

# مطالعه ریزساختار و سختی جوش اصطکاکی اغتشاشی فولاد در حضور ذرات اکسید تیتانیوم

رسول پوریامش<sup>۱</sup>، کامران دهقانی<sup>۲\*</sup>

۱- دانشجوی دکتری، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

۲- استاد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

\*عهده دار مکاتبات: Dehghani@aut.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۶/۰۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۰۸/۱۹)

**چکیده:** در این مطالعه، خواص ریزساختاری و سختی جوش اصطکاکی اغتشاشی فولاد کم آلیاژ استحکام بالای API- X70 در حضور ذرات دی اکسید تیتانیوم ( $TiO_2$ ) مطالعه شده است. در این راستا، مخلوط همگنی از پودر  $TiO_2$  و پودر فولاد X70 به درز جوش اضافه شده و جوشکاری اعمال شده است. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی روی فولاد X70 در دو حالت حاوی ذرات و بدون ذرات  $TiO_2$  انجام شده است. جهت بررسی های ریزساختاری از میکروسکوپ نوری و اندازه گیری سختی از ابزار سختی سنجی ویکرز استفاده شده است. نتایج نشان داده است که در نمونه های حاوی ذرات  $TiO_2$  سختی نواحی مختلف فلز جوش وابستگی شدیدی به ریزساختار دارد؛ ریزساختار نیز تحت تأثیر گرمای ورودی و عملیات اغتشاشی است. قابل ذکر است که ذرات پودر  $TiO_2$  در منطقه ی اغتشاشی بصورت همگن توزیع یافته و ریزساختار و سختی را تغییر داده اند. به طور خاص، ریزساختار از حالت غالب فریت سوزنی با سختی حدود 300HV در نزدیکی سطح نمونه به فریت چندوجهی (PF) با سختی 180HV در نزدیکی ریشه ی جوش تبدیل شده است.

## واژگان کلیدی:

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، فولاد کم آلیاژ استحکام بالا، دی اکسید تیتانیوم، ریزساختار، سختی.

## ۱- مقدمه

[۱۹-۲۱] نیز به کار گرفته شده است. از ویژگی های مثبت این فرایند می توان به اعوجاج بسیار کمتر در مقایسه با فرایندهای جوشکاری ذوبی مرسوم اشاره کرد. در این فرایند، گرما توسط شانه ابزار ایجاد شده [۲] و منجر به نرم شدگی ماده می شود. ماده ی نرم شده در جهات عمودی و افقی در اطراف ابزار دچار شارش می شود که مشابه فرایندهای اکستروژن و فورج است [۲]. برخلاف تمام ویژگیهای مثبت فرایند FSW، چالش اصلی در این فرایند بکارگیری مواد ابزار با کیفیت بالا با قابلیت کار در دما و نیروهای بالا است [۲۲، ۲۳]. کاربرد FSW در مورد فولادهای

فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی<sup>۱</sup> (FSW)، فرایند اتصال دهی در حالت جامد است که برای اولین بار در TWI در سال ۱۹۹۱ میلادی به کار گرفته شد [۱-۳]. در فرایند FSW، ابزار غیرمصرفی استوانه ای در حالت دورانی به داخل قطعه ای که می خواهد اتصال یابد فرو رفته و در امتداد فصل مشترک اتصال حرکت می کند [۲، ۴]. این فرایند بطور گسترده ای برای آلیاژهای آلومینیوم [۵]، مواد غیرهمجنس [۶-۸]، آلیاژهای آهنی و غیر آهنی [۹-۱۰] استفاده شده است. FSW برای فلزات با دمای بالا مثل فولادها [۲، ۱۱-۱۶]، نیکل [۱۷-۱۸] و آلیاژهای تیتانیوم

ناخالصی‌های اکسیدی غنی از تیتانیوم [۲۵-۲۶، ۳۲، ۳۷-۳۸، ۴۲-۴۰] با اندازه‌ی 0.2-3 $\mu\text{m}$  بصورت غیرهمگن گزارش شده است [۴۱، ۴۳]. مهمترین سازوکارهای پذیرفته‌شده برای جوانه‌زنی AF روی ناخالصی‌ها [۳۸، ۴۱، ۴۴-۴۵] شامل ارتباط مناسب بین شبکه و ناخالصی‌ها، ایجاد مناطق تهی از Mn و C در اطراف نابجایی‌ها، و ایجاد کرنش‌های حرارتی در اطراف ناخالصی‌ها است [۳۷-۳۸]. با توجه به اثرات مثبت ناخالصی‌های غنی از Ti در ایجاد ریزساختار AF، بنظر می‌رسد که افزایش تیتانیوم در فلز جوش می‌تواند منجر به افزایش تعداد ناخالصی‌ها در فلز جوش شود. این تعداد بیشتر باعث ایجاد نقاط جوانه‌زنی بیشتر برای AF می‌شود [۲۵، ۴۰، ۴۶]. این پدیده در جوشکاری‌های ذوبی مرسوم مشاهده شده است ولی هیچ مطالعه‌ای در زمینه‌ی اثر افزودن ذرات اکسیدتیتانیوم در فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولادهای HSLA انجام نشده است. هدف این مقاله، بررسی اثر ذرات  $\text{TiO}_2$  روی ریزساختار، و توزیع سختی در فرایند FSW فولاد API-X70 است.

## ۲- مواد و روش انجام تحقیق

### ۲-۱- مواد

ورق فولادی (API 5L) HSLA X70 ریزدانه با ضخامت 2mm بعنوان ورق آزمایشی انتخاب شده است. ترکیب شیمیایی فولاد در جدول (۱) نشان داده شده است.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد HSLA X70 (درصد وزنی)

V	Ti	Nb	Cr	P	S	Mo	Ni	Mn	Si	C
0.055	0.013	0.021	0.15	0.009	0.003	0.063	0.35	1.43	0.167	0.081

اکسیدتیتانیوم در حمام التراسونیک در محیط استون تهیه شده است. شیاری روی ورق فولادی با پهنای 4mm و عمق 1.9mm ایجاد شده، داخل شیار با ترکیب پودر مخلوط پر شده و صفحه دیگر فولادی روی آن قرار گرفته است. سپس دو ورق برگردانده شده‌اند و عملیات FSW روی آن انجام شده است. جزییات بیشتر در شکل (۲) نشان داده شده است.

کم‌آلیاژ استحکام بالا<sup>۲</sup> (HSLA) توجه زیادی را بخود جلب کرده است [۱۵، ۲۴]. این فولادها کاربردهای زیادی در صنایع مختلف به دلیل ترکیب عالی استحکام و چقرمگی دارند [۲۵-۲۹]. در جوش ذوبی مرسوم برای این فولادها، کاهش خواصی نظیر حساسیت به ترک خوردن هیدروژنی<sup>۳</sup> (HAC)، کاهش استحکام و چقرمگی در منطقه‌ی متأثر از حرارت<sup>۴</sup> (HAZ) مشاهده شده است [۲۴]. از طرف دیگر، فرایند FSW جهت توسعه مواد کامپوزیتی نیز بکار گرفته شده است [۳۰]. در این رابطه، خواص مکانیکی آلیاژ مثل سختی و سایش از طریق اختلاط ذرات ثانویه یا وجود فازهای ثانویه در فرایند FSW می‌تواند بهبود یابد [۳۱]. این ذرات می‌توانند باعث ریزدانه‌گی و همچنین استحکام بخشی در فرایند ترمومکانیکی شوند [۳۱]. همچنین شایان ذکر است که خواص مکانیکی جوش وابستگی شدیدی به ریزساختار نهایی دارد. گزارش شده است که بهینه‌ترین خواص مکانیکی در فولادهای HSLA X70 توسط ریزساختار فریت سوزنی<sup>۵</sup> (AF) حاصل شده است [۲۵، ۳۲-۳۴]. از مشخصات ریزساختار AF، می‌توان به اندازه‌های بسیار کوچک دانه‌ها در این ساختار، چگالی بالای نابجایی‌ها و ساختار درهم و بدون نظم آن اشاره کرد [۲۵، ۳۳، ۳۵-۳۸]. این خواص، اشاعه‌ی ترک در این نوع ریزساختار را مشکل کرده [۲۵، ۳۲، ۳۷، ۳۹] که منجر به بهبود خواص مکانیکی بخصوص چقرمگی می‌شود. قابل ذکر است که جوانه‌زنی AF روی

پودر  $\text{TiO}_2$  روتیلی با اندازه‌ی ذرات میانگین ۳۰۰ میکرون به عنوان ذرات افزودنی در این فرایند انتخاب شده‌اند. تصویر SEM ذرات اکسیدتیتانیوم با خلوص ۹۴٪ در شکل (۱) نشان داده شده است. از فلز پایه براده‌هایی تهیه شده و این براده‌ها توسط آسیا کاری مکانیکی به پودرهایی با اندازه میانگین 200 $\mu\text{m}$  تبدیل شده‌اند. ترکیب همگنی از پودر فولادی و پودر

(WC/Co) استفاده شده است. طی فرایند FSW، ابزار  $0.5^\circ$  از زاویه‌ی عمود بر ورق کج شده و با سرعت دورانی 600rpm و سرعت خطی 30mm/min عملیات جوشکاری انجام شده است.

### ۳-۲- بررسی‌ها

ارزیابی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) به‌مراه طیف‌سنجی پراش پرتو انرژی<sup>۶</sup> (EDS) انجام شده‌اند. از محلول نایتال جهت انجام مطالعات ریز ساختاری استفاده شده است. سختی سنجی سطح مقطع FSW در امتداد دکمه‌ی جوش<sup>۷</sup> (NZ)، منطقه‌ی متأثر از فرایند مکانیکی<sup>۸</sup> (TMAZ)، منطقه‌ی متأثر از حرارت<sup>۹</sup> (HAZ)، و بخشی از فلز پایه<sup>۱۰</sup> (BM) با استفاده از سختی سنجی ویکرز با نیروی 500g بمدت 15s بکار گرفته شده است.

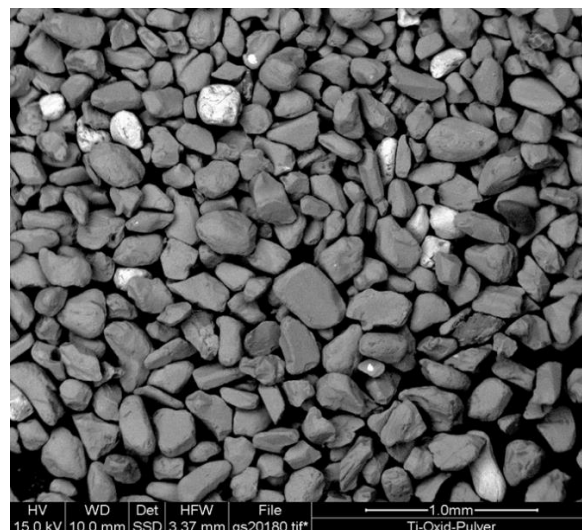
### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱-۳ FSW نمونه‌ی مرجع (بدون $\text{TiO}_2$ )

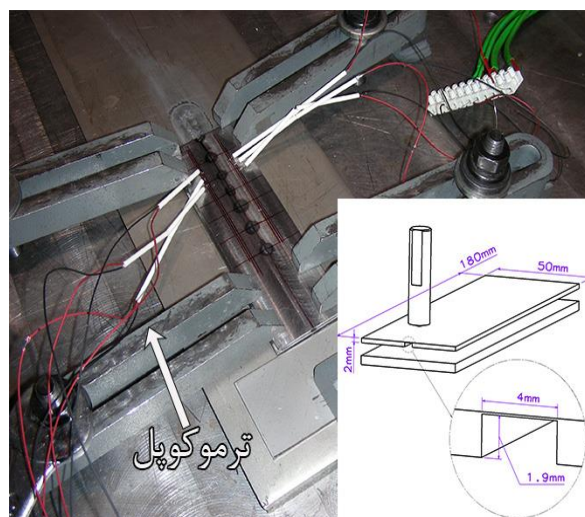
##### ۳-۱-۱-۳ ارزیابی‌های ریزساختاری

وضعیت ظاهری جوش FSW در شکل (۳) الف) نشان داده شده است. مشاهده شده است که پهنای جوش یکنواخت بوده و آثاری از عیوب ظاهری در آن مشاهده نشده است. از آنجایی که در این فرایند ذوبی ایجاد نمی‌شود [۲۸، ۲] عیوبی مثل تخلخل، تخلخل‌های انقباضی و ترک‌های داغ در آن ایجاد نمی‌شود [۲۹، ۴]. شیارهای سطحی روی جوش در اثر سرعت دورانی و طولی فرایند FSW ایجاد شده است. وضعیت ظاهری ابزار پس از 100mm جوشکاری در شکل (۳) ب) نشان داده شده است که نشان‌دهنده‌ی ساییدگی شدید ابزار است. سایش ابزار یک ایراد در فرایند FSW محسوب شده که طول جوشکاری را محدود کرده است [۴۷-۴۸].

تصاویر درشت ساختار و ریزساختار سطح مقطع جوش فولاد X-70 در شکل (۴) نشان داده شده است. با توجه به شکل (۴)، درشت ساختار می‌تواند به مناطق مختلفی مثل منطقه‌ی دکمه جوش (NZ)، منطقه‌ی متأثر از فرایند ترمومکانیکی (TMAZ)، منطقه‌ی



شکل (۱): ذرات ابتدایی  $\text{TiO}_2$  میکرونی



شکل (۲): نحوه‌ی اعمال جوشکاری- ترموکوپل‌ها جهت اندازه‌گیری دما استفاده شدند. شماتیک موقعیت ورقها و شیار آن در تصویر سمت راست پایین دیده می‌شود

### ۳-۲- فرایند

فرایند FSW بصورت یک پاس جهت اتصال ورق‌های فولادی در جهت نورد ورق بکار گرفته شده است. هر ورق قبل از جوشکاری از دو طرف صفحه تراشی شده و با محلول اتانول تمیز شده‌اند تا ضخامت اضافی، اکسیدهای سطحی و آلودگی‌ها قبل از جوشکاری از بین بروند. ابزار FSW با قطر شانیه 19mm و طول بین 3.7mm با جنس کاربید تنگستن/کبالت (Bohlerit)

(AS)، پسرونده<sup>۱۲</sup> (RS)، NZ نزدیک به سطح و NZ نزدیک به ریشه است.

ریزساختار فلز پایه (BM) که شامل فریت چندوجهی (PF)، بینیت (B) و شبکه‌ای از کاربیدها است در شکل (۴) (ب) و شکل (۵) (الف) نشان داده شده است. این شبکه‌ی کاربیدی می‌تواند مانع رشد دانه در طی فرایند FSW از طریق محدود کردن مرز دانه‌ها شود [۲، ۱۰].

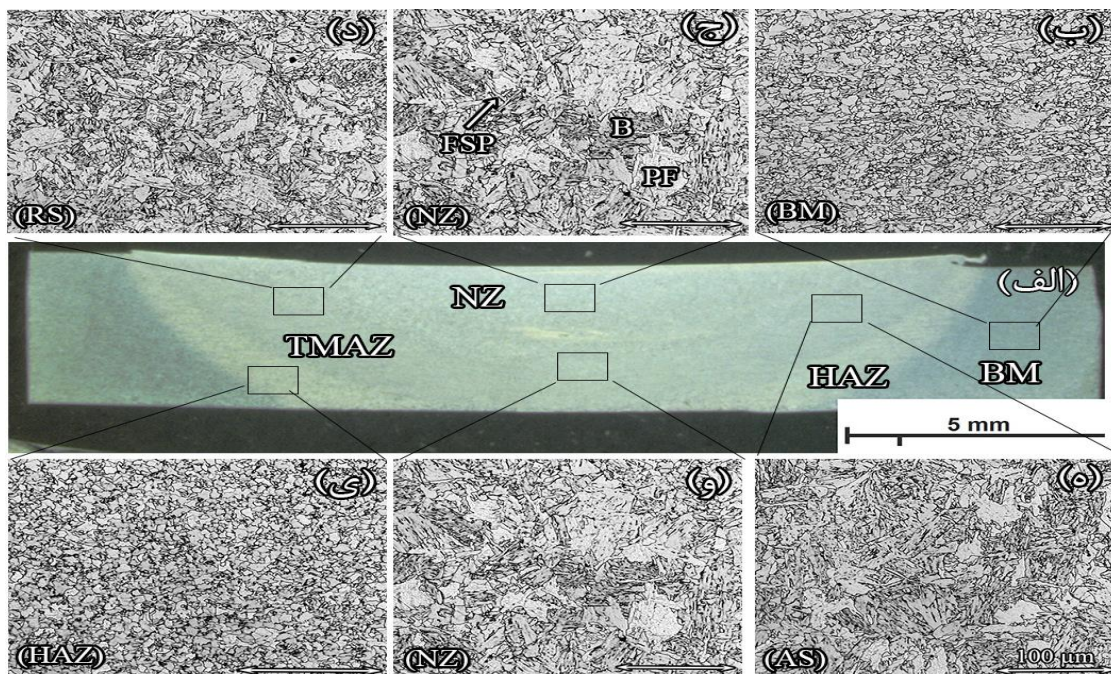
در طی فرایند FSW، NZ تحت تغییر فرم پلاستیکی شدیدی در دمای بالا قرار گرفته است [۱۲]. همان‌طور که در شکل (۴) (ج) نشان داده شده است، ریزساختار NZ متشکل از فریت، فریت با فازهای ثانویه<sup>۱۳</sup> (FSP) و بینیت (B) است. ریزساختار NZ تحت تأثیر نرخ کرنش و دمای ورودی است [۱، ۴۹-۵۰]. با افزایش دما در این منطقه، بسته به بیشینه‌ی دما، تشکیل فاز آستنیت یا آستنیت + فریت اتفاق می‌افتد. وجود فازهای FSP، B، PF می‌تواند دلیلی بر بیشینه‌ی دمایی بالاتر از A<sub>3</sub> باشد که با مطالعات قبلی نیز همخوانی دارد [۳، ۹، ۱۱] و در این رابطه سیکل حرارتی نیز در این مطالعه اندازه‌گیری شده است.

متأثر از حرارت (HAZ) و فلز پایه (BM) تقسیم شود [۱-۲، ۴۹].



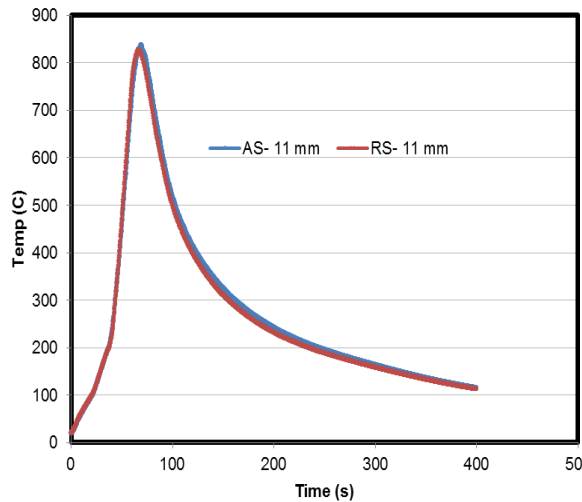
شکل (۳): (الف): ظاهر سالم جوش FSW و (ب): ابزار قبل و بعد از فرایند FSW

مقایسه‌ای از ریزساختار مناطق فوق در شکل (۴) (ب-ی) نشان داده شده است. منطقه‌ی دکمه‌ی جوش شامل مناطق پیشرونده<sup>۱۱</sup>



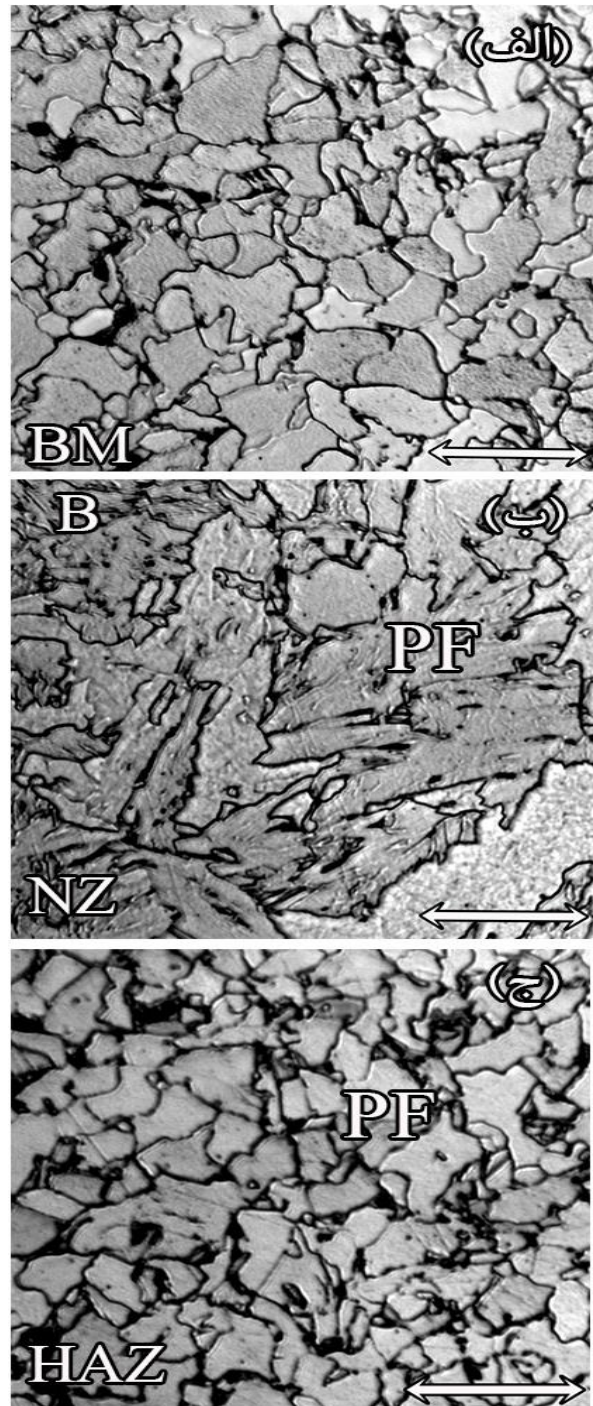
شکل (۴): (الف): تصویر درشت‌ساختار از ساختار جوش از فولاد FSW شده و (ب تا ی): ریزساختار نقاط مختلف اشاره شده در شکل، مقیاس نشان داده شده در شکل‌های (ب تا ه) ۱۰۰ میکرون است

و  $863^{\circ}\text{C}$  را نشان داده است (شکل ۶).



شکل ۶: بیشینه دمایی در منطق AS و RS (۱۱ میلیمتر فاصله از خط مرکزی جوش)

دماهای  $A1=727^{\circ}\text{C}$  و  $A3=863^{\circ}\text{C}$  به عنوان دماهای انتقالی برای X-65 گزارش شده اند [۲] که می توانند به عنوان دماهای انتقالی X70 نیز گزارش شوند. در طی سرد شدن، آستنیت تجزیه می شود و بسته به نرخ سرد شدن ریزساختار نهایی شامل فازهای مختلفی مثل PF، FSP، B، AF و P (پرلیت) و مارتنزیت (M) می باشد [۵۱]. در مطالعه‌ی حاضر نرخ سرد شدن در فاصله ۱۱ میلیمتری از خط جوش ۲۸ ثانیه اندازه گیری شده است. بنابراین نرخ سرد شدن در NZ باید بیشتر از ۲۸ ثانیه باشد. بر اساس دیاگرام CCT، این نرخ سرد شدن باعث ایجاد فازهای PF، B و FSP شده است (شکل ۵ (ب)). همچنین باید اشاره شود که تبلور مجدد دینامیکی<sup>۱۴</sup> (DRX) دانه های آستنیت در دماهای بالا به دلیل فرایند برش در منطقه‌ی جوش انجام شده است که این پدیده منجر به تشکیل فریت ظریف در ساختار نهایی گردیده است [۴، ۲۸-۲۹]. مشاهده شده است که اندازه‌ی دانه‌ی PF در منطقه‌ی اغتشاشی (شکل ۴ (ج و -)) از اندازه‌ی دانه‌های PF در فلز پایه بزرگتر هستند (شکل ۴ (ب)). این مورد می تواند به دلیل تاریخچه‌ی فرایند ترمومکانیکی روی فولاد باشد که باعث ایجاد



شکل ۵: ریزساختار از سطح مقطع: (الف): فلز پایه (BM)، (ب): دکمه جوش (NZ) و (ج): منطقه متأثر از حرارت (HAZ)، مقیاس ۲۰ میکرون است

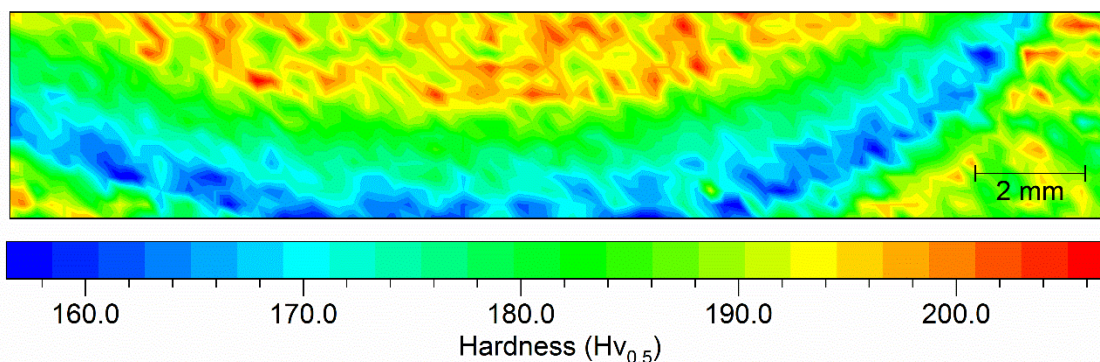
در این رابطه بیشینه دمایی اندازه گیری شده در مناطق AS و RS در فاصله ۱۱ میلیمتر خط مرکزی جوش به ترتیب دماهای  $873^{\circ}\text{C}$

دمای بالاتر از  $650^{\circ}\text{C}$  گرم شده که این دما جهت کروی کردن کاربیدها کافی است [۲].

### ۳-۱-۲- اندازه گیری سختی

پروفایل سختی مناطق مختلف نمونه ی FSW در شکل (۷) نشان داده شده است. باید اشاره نمود که بدلیل محدودیت های اندازه گیری سختی در لبه های نزدیک به سطح، این مناطق در نقشه سختی نیامده اند. مشاهده می شود که سختی BM، HAZ، TMAZ و SZ بترتیب در محدوده ی 175-200، 155-175، 175-190 و 180-208 HV است. بدیهی است که NZ دارای سختی بالاتری از BM بوده و کمترین سختی در HAZ اتفاق می افتد. سختی بالاتر NZ توسط حضور فریت ظریف لایه ای و بینیت توجیه می شود. در حالیکه منطقه ی HAZ بدلیل نرم شدگی دارای سختی کمتری است.

فولاد ریزدانه شده است. از طرف دیگر، عملیات حرارتی در منطقه ی اغتشاشی منجر به ایجاد دانه های بزرگ PF شده است. علاوه بر این، ریز ساختار در منطقه ی اغتشاشی تغییر اساسی از خود نشان نداده ولی دانه های PF در AS بزرگتر از RS بوده که این نکته می تواند بدلیل بیشینه دمایی بالاتر در AS نسبت به RS باشد که منجر به تشکیل دانه های بزرگتر آستنیت و در نتیجه دانه های بزرگتر PF شده است. همچنین دانه های PF در منطقه ی نزدیک به ریشه از دانه های PF فلز پایه درشت تر هستند. منطقه ی نزدیک ریشه در مقایسه با منطقه ی سطح نمونه اثر کمتری از حرارت شانیه ای ابزار را احساس کرده و بنابراین دارای بیشینه دمایی کمتری است و در نتیجه دارای دانه های PF ظریف تری است. ریز ساختار منطقه ی HAZ در شکل (۴) و (۵) و شکل (۵) (ج) نشان داده شده است که شامل فریت هم محور و فازهای کاربیدی مدور است. در طی جوشکاری، منطقه ی HAZ فرایند آئیل را بدون هیچگونه تغییر فرم پلاستیکی تجربه کرده است و تا



شکل (۷): نقشه ی سختی (HV0.5) در سطح مقطع FSW بدون TiO2

جوشکاری ایجاد می شود [۵۲]. در این مطالعه پودر های اکسید تیتانیوم و فولاد در حمام التراسونیک میخورد شده اند و شیار توسط این ترکیب پودری همگن پر شده که منجر به ایجاد ریز ساختار همگن نهایی شده است. همچنین با توجه به اندازه ی اولیه ی ذرات  $\text{TiO}_2$  ( $300\mu\text{m}$ ) عملیات اغتشاشی منجر به شکسته شدن ذرات تا اندازه ی کمتر از  $1\mu\text{m}$  شده اند.

قابل ذکر است که ریز ساختار منطقه ی تهی از ذرات در نمونه ی

### ۳-۲- جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فولاد X70 در حضور

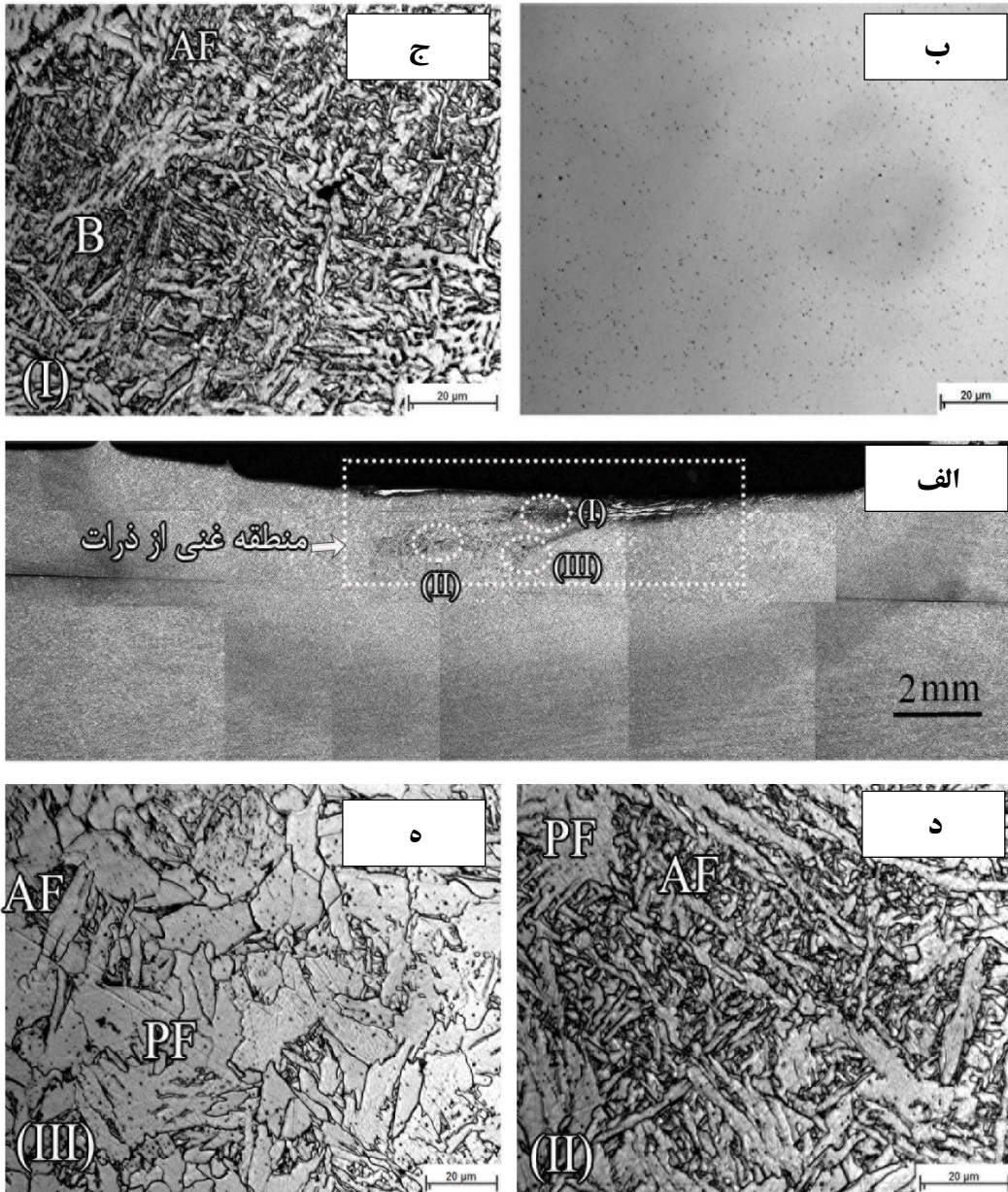
#### ذرات $\text{TiO}_2$

#### ۳-۲-۱- ارزیابی های ریز ساختاری

ساختار درشت و ریز نمونه ی FSW حاوی ذرات  $\text{TiO}_2$  در شکل (۸) نشان داده شده است. تصویر منطقه ی غنی از ذرات و توزیع همگن ذرات در منطقه ی اغتشاشی به ترتیب در شکل (۸) (ب) و شکل (۹) نشان داده شده است. این توزیع همگن در فرایند FSW یک پاسه مرسوم نیست [۳۰، ۴۹] و معمولاً در اثر چند پاس

روشن در NZ نزدیک به سطح مربوط به سایش ابزار است که اندازه گیری های EDS آنرا تأیید کرده است.

جوشکاری شده با  $TiO_2$  کاملاً مشابه مناطق مربوطه در نمونه ی FSW بدون ذرات  $TiO_2$  است. علاوه بر این، وجود منطقه ی



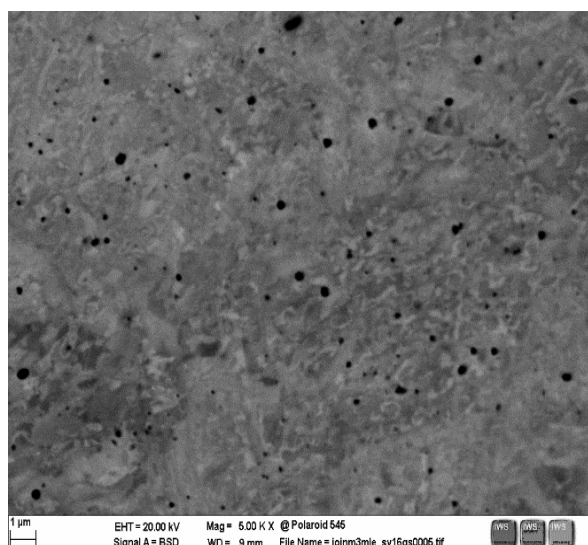
شکل ۸: (الف): ماکرو و میکروگراف سطح مقطع نمونه FSW با ذرات  $TiO_2$ ، (ب): تمام ریزساختارها دارای توزیع ذرات مشابه هستند، (ج): ساختار فریت سوزنی و مارتنزیتی در نزدیک سطح، (د): مقدار زیادی ریزساختار فریت سوزنی و FSP در فاصله ۸۸۰ میکرونی سطح و (ه): مقادیر کم فریت سوزنی و FSP و مقدار زیاد PF

ذرات  $TiO_2$  در این مناطق مشابه شکل ۸ (ب) است ولی ریزساختار آنها کاملاً متفاوت است. همان طور که مشاهده

ریزساختار نقاط مورد اشاره در شکل ۸ (الف)، در شکل ۸ (ج-ه) در بزرگنمایی بالا نشان داده شده است. اگرچه توزیع

می‌شود، ریزساختار منطقه‌ی نزدیک سطح (منطقه I) شامل AF و B بسیار ظریف است (شکل ۸ (ج))، در حالی که ریزساختار منطقه‌ی میانی (منطقه‌ی II) و منطقه‌ی نزدیک به ریشه (منطقه‌ی III) از ساختار غالب AF به همراه مقداری PF و FSP (شکل ۸ (د)) و ساختار غالب PF به همراه AF و FSP (شکل ۸ (ه)) تشکیل شده است.

همان‌طور که قبلاً بحث شد، پدیده‌ی DRX در منطقه جوش در فرایند FSW اتفاق افتاده است و این اتفاق می‌تواند تحت تأثیر ذرات تقویتی قرار گیرد. در این رابطه موارد زیر قابل بحث است. اول، ذرات تقویتی باعث افزایش انرژی ذخیره شده در نمونه شده و منجر به تقویت تبلور مجدد شده است [۱]. دوم، این ذرات می‌توانند به‌عنوان جوانه‌هایی برای تبلور مجدد دانه‌ها قرار بگیرند که به این پدیده ذرات تحریک‌کننده‌ی جوانه‌زنی<sup>۱۵</sup> (PSN) گفته می‌شود [۵۳]. نهایتاً، این ذرات می‌توانند مرزدانه‌ها را محدود کرده و مانع رشد دانه‌ها پس از DRX شوند [۵۲، ۵۴].



شکل (۹): تصویر SEM از توزیع ظریف ذرات در زمینه فولادی در NZ

### ۳-۲-۲- سختی سنجی

نقشه سختی مناطق مختلف نمونه‌ی FSW حاوی ذرات  $TiO_2$  در شکل (۱۰) نشان داده است. مشاهده شده است که مقادیر سختی BM، HAZ، TMAZ و NZ بترتیب در محدوده‌ی ۱۷۵-۱۹۵، ۱۵۰-۱۷۰، ۱۷۵-۱۹۵ و ۱۶۵-۲۱۲HV است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، منطقه‌ی HAZ کمترین سختی را در این مناطق را از خود نشان داده است که می‌تواند بدلیل ساختار تمپر شده در این منطقه باشد. علاوه بر این، منطقه‌ی NZ از BM سخت‌تر است ولی با این وجود، منطقه‌ی کوچکی در NZ مشاهده شده است که نرم‌تر از BM است. این منطقه مربوط به منطقه‌ی III در شکل (۸) است، که متشکل از دانه‌های بیش از اندازه بزرگ PF در این منطقه است و بنابراین سختی کمتری از

می‌شود، ریزساختار منطقه‌ی نزدیک سطح (منطقه I) شامل AF و B بسیار ظریف است (شکل ۸ (ج))، در حالی که ریزساختار منطقه‌ی میانی (منطقه‌ی II) و منطقه‌ی نزدیک به ریشه (منطقه‌ی III) از ساختار غالب AF به همراه مقداری PF و FSP (شکل ۸ (د)) و ساختار غالب PF به همراه AF و FSP (شکل ۸ (ه)) تشکیل شده است.

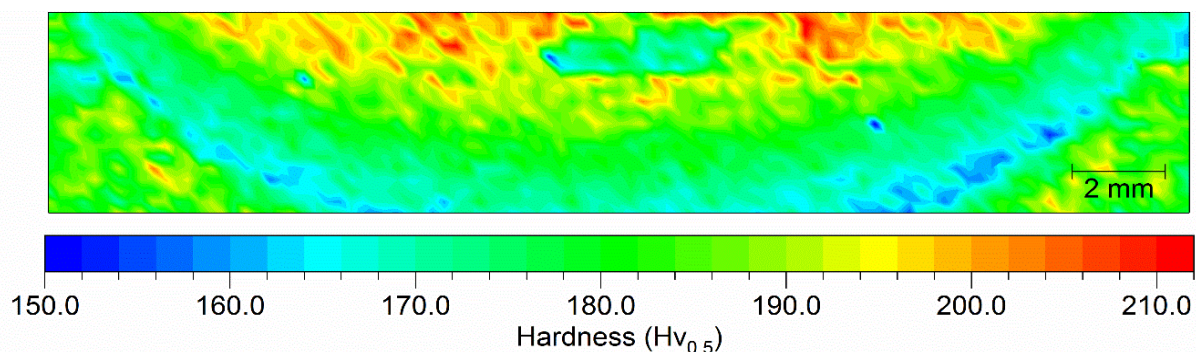
همان‌طور که قبلاً بحث شد، پدیده‌ی DRX در منطقه جوش در فرایند FSW اتفاق افتاده است و این اتفاق می‌تواند تحت تأثیر ذرات تقویتی قرار گیرد. در این رابطه موارد زیر قابل بحث است. اول، ذرات تقویتی باعث افزایش انرژی ذخیره شده در نمونه شده و منجر به تقویت تبلور مجدد شده است [۱]. دوم، این ذرات می‌توانند به‌عنوان جوانه‌هایی برای تبلور مجدد دانه‌ها قرار بگیرند که به این پدیده ذرات تحریک‌کننده‌ی جوانه‌زنی<sup>۱۵</sup> (PSN) گفته می‌شود [۵۳]. نهایتاً، این ذرات می‌توانند مرزدانه‌ها را محدود کرده و مانع رشد دانه‌ها پس از DRX شوند [۵۲، ۵۴].

در منطقه‌ی (I)، پدیده‌ی DRX پدیده‌ی غالب بدلیل تغییر شکل پلاستیکی شدید است. در این منطقه، رشد دانه‌های آستنیت توسط ذرات  $TiO_2$  به تعویق افتاده و ذرات بسیار ظریف آستنیت در اثر گرمادهی تشکیل شده است. این مناطق به دانه‌های بسیار ظریف AF و B در اثر سردشدن تبدیل شده‌اند. علاوه بر این دانه‌های بسیار ظریف در این مناطق توسط نرخ سردشدن بالا در نزدیک سطح توضیح داده می‌شود.

در فرایند FSW، تغییر فرم پلاستیکی در امتداد عمق بدلیل کاهش عملیات اغتشاشی کاهش یافته است. بنابراین، در مقایسه با منطقه‌ی I، منطقه‌ی II، دچار DRX کمتری شده و تشکیل دانه‌های بزرگتر آستنیت منجر به تشکیل مقداری PF و FSP شده است. علاوه بر این، بیشینه‌ی دمایی پایین‌تر در منطقه‌ی II منجر به نرخ سردشدن کمتر شده که از تشکیل فازهای ظریف ممانعت بعمل آورده است. ریزساختار نهایی در منطقه‌ی II، (شکل ۸ (د)) متشکل از دانه‌های AF، FSP و PF است. منطقه‌ی III دور از ابزار بوده و کمترین نرخ سردشدن را در مقایسه با دو منطقه‌ی دیگر تجربه کرده است؛ در این منطقه DRX احتمالاً به‌دلیل



خود نشان داده است. اثر ذرات  $TiO_2$  روی سختی در بخش بعدی بحث شده است.



شکل (۱۰): نقشه سختی ( $HV_{0.5}$ ) از سطح مقطع نمونه FSW حاوی ذرات  $TiO_2$ .

ساختار در این منطقه منجر به کاهش سختی تا مقادیر 245HV شده است.

مقادیر سختی نشان داده‌اند که کاهش بیشتر در سختی در منطقه‌ی III نمونه‌ی حاوی  $TiO_2$  اتفاق افتاده است و سختی به حدود 180HV رسیده است. این مقدار کم سختی می‌تواند بدلیل دانه‌های درشت PF در ساختار باشد.

در فرایند FSW ذرات ثانویه نظیر اکسید تیتانیوم نقش ساینده رو بازی کرده و باعث افزایش سایش ابزار شده‌اند. این سایش بیشتر ابزار سبب کاهش کارایی ابزار در ایجاد اغتشاش شده است. همچنین با مقایسه میزان سایش ابزار در نمونه حاوی ذرات پودر و نمونه بدون ذرات پودر مشاهده شده است که این میزان سایش در نمونه‌ی حاوی ذرات پودری بیشتر است. این کاهش عملیات اصطکاکی اغتشاشی با کوتاه شدن پین، با حرکت به سمت ریشه جوش (منطقه‌ی III) بیشتر خود را نشان داده و درشت شدن دانه‌ها را منجر شده است. بنابراین با کاهش عملیات اصطکاکی اغتشاشی، بیشینه‌ی دمایی کاهش یافته است. بنابراین، دما به اندازه‌ی کافی برای تشکیل آستنیت بالا نبوده و رشد دانه‌های اولیه فریت اتفاق افتاده است.

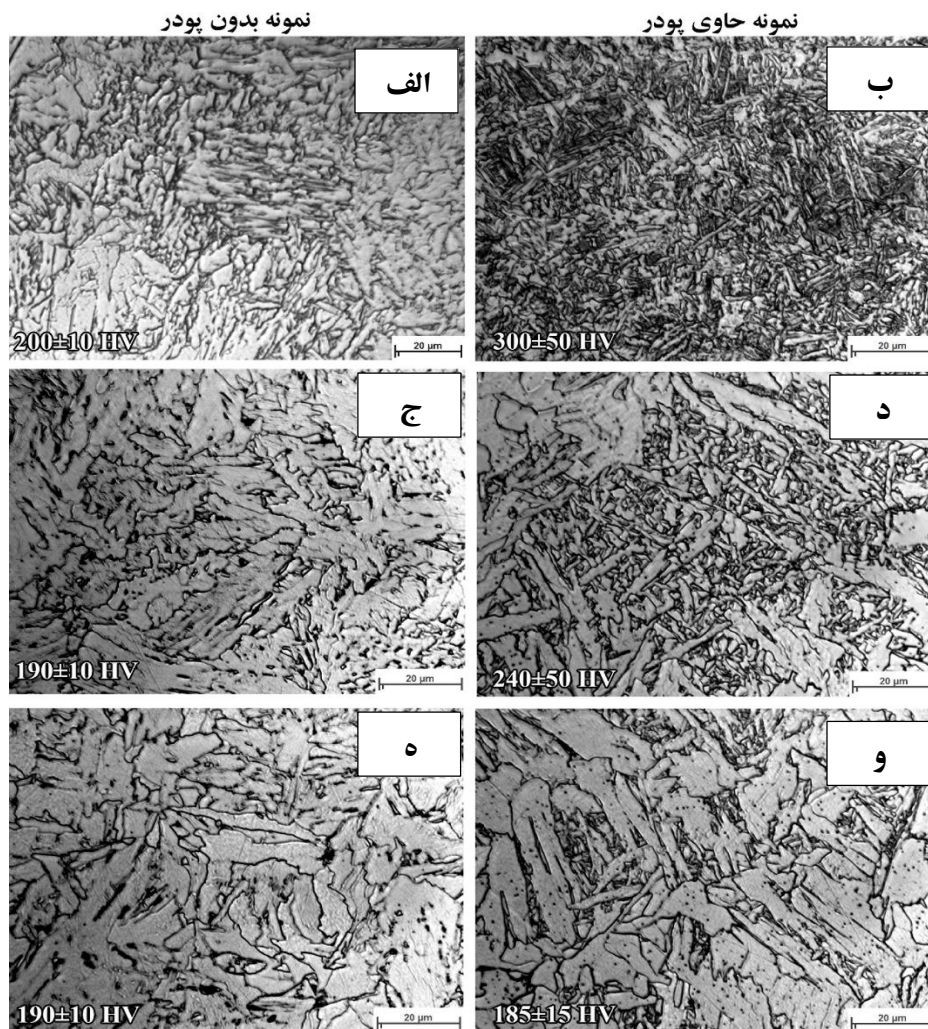
خلاصه‌ای از مقادیر سختی و ریزساختار در مناطق مختلف نمونه‌های FSW حاوی  $TiO_2$  و بدون  $TiO_2$  در جدول (۲) نشان داده شده است.

### ۳-۳- اثر ذرات $TiO_2$ روی ریزساختار و سختی نمونه‌های FSW

در بخش‌های قبل، ریزساختار و سختی نمونه‌های FSW شده بدون ذرات  $TiO_2$  و حاوی این ذرات بصورت جداگانه بحث شدند. در این بخش، اثر افزودن ذرات  $TiO_2$  روی ریزساختار و سختی نمونه‌ی FSW از طریق مقایسه‌ی مناطق مشابه در نمونه‌های اشاره شده بحث شده است. ریزساختار و سختی مناطق مختلف در نمونه‌های بدون  $TiO_2$  و حاوی  $TiO_2$  در شکل (۱۱) مقایسه شده است. مشاهده شده است که در منطقه‌ی I (نزدیک به سطح) ریزساختار نمونه‌ی عاری از  $TiO_2$  شامل فازهای PF و B با سختی 210HV است درحالی‌که در نمونه‌ی حاوی  $TiO_2$  حضور ذرات منجر به تشکیل فاز ظریف B در شبکه‌ی AF شده است که سختی آن در حدود 300HV است. قبلاً اشاره شده بود که بعضی از ناخالصی‌های اکسیدی مثل  $TiO_2$  بعنوان مناطق جوانه‌زنی فاز AF عمل می‌کنند که منجر به سختی بالاتر نسبت به فاز PF شده است [۴۰-۴۱، ۴۴].

اگرچه ریزساختار منطقه‌ی تهی از  $TiO_2$  در مناطق II و III مشابه منطقه‌ی I است ولی در نمونه‌ی حاوی  $TiO_2$  ریزساختار منطقه‌ی II (شکل (۱۱) (د)) شامل AF، FSP و PF است که از ریزساختار منطقه‌ی I متفاوت است.

همان‌طور که در بالا بحث شد، نرخ سرد شدن در منطقه‌ی II از منطقه‌ی I کمتر است که منجر به تشکیل جزئی PF داخل شبکه‌ی AF و کمتر شدن سختی شده است. کاهش میزان AF در



شکل (۱۱): ریزساختار و سختی مناطق مختلف در سطح مقطع FSW در: (الف، ج، ه): نمونه بدون ذرات  $TiO_2$  و (ب، د، و): حاوی ذرات  $TiO_2$

جدول (۲): رابطه بین ذرات و ریزساختار مربوطه و سختی مناطق مختلف.

سختی (HV)	ریزساختار	منطقه	بخش	نمونه
185±15	PF+B+Carbides	-	BM	بدون $TiO_2$
165±10	مارتنزیت تمپر شده	-	HAZ	
180±10	PF+B	-	TMAZ	
200±10	PF+B+FSP	منطقه I	NZ	
190±10	PF+B+FSP	منطقه II		
190±10	PF+B+FSP	منطقه III		
185±10	PF+B+Carbides	-	BM	حاوی $TiO_2$
160±10	مارتنزیت تمپر شده	-	HAZ	
185±10	PF+B+FSP	-	TMAZ	
300±50	M+AF	منطقه I	NZ	
240±30	AF+FSP+PF	منطقه II		
185±15	AF+FSP+PF	منطقه III		

friction stir welds in AA50-<sup>۸۳</sup>AA6082. Part II: process parameter effects on microstructure” Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 37A, No. 7, pp. 2195-2206.

- [6] R. Palanivel, et al., “Effect of tool rotational speed and pin profile on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys”, *Materials & Design*, Vol. 40, pp. 7-16, 2012.
- [7] L. Murr, “A review of FSW research on dissimilar metal and alloy systems”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 19, No. 8, pp. 1089- 1071, 2010.
- [8] T. Chen, “Process parameters study on FSW joint of dissimilar metals for aluminum-steel”, *Journal of materials science*, Vol. 44, No. 10, pp. 2573-2580, 2009.
- [9] T. Lienert, et al., “Friction stir welding studies on mild steel” *Welding Journall-new York*, Vol. 82. No. 1, pp. 1-S, 2003.
- [10] M. Sinfield, et al., 7th Int. “Friction Stir Welding Sym”, TWI Ltd., Abington, UK, 2008.
- [11] A. P. Reynolds, et al., “Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds”, *Scripta Materialia*, Vol. 48, No. 9, pp. 1289-1294, 2003.
- [12] A. P. Reynolds, et al., “Friction stir welding of DH36 steel”, *Science and Technology of Welding & Joining*, Vol. 8, No. 6, pp. 455-460, 2003.
- [13] Y. Chung, et al., “Friction stir welding of high carbon steel with excellent toughness and ductility”, *Scripta Materialia*, Vol. 63, No. 2, pp. 223-226, 2010.
- [14] V. Manvatkar, et al., Cooling rates and peak temperatures during friction stir welding of a high-carbon steel, *Scripta Materialia*, 2014.

[۱۵] ع. ناظم الرعايا و م. فاضل نجف آبادی، "بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال فولاد API-X65 به روش جوشکاری هم زن اصطکاکی"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره نهم، شماره ۴، صفحه ۷۵-۸۴، ۱۳۹۴.

[۱۶] ک. امینی، ع. فاتحی، و ع. بروجردی، "بررسی ریزساختار و خواص

#### ۴- نتیجه گیری

اثر حضور ذرات  $TiO_2$  روی ریز ساختار و سختی فولاد HSLA X70، در روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی مطالعه شده است. نشان داده شده است که ذرات  $TiO_2$  منجر به ریزدانه‌گی و ایجاد ساختار فریت سوزنی و فریت ریزدانه در ساختار شده است. از سوی دیگر ایجاد این ساختار منجر به افزایش سختی نیز شده است.

مهمترین نتایج مقاله حاضر شامل موارد زیر است:

- ۱- در نمونه‌ی FSW بدون ذرات  $TiO_2$ ، ریز ساختار در تمام نقاط مختلف NZ یکسان بوده است ولی مشاهده شده است که اندازه‌ی دانه‌های PF در نقاط مختلف آن متفاوت است.
- ۲- در نمونه‌ی FSW حاوی ذرات  $TiO_2$ ، عملیات اصطکاکی اغتشاشی منجر به شکسته شدن ذرات و تبدیل آنها به ذرات بسیار ریز در ابعاد زیر میکرونی شده‌اند؛ این ذرات به صورت همگن در ساختار توزیع یافته‌اند.
- ۳- بسته به عملیات اغتشاشی و گرمای ورودی، ذرات  $TiO_2$  داخل ساختار، می‌توانند به عنوان نقاط جوانه‌زنی فریت سوزنی عمل کرده و باعث افزایش سختی شوند.

#### ۵- مراجع

- [1] S, Tebyani & K. Deghani, “Friction stir spot welding of interstitial free steel with incorporating silicon carbide nanopowders”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 79, No. 1-4, pp. 343-350, 2015.
- [2] S, Barnes, et al., “Friction stir welding in HSLA-65 steel: part I. Influence of weld speed and tool material on microstructural development”, *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 43A, No. 7, pp. 2342-2355, 2012.
- [3] L, Cui, et al., “Friction stir welding of a high carbon steel”, *Scripta materialia*, Vol. 56, No. 7, pp. 637-640, 2007.
- [4] R. S. Mishra & Z. Ma, “Friction stir welding and processing” *Materials Science and Engineering: R: Reports*, Vol. 50, No.1, pp. 1-78, 2005.
- [5] M. Peel, A. Steuwer & P. Withers, “Dissimilar

- [27] H. Yu, "Influences of microstructure and texture on crack propagation path of X70 acicular ferrite pipeline steel", *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*, Vol. 15, No. 6, pp. 683-687, 2008.
- [28] L. Wei & T. W. Nelson, "Influence of heat input on post weld microstructure and mechanical properties of friction stir welded HSLA-65 steel", *Materials Science and Engineering*, Vol. 556A, pp. 51-59, 2012.
- [29] P. Xue, et al., "Enhanced mechanical properties in friction stir welded low alloy steel joints via structure refining", *Materials Science and Engineering*, Vol. 606A, pp. 322-329, 2014.
- [30] M. Sharifitabar, et al., "Fabrication of 5052Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanoceramic particle reinforced composite via friction stir processing route", *Materials & Design*, Vol. 32, No. 8, pp. 4164-4172, 2011.
- [31] H. Arora, H. Singh & B. Dhindaw, "Composite fabrication using friction stir processing—a review", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 61, No. 9, pp. 1043-1055, 2012.
- [32] M. C. Zhao, K. Yang & Y. Shan, "The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel", *Materials Science and Engineering*, Vol. 335A, No. 1, pp. 14-20, 2002.
- [33] K. Junhua, et al., "Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel", *Materials & design*, Vol. 25, No. 8, pp. 723-728, 2004.
- [34] M. Jafarzadegan, et al., "Microstructural characterization in dissimilar friction stir welding between 304 stainless steel and st37 steel", *Materials Characterization*, Vol. 74, pp. 28-41, 2012.
- [35] M. Avazkonandeh Gharavol, M. Haddad Sabzevar & A. Haerian, "Effect of copper content on the microstructure and mechanical properties of multipass MMA, low alloy steel weld metal deposits", *Materials & Design*, Vol. 30, No. 6, pp. 1902-1912, 2009.
- [36] X. Wan, et al., "The formation mechanisms of interlocked microstructures in low-carbon high-strength steel weld metals", *Materials*
- مکانیکی اتصال جوشکاری اصطکاکی فولاد CK35 به فولاد CrMo4۱۸، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره پنجم، شماره ۴، صفحه ۳۱-۳۶، ۱۳۹۰.
- [17] C. D. Sorensen & T. W. Nelson, "Friction stir welding of ferrous and nickel alloys", *Friction stir welding and processing*, pp. 111-121, 2007.
- [18] P. Xue, B. Xiao & Z. Ma, "Achieving ultrafine-grained structure in a pure nickel by friction stir processing with additional cooling", *Materials & Design*, Vol. 56, pp. 848-851, 2014.
- [19] S. Barnes, et al., "Residual strains and microstructure development in single and sequential double sided friction stir welds in RQT-701 steel", *Materials Science and Engineering*, Vol. 492A, No. 1, pp. 35-44, 2008.
- [20] L. Fratini, et al., "A new fixture for FSW processes of titanium alloys", *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, Vol. 59, No. 1, pp. 271-274, 2010.
- [21] G. Buffa, L. Fratini & F. Micari, "Mechanical and microstructural properties prediction by artificial neural networks in FSW processes of dual phase titanium alloys", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 14, No. 3, pp. 289-296, 2012.
- [22] Y. Zhang, et al., "Review of tools for friction stir welding and processing", *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 51, No. 3, pp. 250-261, 2012.
- [23] A. Pradeep, S. Muthukumar & P. Dhanush, "Subshoulder formation during friction stir welding of steel using tungsten alloy tool", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 18, No. 8, pp. 671-679, 2013.
- [24] L. Wei & T. Nelson, "Correlation of microstructures and process variables in FSW HSLA-65 steel", *Welding journal*, Vol. 90, No. 1-3, pp. 95s-101s, 2011.
- [25] B. Beidokhti & R. Pouriamanesh, "Effect of Filler Metal on Mechanical Properties of HSLA Welds", in *Welding Journal*, 2015.
- [26] B. Beidokhti, A. Koukabi & A. Dolati, "Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 20, No. 8, pp. 4027-4035, 2009.

- Science and Technology of welding and Joining, Vol. 16, No. 4, pp. 325-342, 2011.
- [48] E. Michael, "The Effects of Tool Texture on Tool Wear in Friction Stir Welding of X-70 Steel", The Ohio State University, 2012.
- [49] M. Bahrami, K. Dehghani & M. K. Besharati Givi, "A novel approach to develop aluminum matrix nano-composite employing friction stir welding technique", *Materials & Design*, Vol. 53, pp. 217-225, 2014.
- [50] K. Dehghani & A. Chabok, "Dependence of Zener parameter on the nanograins formed during friction stir processing of interstitial free steels", *Materials Science and Engineering*, Vol. 528A, No. 13, pp. 4325-4330, 2011.
- [51] M. M. Husain, et al., "Friction Stir Welding of Steel: Heat Input, Microstructure, and Mechanical Property Co-relation", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 24, No. 9, pp. 3673-3683, 2015.
- [52] Y. Sun & H. Fujii, "The effect of SiC particles on the microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper joints", *Materials Science and Engineering*, Vol. 528A, No. 16, pp. 5470-5475, 2011.
- [53] A. Feng, B. Xiao & Z. Ma, "Effect of microstructural evolution on mechanical properties of friction stir welded AA2009/SiCp composite", *Composites Science and Technology*, Vol. 68, No. 9, pp. 2141-2148, 2008.
- [54] F. Humphreys, "Recrystallization mechanisms in two-phase alloys", *Metal Science*, Vol. 13, No. 3-4, pp. 136-145, 1979.
- Characterization, Vol. 67, pp. 41-51, 2012.
- [37] H. Liu, et al., "Wear characteristics of a WC-Co tool in friction stir welding of AC4A+ 30vol% SiCp composite", *International journal of machine tools and manufacture*, Vol. 45, No. 14, pp. 1635-1639, 2005.
- [38] J. M. Gregg, "Ferrite nucleation on non-metallic inclusions in steel", University of Cambridge, 1995.
- [39] Y. Ito, M. Nakanishi & Y. Komizo, "Effects of oxygen on low carbon steel weld metal" *Metal Construction*, Vol. 14, pp. 472-8, 1982.
- [40] S. St-Laurent & G. L'Espérance, "Effects of chemistry, density and size distribution of inclusions on the nucleation of acicular ferrite of C-Mn steel shielded-metal-arc-welding weldments", *Materials Science and Engineering*, Vol. 149A, No. 2, pp. 203-216, 1992.
- [41] M. Fattahi, et al., "Effect of Ti-containing inclusions on the nucleation of acicular ferrite and mechanical properties of multipass weld metals", *Micron*, Vol. 45, pp. 107-114, 2013.
- [42] W. Zeng, H. Wu & J. Zhang, "Effect of tool wear on microstructure, mechanical properties and acoustic emission of friction stir welded 6061 Al alloy", *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, Vol. 19, No. 1, pp. 9-19, 2006.
- [43] G. Thewlis, J. Whiteman & D. Senogles, "Dynamics of austenite to ferrite phase transformation in ferrous weld metals", *Materials Science and Technology*, Vol. 13, No. 3, pp. 257-274, 1997.
- [44] S. S. Babu, "The mechanism of acicular ferrite in weld deposits", *Current opinion in Solid state and Materials Science*, Vol. 8, No. 3, pp. 267-278, 2004.
- [45] H. K. Sung, et al., "Effects of acicular ferrite on charpy impact properties in heat affected zones of oxide-containing API X80 linepipe steels", *Materials Science and Engineering*, Vol. 528A, No. 9, pp. 3350-3357, 2011.
- [46] T. K. Pal & U. K. Maity, "Effect of nano size TiO<sub>2</sub> particles on mechanical properties of AWS E 11018M type electrode", *Materials Sciences and Applications*, Vol. 2, No. 09, pp. 1285, 2011.
- [47] R. Rai, et al., "Review: friction stir welding tools",

## ۶- پی نوشت

- [1] Friction Stir Welding (FSW)  
 [2] High Strength Low Alloy (HSLA)  
 [3] Hydrogen-Assisted Cracking (HAC)  
 [4] Heat Affected Zone (HAZ)  
 [5] Acicular Ferrite (AF)  
 [6] Energy Dispersive Spectrometry (EDS)  
 [7] Nugget Zone (NZ)  
 [8] Thermomechanical Affected Zone (TMAZ)  
 [9] Heat Affected Zone (HAZ)  
 [10] Base Metal (BM)  
 [11] Advancing Side (AS)

- [12] Retreating Side (RS)
- [13] Ferrite Side Plate (FSP)
- [14] Dynamic Recrystallization (DRX)
- [15] Particle Stimulated Nucleation (PSN)

## Study the microstructure and hardness of FSW of API 70 steel at the presence of TiO<sub>2</sub> particles

Rasoul Pouriamanesh<sup>1</sup>, Kamran Dehghanib<sup>2\*</sup>

1- PhD Student, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran

2- Professor, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran

\*Corresponding author: Dehghani@aut.ac.ir

---

### Abstract

In this study, the microstructural properties and hardness of Friction Stir Welded (FSWed) of high strength low alloy API X70 steel at the presence of titanium dioxide (TiO<sub>2</sub>) particles were investigated. In this regard, a homogeneous mixture of TiO<sub>2</sub> and X70 steel powders were inserted into the weld groove before applying FSW. The FSW method was applied on HSLA X70 with and without addition of titanium oxide (TiO<sub>2</sub>) particles. The optical microscopy and Vickers microhardness measurements were employed to evaluate the microstructure and hardness of the different weldments zones. The results showed that the hardness of various zones in the weldment are strongly depended on the microstructure which is affected by heat input and stirring action. In addition, the TiO<sub>2</sub> particles were homogenously dispersed in the stir zone of TiO<sub>2</sub>-doped weldment and subsequently has changed the microstructure and hardness. In particular, a transition from an acicular ferrite (AF) dominant microstructure with a hardness value of 300 HV to a polygonal ferrite (PF) dominant microstructure with a hardness value of 180 HV was observed by moving from top surface region to near root region.

**Keywords:** Friction Stir Welding (FSW), HSLA steel, titanium dioxide (TiO<sub>2</sub>), microstructure, hardness.

---

Journal homepage: [ma.iaumajlesi.ac.ir](http://ma.iaumajlesi.ac.ir)

### Please cite this article using:

Rasoul Pouriamanesh, Kamran Dehghanib, Study the microstructure and hardness of FSW of API 70 steel at the presence of TiO<sub>2</sub> particles, in Persian, New Process in Material Engineering, 2018, 12(3), 121-135.