اواخر دهه ۷۰ میلادی مطرح شدند و از سال ۲۰۰۰ میلادی به بعد تحقیقات بسیاری بر روی این فولادها انجام شده است [۱-۲]. ریزساختار

جوشکاری آلیاژهای آلومینیوم بکار گرفته شد [۱۵]. ایده اصلی جوشکاری اصطکاکی همزدنی بسیار ساده است. یک ابزار دوآر غیر مصرف شونده به همراه یک پین به داخل قطعه کار فرو رفته و در راستای خط اتصال حرکت می‌کند. دو طرف قطعه - کار در کنار هم محکم نگه داشته می‌شوند و سپس پین ابزار وارد خط اتصال بین این دو شده و همراه با چرخش طول خط اتصال را طی می‌کند. به دلیل اصطکاک بین ابزار و قطعه کار و کمی بعد تغییر شکل پلاستیک در قطعه کار حرارت ایجاد می‌شود. حرارت تولید شده باعث نرم شدن مواد اطراف پین شده و ترکیب حرکت دورانی و طولی پین، باعث حرکت مواد از جلوی پین به عقب آن می‌شود. از طرفی شانه ابزار که در بالای ناحیه خمیری شده قرار دارد با اعمال فشار بر روی مواد نرم شده امکان ایجاد اتصال میان دو فلز را به وجود می‌آورد [۱۶]. از آنجایی که جوشکاری اصطکاکی همزدنی یک فرایند حالت جامد است، در مقایسه با روش‌های ذوبی حرارت کمتری به قطعه کار منتقل می‌شود. لذا این روش جوشکاری می‌تواند گزینه مناسبی برای اتصال فولادهای دوفازی فریتی/مارتنزیتی باشد [۱۷-۱۹]. Miles و همکاران [۱۸] پس از مقایسه نتایج حاصل از جوشکاری فولاد دوفازی DP580 با روش لیزر و FSW نشان دادند که اتصال حاصل از FSW خواص مکانیکی و فرم‌پذیری قابل‌مقایسه و حتی بهتری در مقایسه با اتصال حاصل از روش لیزر دارد. تحقیق Matsushita و همکاران [۱۷] نیز نشان داد که با کنترل متغیرهای FSW می‌توان اتصال مناسبی از فولادهای دوفازی به دست آورد. سرعت پیشروی ابزار یکی از مهم‌ترین متغیرهای FSW است که تغییر آن می‌تواند تأثیر چشمگیری بر ریزساختار و خواص اتصال داشته باشد [۱۶]. در واقع تحقیقاتی که تاکنون در زمینه FSW فولادهای دوفازی صورت گرفته بیشتر متمرکز بر امکان‌سنجی و مسائل مربوط به سایش ابزار بوده است [۱۷-۱۸, ۲۰]. علاوه بر این، بررسی‌های ریزساختاری جوش و همچنین ارتباط بین ریزساختار و خواص مکانیکی حاصل به‌درستی صورت نگرفته است. لذا با در نظر گرفتن ارتباط مهم بین ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال و

شده‌اند [۳]. البته قابل ذکر است که این فولادها علاوه بر دارا بودن ترکیب مناسبی از استحکام و انعطاف‌پذیری، به دلیل شکل‌پذیری و سطح تمام شده بهتر، جهت کاهش وزن قطعات در برخی از سازه‌های هوایی نیز مورد استفاده قرار گرفته‌اند [۱]. جوشکاری مهم‌ترین روش اتصال فولادهای دوفازی محسوب می‌شود. انواع مختلفی از روش‌های جوشکاری از جمله جوشکاری مقاومتی، جوشکاری با استفاده از پرتو لیزر و جوشکاری قوسی تنگستن-گاز^۳ برای اتصال این فولادها به کار گرفته می‌شود [۴-۷]. این روش‌ها همگی جزء روش‌های جوشکاری ذوبی محسوب می‌شوند که در آن‌ها ایجاد اتصال نیازمند ذوب و انجماد موضعی مواد در درز اتصال می‌باشد. از این رو حضور عیوبی مانند ترک‌های انجمادی، تخلخل و تنش‌های پسماند زیاد در جوش حاصل قابل‌انتظار است [۸]. علاوه بر این ذوب موضعی فولادها به دمای بالا و حرارت نسبتاً زیاد نیاز دارد. وجود حرارت زیاد در حین جوشکاری باعث پدیده تمپرشدن فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت^۴ HAZ می‌شود که یکی از بزرگ‌ترین مشکلات مربوط به جوشکاری این فولادها است [۹]. فاز مارتنزیت به دلیل وجود کربن فوق اشباع و همچنین تنش‌های داخلی ناشی از عیوب کریستالی بسیار زیاد، به عنوان یک فاز ناپایدار در نظر گرفته می‌شود. مواجهه این فاز ناپایدار با حرارت در HAZ باعث تجزیه آن به فازهای فریت و کاربید و لذا نرم شدن HAZ می‌شود [۱۰]. به دلیل سختی و استحکام کمتر منطقه نرم شده نسبت به فلز پایه، اکثر شکست‌های مکانیکی در این منطقه اتفاق می‌افتد [۱۱-۱۲]. نتایج تحقیقات نشان داده است که کاهش حرارت ورودی به جوش باعث کاهش مشکل نرم شدن HAZ در حین جوشکاری فولادهای دوفازی می‌شود [۱۳-۱۴]. از این رو محققین به دنبال استفاده از روش‌های جوشکاری با حرارت ورودی کمتر برای اتصال این دسته از فولادها بوده‌اند.

فرایند جوشکاری اصطکاکی همزدنی^۵ (FSW) در سال ۱۹۹۱ توسط موسسه جوش انگلستان و با همکاری دانشگاه کمبریج، به عنوان یک روش اتصال حالت جامد اختراع و اولین بار برای

دیگر باعث سایش بیشتر ابزار در حین جوشکاری می‌شود. همچنین مشخص شده است که استفاده از پین مخروطی شکل اختلاط بهتری نسبت به پین استوانه‌ای ساده فراهم می‌کند که احتمال تشکیل عیوبی همچون نفوذ ناقص ریشه را کاهش می‌دهد [۱۶]. از این رو پین ابزار به شکل مخروط ناقص طراحی شد. فرایند جوشکاری توسط دستگاه FSW با میز متحرک انجام شد. به منظور ثابت نگه داشتن نمونه‌ها در حین فرایند جوشکاری از قید و بست استفاده شد که شامل چند گیره متحرک و یک صفحه پشت‌بند فولادی بود. شکل (۲) تصویر قید و بست استفاده شده را نشان می‌دهد.



شکل (۲): تصویر قید و بست بکار رفته برای جوشکاری

جوشکاری در وضعیت لب به لب انجام شد. سطح نمونه‌ها قبل از انجام جوشکاری توسط پولیش مکانیکی تمیز و سپس با استون چربی‌زدایی شد. برای ایجاد زاویه در حین جوشکاری، کلگی دستگاه به میزان ۳ درجه از حالت عمودی به سمت عقب منحرف شد.

میزان فروروی شانه ابزار در ورق، پس از مماس شدن شانه ابزار با سطح ورق، ۰/۲ mm و مدت زمان هرزگردی ابزار قبل از حرکت میز دستگاه ۱۰ ثانیه بوده است. در انتخاب پارامترهای جوشکاری پس از در نظر گرفتن تحقیقات قبلی در زمینه FSW فولادها [۲۱-۲۳]، نویسندگان حاضر جوشکاری را در سرعت دورانی ۸۰۰ rpm و سرعت‌های مختلف پیشروی ابزار، از ۲۵ تا

همچنین عدم بررسی این موضوع در تحقیقات قبلی، هدف از تحقیق حاضر بررسی اثر سرعت پیشروی ابزار بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد دوفازی فریتی/مارتنزیتی DP700 می‌باشد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد اولیه

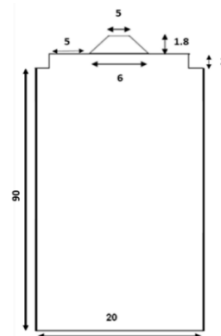
در تحقیق حاضر از ورق فولاد دوفازی DP700 با ابعاد ۵۰ در ۱۲۰ mm با ضخامت ۲ mm و ترکیب شیمیایی گزارش شده در جدول (۱) استفاده شد. قابل ذکر است که ترکیب شیمیایی با استفاده از روش طیف‌سنجی نشر نوری^۶ تعیین گردید.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد DP700 (درصد وزنی)

P	Cu	Cr	Ni	Mn	Si	C
۰/۰۳۳	۰/۳۴	۰/۵۶۱	۰/۲۳۱	۱/۰۴۱	۰/۴۳۵	۰/۰۷۶

۲-۲- فرایند جوشکاری

برای انجام جوشکاری از ابزاری از جنس کاربید تنگستن استفاده شد. پین ابزار به شکل مخروط ناقص به ارتفاع ۱/۸ mm انتخاب شد. ابعاد دقیق شانه و پین ابزار در شکل (۱) نشان داده شده است.



شکل (۱): ابعاد کاربید تنگستن بکار رفته برای جوشکاری اصطکاکی

همزدنی در تحقیق حاضر (mm)

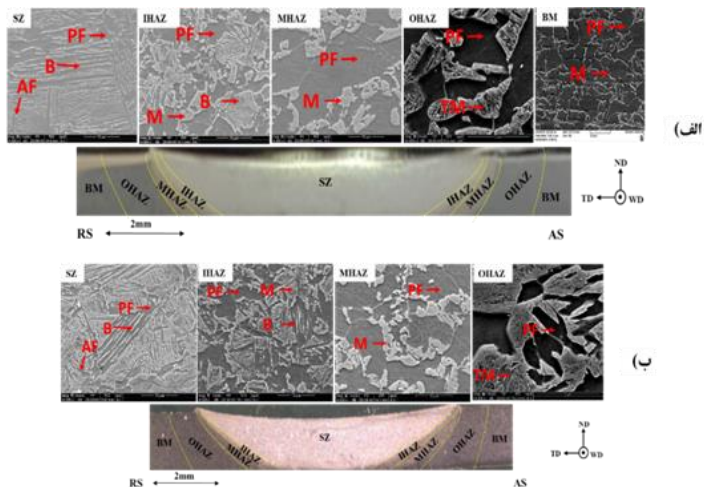
قابل ذکر است که ایجاد طرح‌ها و اشکال پیچیده بر روی کاربید تنگستن از طرفی بسیار سخت و هزینه‌بر بوده و از طرف

شکل (۳): ابعاد نمونه‌های کشش عرضی تهیه شده از ورق‌های جوشکاری شده (۳mm)

۳- نتایج و بحث

۳-۱- درشت ساختار و ریزساختار

شکل (۴) درشت ساختار مقطع عرضی جوش به همراه ریزساختار مناطق مختلف آن را نشان می‌دهد.



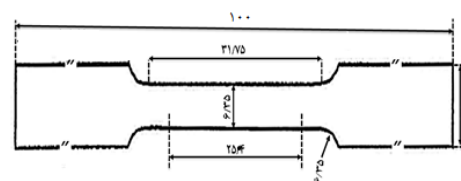
شکل (۴): درشت ساختار و ریزساختار نمونه‌های جوشکاری شده در سرعت‌های پیشروی ابزار، الف) ۵۰ و ب) ۱۰۰ mm/min
 BM: فلز پایه، OHAZ: منطقه متأثر از حرارت خارجی، MHAZ: منطقه متأثر از حرارت میانی، IHAZ: منطقه متأثر از حرارت داخلی، SZ: منطقه اختلاط

همان‌طور که در شکل (۴) مشاهده می‌شود در هر دو سرعت پیشروی ناحیه اختلاط تشتی شکل بوده و اتصال بین دو ورق به خوبی انجام شده است. علاوه بر این، مقطع جوش عاری از عیوبی همچون نفوذ ناقص ریشه، بقایای خط اتصال و یا عیب تونلی است. در واقع این موضوع نشان می‌دهد که ترکیب سرعت دورانی و پیشروی برای تشکیل یک اتصال عاری از عیب مناسب بوده است. با توجه به شکل (۴) درشت ساختار جوش را می‌توان به چند ناحیه تقسیم کرد: منطقه اختلاط^۷ (SZ)، منطقه متأثر از حرارت (HAZ) و فلز پایه^۸ (BM). قابل ذکر است که منطقه متأثر از حرارت از عملیات ترمومکانیکی^۹ (TMAZ) که معمولاً در اتصال‌های اصطکاکی همزدنی وجود دارد، در

۲۰۰ mm/min انجام دادند. مشاهده شد که ترکیب سرعت دورانی ۸۰۰rpm و سرعت‌های پیشروی ۵۰ و ۱۰۰mm/min منجر به تشکیل جوش سالم خواهد شد. درحالی‌که که در سرعت‌های پیشروی بالاتر از ۱۰۰mm/min در سطح جوش عیب شیار ایجاد می‌شود و در سرعت‌های پیشروی کمتر از ۵۰mm/min مشکل تغییر شکل زیاد ابزار به وجود می‌آید. علاوه بر این سرعت پیشروی ابزار پایین، از نظر سرعت تولید چندان مطلوب نمی‌باشد. سرعت‌های دورانی بالاتر از ۸۰۰rpm موجب تغییر شکل شدید ابزار می‌شود. درحالی‌که سرعت‌های دورانی کمتر از ۸۰۰rpm به دلیل حرارت ورودی بسیار کم باعث شکست و یا سایش بسیار شدید ابزار خواهد شد.

۳-۲- ارزیابی اتصال

بررسی‌های ریزساختاری اتصال حاصل توسط میکروسکوپ نوری (OM) مدل Union Versamet-3 و میکروسکوپ الکترونی روبشی - نشر میدانی (FE-SEM) مدل FEI QUANTA 600 در حالت الکترون‌های ثانویه انجام شد. به‌منظور بررسی خواص مکانیکی اتصال از آزمون‌های ریزسختی‌سنجی ویکرز و کشش تک‌محوری استفاده شد. آزمون ریزسختی‌سنجی توسط دستگاه Buhler 1600-4600 انجام شد که در آن نیروی ۱۰۰ gr به مدت ۱۲ ثانیه اعمال شد. نمونه‌های کشش عرضی مطابق با استاندارد ASTM-E8 [۲۴] تهیه شدند. ابعاد نمونه‌های کشش در شکل (۳) نشان داده شده است. قابل ذکر است که آزمون کشش توسط دستگاه Instron-8500 انجام شد که در آن سرعت حرکت فک دستگاه در حین آزمون کشش ۱ mm/min بوده است.



دماهای بحرانی Ac_1 و Ac_3 قرار دارد. قابل ذکر است که دمای Ac_1 دمایی می‌باشد که در آن فاز آستنیت در حین گرم شدن شروع به تشکیل می‌کند. از طرفی دمای Ac_3 اشاره به دمایی دارد که در حین گرم شدن، در بالاتر از آن تنها فاز آستنیت پایدار است؛ که در حین گرم شدن فاز در حین گرم شدن ریزساختار اولیه به صورت جزئی آستنیت شده و سپس در اثر سرد شدن ساختار عمدتاً دوفازی فریت و مارتنزیت را ایجاد می‌کند [۲۹]. مقایسه ریزساختار این منطقه در سرعت‌های مختلف جوشکاری نشان می‌دهد که با افزایش سرعت پیشروی ابزار، درصد فاز مارتنزیت کاهش می‌یابد. از آنجایی که در سرعت‌های پیشروی بالاتر، سرعت گرمایش و سرمایش در این منطقه بیشتر می‌شود و فاز آستنیت تشکیل شده در حین گرمایش فرصت کمتری برای رشد دارد، لذا مقدار کمتری از این فاز در حین گرمایش ایجاد می‌شود و در نتیجه پس از سرد شدن نیز مقدار کمتری فاز مارتنزیت به وجود می‌آید.

در IHAZ که داخلی‌ترین قسمت از HAZ است، پیک دمایی بالاتر از دمای بحرانی Ac_3 است. در این منطقه ریزساختار اولیه در اثر حرارت دیدن در دمای بالاتر از Ac_3 تماماً به فاز آستنیت تغییر حالت داده و سپس در سیکل سرد شدن، آستنیت تجزیه می‌شود. همان‌طور که شکل (۴) نشان می‌دهد ریزساختار این منطقه برای هر دو سرعت جوشکاری متشکل از فریت هم‌محور نسبتاً ریز، بینیت (B) و مارتنزیت می‌باشد. در واقع سرعت سرد شدن، اندازه دانه و ترکیب شیمیایی فاز آستنیت اولیه از جمله مهم‌ترین پارامترهایی هستند که در تشکیل فاز بینیت مؤثر می‌باشند [۳۰]. لذا دلیل اصلی تشکیل این فاز، منطبق شدن شرایط جوشکاری بر شرایط لازم برای ایجاد ریزساختار بینیتی در فولاد مورد نظر می‌باشد. قابل ذکر است که بررسی شرایط فاز آستنیت اولیه به دلیل استحاله‌های فازی مختلف که در حین سرد شدن رخ می‌دهد بسیار دشوار است.

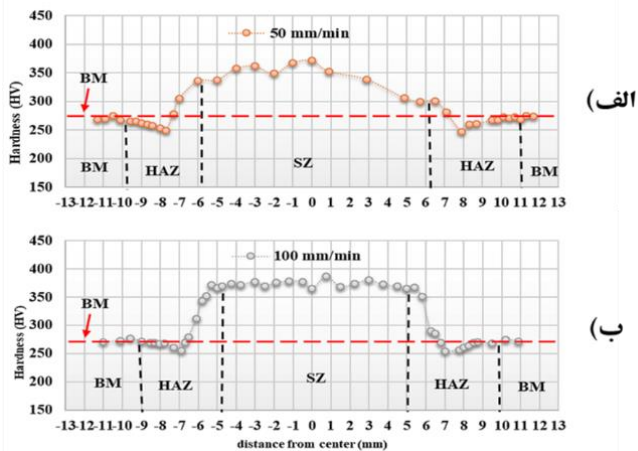
منطقه اختلاط در قسمت مرکزی جوش قرار دارد. به موادی که در این ناحیه قرار دارند علاوه بر سیکل حرارتی، کرنش پلاستیک شدیدی نیز اعمال خواهد شد. از این رو ریزساختار

هیچ‌کدام از مقاطع جوش مشاهده نمی‌شود. علت این موضوع از بین رفتن نشانه‌های این منطقه، همانند کشیده شدن دانه‌ها در یک جهت خاص، در اثر تغییر حالت‌های فازی است که در حین سرد شدن اتفاق می‌افتد. عدم مشاهده TMAZ در حین FSW فولادهای کربنی ساده توسط بسیاری از محققین دیگر [۲۳-۲۸] نیز گزارش شده است. در ادامه ریزساختار هر یک از مناطق جوش مورد بحث قرار می‌گیرد.

همان‌طور که در شکل (۴) الف مشاهده می‌شود ریزساختار فلز پایه شامل دانه‌های هم‌محور فریت (PF)، با قطر میانگین $15.4 \pm 3.1 \mu m$ و فاز مارتنزیت (M) پراکنده شده در مرز دانه‌ها است. این منطقه شامل 2.7 ± 2.3 درصد فاز مارتنزیت و 79.3 ± 1.9 درصد فاز فریت است. منطقه متأثر از حرارت به سه قسمت داخلی^۱ (IHAZ)، میانی^{۱۱} (MHAZ) و خارجی^{۱۱} (OHAZ) قابل تقسیم است.

همان‌طور که شکل (۴) نشان می‌دهد ریزساختار OHAZ متشکل از فاز فریت (PF) و مارتنزیت تمپر شده (TM) است. در ساختار مارتنزیت تمپر شده کاربیدها به صورت ذرات ریز روشن قابل مشاهده هستند. حداکثر دما در این منطقه کمتر از دمای بحرانی Ac_1 است، لذا در این ناحیه هیچ فاز آستنیتی در حین گرم شدن تشکیل نمی‌شود [۱۴]. مقایسه ساختارهای OHAZ در دو سرعت مختلف جوشکاری نشان می‌دهد که شدت تمپر در نمونه جوشکاری شده با سرعت پیشروی 50 mm/min بیشتر است. علت این موضوع مربوط به نرخ حرارت ورودی بیشتر به جوش در سرعت‌های پیشروی کمتر است. زمانی که نرخ حرارت ورودی به جوش بیشتر است فاز ناپایدار مارتنزیت در معرض حرارت بیشتری قرار خواهد گرفت، لذا تمپر شدن در آن با شدت بیشتری اتفاق می‌افتد [۱۳].

با توجه به شکل (۴)، با حرکت از فلز پایه به سمت خط مرکزی جوش، پس از OHAZ، MHAZ قرار دارد. همان‌طور که مشاهده می‌شود ریزساختار این ناحیه متشکل از فازهای فریت هم‌محور و مارتنزیت است. حداکثر دما در این منطقه بین



شکل (۵): تغییرات ریزسختی مقطع عرضی جوش در سرعت‌های پیشروی مختلف، اندازه‌گیری شده در فاصله ۱ mm از سطح ورق

مشاهده می‌شود که سختی فلز پایه در حدود ۲۷۵ ویکرز بوده است. در هر دو نمونه جوشکاری شده بیشترین و کمترین سختی به ترتیب مربوط به SZ و OHAZ می‌باشند. تمپر شدن فاز سخت مارتنزیت در OHAZ علت کاهش سختی در این ناحیه است. علاوه بر این مشاهده می‌شود که با افزایش سرعت پیشروی، افت سختی در این منطقه از ۲۸ به ۲۰ ویکرز کاهش می‌یابد. می‌توان این پدیده را به کاهش حرارت ورودی و تمپر شدن کمتر فاز مارتنزیت و همچنین کاهش نرم‌شدگی OHAZ در اثر افزایش سرعت پیشروی نسبت داد [۳۲]. نکته دیگر این است که در سرعت پیشروی بیشتر، حداقل سختی در فاصله کمتری نسبت به خط جوش اتفاق می‌افتد. علت این موضوع این است که در نرخ حرارت ورودی کمتر در سرعت پیشروی بیشتر، حجم منطقه اختلاط کوچک‌تر بوده و لذا منطقه متأثر از حرارت نیز در فاصله کمتری نسبت به خط مرکزی جوش تشکیل می‌شود [۳۳].

سختی بیشتر منطقه اختلاط نسبت به فلز پایه به دلیل تشکیل فازهای سخت و سوزنی شکل همانند بینیت و فریت سوزنی است. با افزایش سرعت پیشروی، نرخ سرد شدن جوش و لذا SZ افزایش می‌یابد [۳۴]. با افزایش نرخ سرد شدن، محصولات سخت‌تری از فاز آستنیت موجود در SZ ایجاد می‌شود، لذا

این ناحیه تا حدی متفاوت با ریزساختار HAZ است. در ریزساختار منطقه اختلاط فازهای فریت چندوجهی^{۱۳} (PF)، بینیت و فریت سوزنی^{۱۴} (AF) مشاهده می‌شوند. واضح است که ریزساختار SZ مربوط به سرعت پیشروی ۵۰ mm/min درشت‌تر از ریزساختار مربوط به سرعت پیشروی ۱۰۰ mm/min است. علت این موضوع پیک دمایی بالاتر در منطقه اختلاط در سرعت پیشروی کمتر است. یکی از روابط متداول برای تخمین دمای منطقه اختلاط به صورت زیر ارائه شده است [۳۱]:

$$\frac{T_p}{T_m} = K \left(\frac{W^2}{V \times 10^4} \right)^\alpha \quad \text{رابطه (۱)}$$

که در آن T_p (°C) حداکثر دما در منطقه اختلاط، T_m (°C) نقطه ذوب قطعه کار، W (rpm) سرعت دورانی ابزار، V (mm/min) سرعت پیشروی ابزار و α و K دو ثابت مربوط به ماده هستند. همان‌طور که از رابطه (۱) نیز بر می‌آید، پیک دمایی در SZ با سرعت پیشروی ابزار رابطه عکس دارد. لذا با افزایش پیک دمایی SZ، دانه‌های آستنیت اولیه درشت‌تر خواهند بود و در نتیجه ریزساختار حاصل از تغییر حالت آستنیت نیز درشت‌تر خواهد شد.

۲-۳- خواص مکانیکی

۳-۲-۱- سختی

شکل (۵) تغییرات ریزسختی عرض جوش در سرعت‌های پیشروی مختلف را نشان می‌دهد.

جدول (۲): خلاصه نتایج حاصل از آزمون کشش نمونه‌های جوشکاری شده در سرعت‌های پیشروی مختلف

نمونه کشش	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی (MPa)	ازدیاد طول کل (%)	راندمان اتصال (%)
BM	۴۷۴ ± ۶	۳ ± ۷۲۳	۲۰٫۱ ± ۱٫۷	-
۵۰ mm/min	۱۱ ± ۴۸۱	۴ ± ۶۶۲	۱۰٫۰ ± ۲٫۷	۹۱٫۵
۱۰۰ mm/min	۴ ± ۴۸۳	۲ ± ۶۷۱	۱۲٫۰ ± ۸٫۲	۹۲٫۸

همان‌طور که مشاهده می‌شود استحکام کششی تمامی نمونه‌های جوشکاری شده کمتر از استحکام فلز پایه است. کمترین استحکام کششی مربوط به سرعت پیشروی ۵۰ mm/min است و در این حالت راندمان اتصال $\left(\frac{\text{استحکام کششی اتصال}}{\text{استحکام کششی فلز پایه}} \right)$ ۹۱٫۵٪ است. با افزایش سرعت پیشروی، استحکام کششی جوش افزایش می‌یابد. علت این موضوع کاهش نرم‌شدگی در منطقه تمپر شده می‌باشد که تمرکز موضعی کرنش را کاهش داده و سبب می‌شود تا پدیده گلوپی شدن و شکست در نیروی بیشتری اتفاق بیافتد، لذا استحکام کششی افزایش می‌یابد [۳۵]. قابل ذکر است که کاهش تمرکز موضعی کرنش در OHAZ و به تعویق افتادن پدیده گلوپی شدن باعث افزایش تغییر طول یکنواخت به میزان ۲٫۶٪ شده است. با افزایش سرعت پیشروی از ۵۰ به ۱۰۰ mm/min، راندمان اتصال نیز از ۹۱٫۵ به ۹۲٫۸٪ افزایش می‌یابد. قابل ذکر است که حرارت ورودی کم در FSW در مقایسه با روش‌های جوشکاری ذوبی، منجر به راندمان اتصال بیش از ۹۲٪ می‌شود که بالاتر از بسیاری از نتایج مربوط به جوشکاری ذوبی فولادهای DP می‌باشد [۳۶، ۳۷]. این موضوع نشان می‌دهد که فرایند FSW می‌تواند به عنوان جایگزین مناسبی برای روش‌های ذوبی در جوشکاری فولادهای دوفازی فریتی/مارتنزیتی در نظر گرفته شود.

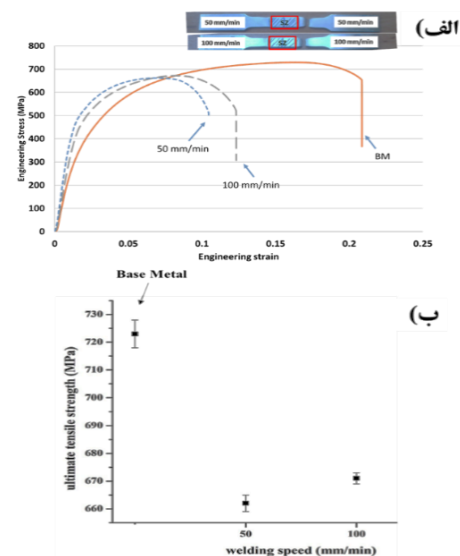
۳-۲-۳- شکست‌نگاری

شکل (۷) تصاویر سطح شکست نمونه‌های جوشکاری شده و

افزایش سختی این منطقه با افزایش سرعت پیشروی منطقی است. قابل ذکر است که در MHAZ به دلیل تشکیل فاز سخت مارتنزیت در حین سرد شدن، سختی قابل‌مقایسه با فلز پایه خواهد بود. علاوه بر این ریزدانه‌گی ساختار و حضور فازهای سخت و سوزنی شکل باعث افزایش چشمگیر سختی IHAZ نسبت به فلز پایه می‌شوند.

۳-۲-۳- خواص کششی

منحنی‌های تنش-کرنش فلز پایه و نمونه‌های جوشکار در شکل (۶) آورده شده‌اند. قابل ذکر است که شکست در نمونه‌های جوشکاری شده در تمامی سرعت‌های پیشروی در OHAZ رخ داده است.



شکل (۶): (الف) منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی برای فلز پایه و نمونه‌های جوشکاری شده در سرعت‌های پیشروی ۵۰ و ۱۰۰ mm/min و محل شکست نمونه‌های جوشکاری شده و (ب) تغییرات استحکام کششی با تغییر سرعت پیشروی

در جدول (۲) برخی از مهم‌ترین نتایج آزمون کشش خلاصه شده است.

کاهش می‌یابد، درحالی‌که در SZ با افزایش سرعت پیشروی، سختی روند افزایشی را تجربه می‌کند.

۳- افزایش سرعت پیشروی باعث افزایش استحکام کششی، راندمان اتصال و ازدیاد طول اتصال حاصل از جوشکاری می‌شود.

۵- مراجع

[1] Y. Granbom, "Structure and mechanical properties of dual-phase steels", Royal Institute of Technology, 2010.

[۲] ش. خیراندیش و م. اسدی اسدآباد، "دانشگاه علم و صنعت ایران"، چاپ اول، ۱۳۹۴.

[3] N. Peranio, Y.J. Li, F. Roters & D. Raabe, "Microstructure and texture evolution in dual-phase steels: Competition between recovery", recrystallization, and phase transformation, Mater. Sci. Eng. A. 527. 4161-4168. doi:10.1016/j.msea.2010.03.028, 2010.

[4] M. Shome & M. Tumuluru, "Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)". doi:10.1016/C2013-0-16259-9. 2015.

[5] P.H.O.M. Alves, M.S.F. Lima, D. Raabe, H.R.Z. Sandim, Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel, J. Mater. Process. Technol. vol. 252, pp, 498-510. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.10.008. 2018.

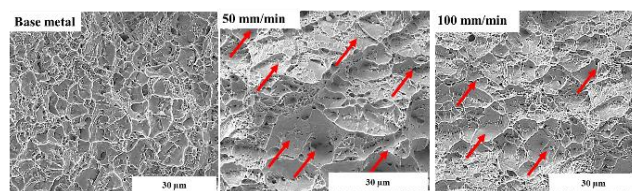
[6] H. Ashrafi, M. Shamanian, R. Emadi & N. Saeidi, "Microstructure, Tensile Properties and Work Hardening Behavior of GTA-Welded Dual-Phase Steels", J. Mater. Eng. Perform. vol. 26, pp, 1414-1423. doi:10.1007/s11665-017-2544-7. 2017.

[7] P. EftekhariMilani, E.M. Van Der Aa, M.J.M. Hermans & I.M. Richardson, "Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel", Sci. Technol. Weld. Join. vol. 22, pp, 545-554. doi:10.1080/13621718.2016.1274848. 2017.

[8] R. Nandan, T. DebRoy & H. K. D. H. K. D. H. Bhadeshia, "Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties", Prog. Mater. Sci. vol. 53, pp, 980-1023. doi:10.1016/j.pmatsci.2008.05.001. 2008.

[9] T. Mohandas, G. Madhusudan Reddy & B. S.

همچنین فلز پایه را نشان می‌دهد. در نمونه فلز پایه سطح شکست شامل دیمپل‌ها می‌باشد که اشاره به شکست نرم دارد. در نمونه‌های جوشکاری شده، علاوه بر دیمپل‌ها، نشانه‌هایی از تورق (فلش‌های قرمز رنگ) نیز مشاهده می‌شود. این موضوع اشاره به شکست مخلوط ترد و نرم دارد. سطح شکست نمونه‌های حاصل از آزمون کشش ارتباط نزدیکی با خواص کششی به دست آمده از آزمون دارد. نرم‌تر بودن سطح شکست اشاره به تغییر شکل بیشتر قبل از شکست یا ازدیاد طول دارد. از آنجایی‌که نمونه فلز پایه ازدیاد طول بیشتری نسبت به نمونه‌های جوشکاری شده از خود نشان داده است، لذا قابل انتظار است که سطح شکست نرم‌تری داشته باشد. مقایسه سطح شکست نمونه‌های جوشکاری شده نشان می‌دهد که نشانه‌های تورق بیشتری در سطح شکست نمونه جوشکاری شده در سرعت پیشروی ابزار ۵۰ mm/min وجود دارد. این موضوع نشان‌دهنده داکتیلیته کمتر حین آزمون کشش است که در جدول (۲) نیز قابل مشاهده است.



شکل (۷): سطح شکست نمونه‌های جوشکاری شده و نمونه فلز پایه پس از آزمون کشش، فلش‌ها نشان‌دهنده نشانه‌های تورق می‌باشند.

۴- نتیجه‌گیری

در مطالعه حاضر ورق‌های فولاد دوفازی DP700 با استفاده از روش اصطکاکی همزدنی جوشکاری شدند و اثر سرعت پیشروی ابزار بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال مورد بررسی قرار گرفت. از جمله مهم‌ترین نتیجه‌های مطالعه‌ی حاضر می‌توان به موارد زیر اشاره کرد:

۱- افزایش سرعت پیشروی ابزار باعث کاهش شدت تمپر شدن فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت می‌شود.

۲- افت سختی در منطقه نرم شده با افزایش سرعت پیشروی

doi:10.1179/174329306X107737. 2006.

[19] H. Kokawa, Y. S. Sato & S. Mironov, "Microstructure evolution of metallic materials during friction stir welding", in: H. Fujii (Ed.), Proc. 1st Int. Jt. Symp. Join. Weld., Woodhead Publishing, pp, 5–13. doi:https://doi.org/10.1533/978-1-78242-164-1.5. 2013.

[20] K. Chung, W. Lee, D. Kim, J. Kim, K.-H. Chung, C. Kim, K. Okamoto & R.H. Wagoner, "Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets: Part I – Material properties", Int. J. Solids Struct. vol. 47, pp, 1048–1062. doi:10.1016/j.ijsolstr.2009.12.022. 2010.

[21] K. Dehghani & A. Chabok, "Dependence of Zener parameter on the nanograins formed during friction stir processing of interstitial free steels", Mater. Sci. Eng. A. vol. 528, pp, 4325–4330. doi:https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.06. 2011.

[22] Y. D. Chung, H. Fujii, R. Ueji & K. Nogi, "Friction stir welding of hypereutectoid steel (SK5) below eutectoid temperature", Sci. Technol. Weld. Join. vol. 14, pp, 233–238. doi:10.1179/136217109X415901. 2013.

[23] H. G. Tehrani-Moghadam, H. R. Jafarian, M. T. Salehi & A. R. Eivani, "Evolution of microstructure and mechanical properties of Fe-24Ni-0.3C TRIP steel during friction stir processing", Mater. Sci. Eng. A. vol. 718, pp, 335–344. doi:10.1016/j.msea.2018.01.126. 2018.

[24] ASTM Standard E 8: Standard test methods for tension testing of metallic materials, 03.01., ASTM, 2000.

[۲۵] ر. پوریامنش و ک. دهقانی "مطالعه ریزساختار و سختی جوش اصطکاکی اغتشاشی فولاد در حضور ذرات اکسید تیتانیوم" فرایندهای نوین در مهندسی مواد، دوره دوازدهم، شماره سوم، سال ۱۳۹۷.

[26] S. Ragu Nathan, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi & A. G. Rao, "Effect of Tool Shoulder Diameter on Stir Zone Characteristics of Friction Stir Welded HSLA Steel Joints", Trans. Indian Inst. Met. vol. 69, pp, 1861–1869. doi:10.1007/s12666-016-0846-3. 2016.

Kumar, "Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels", J. Mater. Process. Technol. vol. 88, pp, 284–294. doi:http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(98)00404-X. 1999.

[10] V. H. Baltazar Hernandez, S. S. Nayak & Y. Zhou, "Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior", Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. vol. 42, pp, 3115–3129. doi:10.1007/s11661-011-0739-3. 2011.

[11] J. H. Lee, S. H. Park, H. S. Kwon, G. S. Kim & C. S. Lee, Laser, tungsten inert gas, and metal active gas welding of DP780 steel: Comparison of hardness, tensile properties and fatigue resistance, Mater. Des. vol. 64, pp, 559–565. doi:http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.07.065. 2014.

[12] D. Dong, Y. Liu, Y. Yang, J. Li, M. Ma & T. Jiang, "Microstructure and dynamic tensile behavior of DP600 dual phase steel joint by laser welding", Mater. Sci. Eng. A. vol. 594, pp, 17–25. doi:http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.11.047. 2014.

[13] J. Wang, L. Yang, M. Sun, T. Liu & H. Li, "Effect of energy input on the microstructure and properties of butt joints in DP1000 steel laser welding", Mater. Des. vol. 90, pp, 642–649. doi:http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.11.006. 2016.

[14] J. Wang, L. Yang, M. Sun, T. Liu & H. Li, "A study of the softening mechanisms of laser-welded DP1000 steel butt joints", Mater. Des. vol. 97, pp, 118–125. doi:10.1016/j.matdes.2016.02.071. 2016.

[15] W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Nurch, P. Temple-Smith & C. Dawes, "Patents on Friction Stir Butt Welding", 1995.

[16] R. S. Mishra, P. S. De & N. Kumar, "Friction Stir Welding and Processing", Frict. Stir Weld. Process. doi:10.1007/978-3-319-07043-8. 2014.

[17] M. Matsushita, Y. Kitani, R. Ikeda, M. Ono, H. Fujii & Y. -D. Chung, "Development of friction stir welding of high strength steel sheet", Sci. Technol. Weld. Join. vol. 16, pp, 181–187. doi:10.1179/1362171810Y.0000000026. 2011.

[18] M. P. Miles, J. Pew, T. W. Nelson & M. Li, "Comparison of formability of friction stir welded and laser welded dual phase 590 steel sheets", Sci. Technol. Weld. Join. vol. 11, pp, 384–388.

R. Hamade, "Friction Stir Welding of Low-Carbon AISI 1006 Steel: Room and High-Temperature Mechanical Properties", *J. Mater. Eng. Perform.* vol. 27, pp, 1673–1684. doi:10.1007/s11665-018-3280-3. 2018.

[35] S. K. Panda, M. L. Kuntz & Y. Zhou, "Finite element analysis of effects of soft zones on formability of laser welded advanced high strength steels", *Sci. Technol. Weld. Join.* vol. 14, pp, 52–61. doi:10.1179/136217108X343920. 2009.

[36] Q. Sun, H.-S. Di, J.-C. Li & X.-N. Wang, "Effect of pulse frequency on microstructure and properties of welded joints for dual phase steel by pulsed laser welding", *Mater. Des.* vol. 105, pp, 201–211. doi:http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.071. 2016.

[37] A. Tiziani, P. Ferro, R. Cervo & M. Durante, "Effects of different welding technologies on metallurgical and mechanical properties of DP600 steel welded joints", *La Metall. Ital.* 2011.

۶- پی نوشت

- [1] Advanced High Strength Steels
- [2] High Strength Low Alloy
- [3] Gas Tungsten Arc Welding
- [4] Heat Affected Zone
- [5] Friction Stir Welding
- [6] Optical Emission Spectroscopy
- [7] Stir Zone
- [8] Base Metal
- [9] Thermomechanically Affected Zone
- [10] Inner HAZ
- [11] Middle HAZ
- [12] Outer HAZ
- [13] Polygonal Ferrite
- [14] Acicular Ferrite

[27] S. Mironov, Y. S. S. Sato, S. Yoneyama, H. Kokawa, H. T. T. Fujii & S. Hirano, "Microstructure and tensile behavior of friction-stir welded TRIP steel", *Mater. Sci. Eng. A.* vol. 717, pp, 26–33. doi:10.1016/j.msea.2018.01.053. 2018.

[28] H. Das, K. J. Lee & S. T. Hong, "Study on Microtexture and Martensite Formation of Friction Stir Lap-welded DP 590 Steel within A1 to A3 Temperature Range", *J. Mater. Eng. Perform.* vol. 26, pp, 3607–3613. doi:10.1007/s11665-017-2780-x. 2017.

[29] M. Aksoy, "Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel", vol. 286, pp, 289–297. 2000.

[30] S. B. Singh, "Mechanisms of bainite transformation in steels", *Phase Transform. Steels.* pp, 385–416. doi:10.1533/9780857096104.3.385. 2012.

[31] M. Ghosh, K. Kumar & R. S. Mishra, "Friction stir lap welded advanced high strength steels: Microstructure and mechanical properties", *Mater. Sci. Eng. A.* vol. 528, pp, 8111–8119. doi:10.1016/j.msea.2011.06.087. 2011.

[32] M. Xia, E. Biro, Z. Tian & Y. N. Zhou, "Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels", *ISIJ Int.* vol. 48, pp, 809–814. doi:10.2355/isijinternational.48.809. 2008.

[33] M. Ghosh, M. Hussain & R. K. Gupta, "Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded plain carbon steel", *ISIJ Int.* vol. 52, pp, 477–482. doi:10.2355/isijinternational.52.477. 2012.

[34] V. C. Shunmugasamy, B. Mansoor, G. Ayoub &

Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Ferrite-Martensite DP700 Dual Phase Steel

Mahdi Mahmoudiniya¹, Amir Hossein Kokabi², Massoud Goodarzi^{3,*}

1- Ph.D. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

2- Professor, Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran.

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

*Corresponding author: mgoodarzi@iust.ac.ir

Abstract

In present research, the effect of tool transverse speed on the microstructure and mechanical properties of friction stir welded DP700 dual-phase steel has been studied. Welding process conducted at a rotational speed of 800 rpm and tool transverse speeds of 50 and 100 mm/min. Optical and scanning electron microscopy were used for microstructural examinations, and mechanical properties were evaluated using microhardness measurements and tensile test. Microstructural investigation revealed that the stir zone consists of bainite, acicular ferrite and polygonal ferrite. It was also revealed that the heat-affected zone (HAZ), based on the peak temperature (T_p), can be subdivided into three different regions: 1) inner HAZ, where T_p is higher than A_{c3} , 2) Middle HAZ, where T_p lies between A_{c1} and A_{c3} , 3) Outer HAZ in which T_p is lower than A_{c1} . It was also found that the martensite phase tempers in OHAZ and the degree of tempering decreases with the increment of tool transverse speed. This results confirmed by microhardness measurements where the hardness reduction of the softened zone decreased from 28 to 20HV with an increment of tool transverse speed. The highest hardness of the joints corresponded to the stir zone, and its value increased from 345 to 375HV with rising tool transverse speed. Tensile test results showed that the ultimate strength of the joints was lower than the base metal (723MPa) and it increases from 662 to 671MPa with rising tool transverse speed. It was also revealed that increasing transverse speed improves the total elongation by 2.6%.

Keywords: Friction Stir Welding (FSW), Ferrite-Martensite Dual-Phase Steel, Martensite Tempering, Tensile Properties.

Journal homepage: ma.iaumajlesi.ac.ir

Please cite this article using:

Mahdi Mahmoudiniya, Amir Hossein Kokabi, Massoud Goodarzi, Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Ferrite-Martensite DP700 Dual Phase Steel, *New Process in Material Engineering*, 2020, 14(4), 41-51.