

بررسی اثر عملیات حرارتی تنش‌زدایی بر ساختار، خواص مکانیکی و خوردگی منطقه جوش قوسی فولاد A۵۱۷

رسول سپهرزاد^{۱*}، ابراهیم حشمت دهکردی^۲، علی شفیعی^۳، علیرضا افخمی عقدا^۴

چکیده

عملیات حرارتی تنش‌زدایی برای سازه‌های فولادی و مخازن تحت فشار از جنس فولادهای کوئچ و تمپر شده، روش متداولی در میان استانداردهای ساخت می‌باشد که با هدف کاهش دامنه‌ی تنش‌های باقیمانده انجام می‌شود. در این پژوهش اثر تنش‌زدایی در دماهای مختلف، بر خواص مکانیکی (به ویژه مقاومت به ضربه‌ی) فولاد A۵۱۷، بررسی شده است. برای جوشکاری ورق فولادی A۵۱۷ با ضخامت ۲۰ mm، از فرآیند جوشکاری قوسی با الکتروود پوشش‌دار (SMAW) استفاده شد. پس از برشکاری نمونه‌ها، تنش‌زدایی در دماهای ۴۸۰، ۵۶۰، ۶۲۰ و ۶۸۰ °C و به مدت ۷۵ دقیقه روی نمونه‌ها انجام پذیرفت. سپس نمونه‌های ضربه از فلز جوش، منطقه متأثر از حرارت (HAZ) و فلز پایه تهیه شد و این آزمون در دمای ۵۱±۱ °C انجام شد. پس از انجام آزمایش ضربه، مقاطع شکست با میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفتند. هم‌چنین آزمایش کشش، سختی سنجی و متالوگرافی بر روی نمونه‌های عملیات حرارتی شده انجام شد و در نهایت نتایج هم‌هی آزمایش‌ها نمونه‌های تنش‌زدایی شده با حالت جوشکاری شده (AW) مقایسه گردید. هم‌چنین به منظور ارزیابی اثر تنش‌زدایی بر مقاومت به خوردگی نمونه‌ها، آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی سیکی انجام شد. با توجه به نتایج آزمایش‌ها در مجموع نمونه‌ای که در ۵۶۰ °C تنش‌زدایی شده بود، خواص مکانیکی مطلوب‌تری از خود نشان داد.

واژه‌های کلیدی: تنش‌زدایی، چقرمگی شکست، خواص مکانیکی، فولاد A۵۱۷، مقاومت به خوردگی

^۱ - دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد - جوشکاری، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف آباد، دانشکده مهندسی مواد، اصفهان، ایران

^۲ - رئیس انجمن خوردگی ایران و نایب رئیس انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران

^۳ - دانشیار، عضو هیئت علمی دانشگاه صنعتی اصفهان

^۴ - سازمان صنایع دریایی

* - نویسنده مسوول مقاله: rasoolsepehrzad@gmail.com

پیشگفتار

در حدود ۳۰ سال گذشته، فولادهای استحکام بالا برای استفاده در کاربردهای کشتی‌سازی مقبولیت یافتند [۱] و در استانداردهای تجاری کشتی‌سازی وارد شدند [۲ و ۳]. استحکام افزایش یافته‌ی این آلیاژها، استفاده از مقاطع نازک‌تر را تسهیل می‌کند که این امر موجب کاهش وزن سازه، افزایش قابلیت حمل بار، افزایش قابلیت تحرک شناورها و صرفه‌جویی در مصرف سوخت می‌شود [۱]. انجمن‌های طبقه‌بندی مانند لویدز رجیستر^۱ (LG) و اداره‌ی کشتیرانی آمریکا^۲ (ABS) برای فولادهای استحکام بالا با حداقل استحکام تسلیمی در محدوده‌ی ۲۶۵ تا ۳۹۰ MPa، مقررات و قوانینی دارند [۲ و ۳]. فولادهایی با مقادیر استحکام بالاتر از مقادیر تعیین شده در استانداردهای دریایی نظامی و تجاری نیز، در کشتی‌سازی گنجانده شدند [۱]. این آلیاژها اکثراً در شرایط کوئنچ و تمپر شده تأمین می‌شوند و استحکام بالای خود را از طریق افزودن عناصر آلیاژی، به دست می‌آورند. مثال‌هایی از این فولادها عبارتند از آلیاژهای نظامی سری (HY^۳) [۴] و فولاد A۵۱۷ ASTM [۵] که همگی در ساخت شناورهای دریایی کاربرد دارند.

عملیات حرارتی پس‌گرم^۴ در مورد فولادهای کوئنچ و تمپر شده، یک فرآیند تنش‌زدایی است که در اثر آن، توسط حرارت دادن قطعه‌ی جوشکاری شده برای یک مدت زمان معین بسته به ضخامت ورق، تنش‌های باقیمانده کاهش می‌یابد [۶]. در میان استانداردهای بین‌المللی، اختلافاتی در ارتباط با مشخصات سیکل حرارتی در عملیات حرارتی تنش‌زدایی برای فولادهای کربن-منگنز و میکرو آلیاژی (کم آلیاژ)، وجود دارد [۷]. برخی استانداردها، انجام تنش‌زدایی و برخی دیگر عدم انجام آن را توصیه می‌کنند. برای مثال در حال حاضر در استاندارد استرالیا، اعمال PWHT در مخازن تحت فشار قابل حمل برای تمامی ورق‌ها الزامی است، در حالی که برای مخازن تحت فشار غیر قابل حمل از جنس فولاد کوئنچ و

تمپر شده، فقط برای ورق‌های با ضخامت بزرگتر از ۱۵ mm الزامی می‌باشد [۸]. اینگونه الزامات، با وجود این واقعیت که عملیات حرارتی تنش‌زدایی بر اساس برخی تحقیقات اثر مضر بر بعضی خواص مکانیکی (به ویژه چقرمگی ضربه) فلز پایه دارد [۶]، باعث تمایل به انجام این پژوهش شد. در این پژوهش تلاش شده است که اثر تنش‌زدایی بر خواص مکانیکی (از جمله استحکام کششی، سختی و چقرمگی ضربه‌ی) و مقاومت به خوردگی ورق‌های جوشکاری شده به روش SMAW از جنس فولاد کوئنچ و تمپر شده‌ی A۵۱۷، بررسی شود.

مواد و روش‌ها

آماده‌سازی نمونه‌ها

در این پژوهش به منظور تهیه‌ی نمونه‌های آزمایش، از دو ورق با ضخامت ۲۰ mm و با ابعاد ۳۰۰×۱۰۰۰ mm از جنس فولاد کوئنچ و تمپر شده‌ی A۵۱۷ Gr.B ASTM، ساخت کشور ایران استفاده شد. برای جوشکاری ورق‌ها، الکتروود مصرفی E۱۱۰۱۸-M به قطر ۲/۵ و ۳/۲mm و ساخت شرکت انگلیسی مترو^۵، به کار گرفته شد. لبه‌سازی ورق به صورت جناغی دوطرفه (لبه‌سازی X-شکل) و با زاویه‌ی پخ ۶۰ درجه، انجام شد. سپس مطابق با توصیه‌ی شرکت سازنده‌ی الکتروود، پخت الکتروودها در دمای ۳۰۰ تا ۳۵۰ °C به مدت ۱ تا ۲ ساعت صورت گرفت. پس از انجام مراحل فوق، جوشکاری نمونه‌ها به روش جوشکاری قوسی با الکتروود دستی^۶ در وضعیت ۳G و به صورت سربالا انجام شد. سپس سیکل‌های عملیات حرارتی متفاوتی روی هر کدام از نمونه‌ها در یک کوره الکتریکی مقاومتی انجام شد. به منظور مقایسه‌ی نمونه‌های تنش‌زدایی شده با حالت تنش‌زدایی نشده، یک نمونه در حالت جوشکاری شده (بدون PWHT) باقی ماند. در سیکل‌های اعمالی زمان نگهداری، مدت ۷۵ دقیقه تعیین شد. نمونه‌ها بر اساس سیکل عملیات حرارتی به صورتی که در جدول ۱ نشان داده شده است، نامگذاری شدند. ترکیب شیمیایی فلز پایه

^۱ - Lloyd's Register

^۲ - American Bureau of Shipping

^۳ - High Yield

^۴ - Post Weld Heat Treatment (PWHT)

^۵ - Metrode

^۶ - Shielded Metal Arc Welding (SMAW)

و الکتروود نیز به ترتیب در جدول ۲ و ۳ نشان داده شده است.

جدول ۱- نامگذاری نمونه ها براساس سیکل عملیات حرارتی تنش زدایی

T-۴۸۰	نمونه‌ای که در دمای °C ۴۸۰ تنش زدایی شد
T-۵۶۰	نمونه‌ای که در دمای °C ۵۶۰ تنش زدایی شد
T-۶۲۰	نمونه‌ای که در دمای °C ۶۲۰ تنش زدایی شد
T-۶۸۰	نمونه‌ای که در دمای °C ۶۸۰ تنش زدایی شد
(AW)	نمونه‌ای که تنش زدایی روی آن انجام نشد

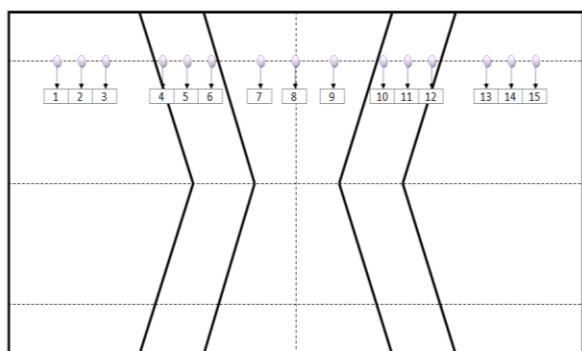
جدول ۲- ترکیب شیمیایی ورق‌های مورد استفاده از جنس فولاد کوئنچ و تمپر شده‌ی A۵۱۷ Gr. B بر حسب درصد وزنی.

C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	Ti	B	Ni	Cu
۰/۱۶۳	۰/۸۴۹	۰/۰۰۸	۰/۰۰۳	۰/۱۸۲	۰/۴۹۴	۰/۲۰۶	۰/۰۵۵	۰/۰۱۲	۰/۰۰۲	۰/۰۲۶	۰/۰۱۵

جدول ۳- ترکیب شیمیایی الکتروود E۱۱۰۱۸-M متروود بر حسب درصد وزنی.

	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V
Min	--	۱/۳۰	--	--	--	--	۱/۵۰	۰/۲۵	--
Max	۰/۱۰	۱/۸۰	۰/۶۰	۰/۰۳۰	۰/۰۳۰	۰/۴۰	۲/۵۰	۰/۵۰	۰/۰۵
Typ	۰/۰۵	۱/۷	۰/۳۵	۰/۰۱۲	۰/۰۱۲	۰/۲	۲/۲	۰/۴	۰/۰۲

۱۰ انجام شد تا بتوان دریافت که آیا سختی فولاد کوئنچ تمپر شده در محدوده‌ی قابل پذیرش برای این فولاد هست یا خیر. در شکل ۱ به صورت شماتیکی مناطق مختلف نمونه که در آن نقاط سختی اندازه‌گیری گردید شامل فلز جوش، فلز پایه، ناحیه‌ی درشت دانه‌ی متأثر از حرارت (CGHAZ) ناحیه‌ی ریز دانه‌ی متأثر از حرارت (FGHAZ) نشان داده شده است. این آزمون به وسیله‌ی یک دستگاه Koopa مدل UV۱ ساخت ایران، انجام شد.



شکل ۱- نقاط انجام آزمون سختی در نمونه‌های مورد

بررسی.

بررسی‌های متالوگرافی

به منظور انجام بررسی‌های متالوگرافی، آماده‌سازی نمونه‌ها مطابق با الزمات ASTM E۳:۰۱ انجام شد و محلول اچ مطابق با ASTM E۴۰۷:۹۹ انتخاب گردید. نمونه‌سازی به نحوی انجام شد که نمونه‌ها شامل فلز جوش، فلز پایه، ناحیه‌ی درشت دانه‌ی متأثر از حرارت^۱ (CGHAZ) ناحیه‌ی ریزدانه‌ی متأثر از حرارت^۲ (FGHAZ) باشند. بعد از سمباده زنی و پولیش، نمونه‌ها در محلول نایتال ۲٪، اچ شدند. در اثر خورده شدن مناطق گوناگون با این محلول، در زیر یک میکروسکوپ نوری Radical مدل Rmm۲، نواحل متمایز مشاهده شد و سپس تصاویر متالوگرافی با استفاده از دوربین ژاپنی Jenoptic تهیه شد.

آزمون سختی سنجی

اندازه‌گیری سختی ماکرو پس از عملیات تنش زدایی با هدف بررسی میزان کاهش سختی، مطابق با استاندارد EN ۱۰۴۳-۱:۹۶ به روش ویکرز و با نیروی اعمالی kg

^۱- Coarse Grain Heat Affected Zone

^۲- Fine Grain Heat Affected Zone

آزمون کشش

همان‌گونه که می‌دانیم اطلاعات فراوانی را می‌توان از آزمون کشش استخراج نمود از جمله نقطه‌ی تسلیم، استحکام کششی، مدول الاستیسیته، درصد ازدیاد طول. این آزمون در این پژوهش به منظور مقایسه‌ی استحکام کششی محل اتصال نمونه‌هایی که در دماهای متفاوت تحت عملیات حرارتی پس‌گرم قرار گرفتند، انجام شد. از یک دستگاه کشش ۲۰ تنی Gotech مدل LA۲۰-۷۰۰-AI برای انجام آزمون کشش استفاده شد. نمونه‌سازی و اجرای آزمایش مطابق با استاندارد ASME Sec IX:۱۰ صورت پذیرفت [۹].

آزمون ضربه‌ی شارپی با شیار ۷-شکل

به منظور به دست آوردن چقرمگی ضربه‌ای نمونه‌ها، آزمون ضربه انجام می‌شود. این آزمون می‌تواند مقاومت نمونه در برابر بارهای ضربه‌ای (برای مثال نیرویی که در هنگام تصادف، به یک مخزن تحت فشار قابل حمل اعمال می‌شود [۶]) را شبیه‌سازی نماید. ابعاد نمونه‌های ضربه‌ی مورد استفاده در این پژوهش بر اساس استاندارد IX:۱۰ ASME Sec تعیین شد [۹]. برای ارزیابی مقاومت ضربه‌ای در هر منطقه از جوش (شامل فلز پایه، فلز جوش و HAZ)، شیار در آن ناحیه واقع می‌گردد. آزمون ضربه روی نمونه‌ها در دمای $51 \pm 1^\circ\text{C}$ ، به وسیله‌ی یک دستگاه Santam مدل SIT-۳۰۰ ساخت کشور ایران، انجام شد. بر اساس استاندارد ASME برای فولادهای کربنی و کم‌آلیاژ با ضخامت ۱۰ تا ۳۲ mm شرایط پذیرش آزمون ضربه این است که:

- میزان انرژی ضربه‌ی جذب شده برای هر نمونه حداقل ۲۷ ژول باشد.
- میانگین نتایج نباید از ۲۷ ژول کمتر باشد.
- هیچ کدام از نتایج نباید کمتر از دو سوم مقدار میانگین باشد [۹].

بررسی مقاطع شکست با میکروسکوپ الکترونی

رویشی

در این کار تصاویر سطح مقطع شکست نمونه‌های ضربه به وسیله‌ی یک میکروسکوپ الکترونی رویشی ZEISS ساخت آلمان، از فلز پایه تهیه شد. هم‌چنین به کمک این میکروسکوپ در یک نقطه آنالیز عنصری به روش طیف سنجی انرژی اشعه‌ی ایکس^۱ (EDAX)، برای بررسی ترکیب شیمیایی یک ناخالصی موجود در سطح مقطع شکست انجام شد.

آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی سیکلی

به منظور بررسی رفتار خوردگی فلزات در محیط‌های اتمسفری دریایی نیاز به محیطی شبیه‌سازی شده است تا شرایط مخرب اتمسفری کلریدی را فراهم کند [۱۰]. در این پژوهش ارزیابی‌های پتانسیودینامیکی نیز به منظور بررسی رفتار آندی نمونه‌ها استفاده شد تا نرخ‌های خوردگی و مقاومت به خوردگی حفره‌ای قطعات جوشکاری شده‌ی از جنس فولاد A۵۱۷ در شرایطی مشابه با اتمسفر دریایی تعیین شود. اندازه‌گیری‌های الکتروشیمیایی با به کارگیری روش متداول سه الکترودی انجام شد. نمونه‌های تنش‌زدایی شده و نمونه‌ی جوشکاری شده (AW) با ناحیه‌ی سطحی 1cm^2 به عنوان الکتروکد، کاری، الکتروکد کاتود استاندارد به عنوان الکتروکد مرجع و الکتروکد پلاتینی به عنوان الکتروکد کمکی استفاده شدند. الکترودهای پولیش شده به مدت حداقل ۲۰ دقیقه درون محلول (wt %) $3/5\text{NaCl}$ غوطه‌ور شدند تا با محلول به تعادل برسند. در این آزمون روبش پتانسیل در محدوده‌ی ۲۵۰- تا ۴۰۰ میلی‌ولت و با نرخ روبش ۱ میلی‌ولت بر ثانیه در دمای 25°C ، تنظیم شد.

نتایج و بحث

تصاویر متالوگرافی ریزساختار نمونه‌های T-۴۸۰، T-۵۶۰، T-۶۲۰، T-۶۸۰ و نمونه‌ی AW از ناحیه‌ی متأثر از حرارت با دانه‌های خشن نزدیک به فلز جوش

¹- Energy Dispersive X-Ray Analyses

مناطق مختلف مقطع جوش رویت نمی‌شود، با مشاهدات استرجوسی^۱ از منطقه‌ی جوشکاری شده‌ی فولاد کوئنچ و تمپر شده‌ی BIS۸۰PV که در دمای °C ۵۶۰ تحت عملیات حرارتی پس‌گرم قرار گرفته بود، مطابقت دارد [۱۲]. همان‌گونه که در قبل بیان شد در این پژوهش سختی نمونه‌ها در نقاطی که در شکل ۱ نشان داده شده است، اندازه‌گیری شد. به منظور مقایسه‌ی آسان‌تر، در شکل ۴ نتایج سختی به صورت نمودار نشان داده شده است. در این شکل برای نمونه‌ی AW، مشاهده می‌شود که کمترین مقدار سختی (۲۵۸ ویکرز در نقطه‌ی ۳) در فلز پایه و بیش‌ترین مقدار سختی در CGHAZ (۴۰۰ ویکرز در نقطه‌ی ۶) به دست آمده است. بالا بودن سختی در CGHAZ مربوط به نمونه‌ی AW می‌تواند ناشی از این باشد که در این ناحیه به دلیل مجاورت با فلز جوش و تجربه‌ی سیکل حرارتی با دمای بالاتر هنگام جوشکاری (در مقایسه با فلز پایه)، دانه‌های آستنیت رشد نموده و مساحت مرز دانه‌ها کاهش یافته است، در نتیجه انجام استحاله‌های نفوذی دشوار گردیده (سختی‌پذیری بیش‌تر شده) و در اثر سرعت سرد شدن بالا پس از جوشکاری، آستنیت به مارتنزیت خشن و پر کربن استحاله یافته است. نتایج به دست آمده برای نمونه‌ی AW با نتایج حاصل از آزمون سختی که استرجوسی و همکارانش روی فولاد کوئنچ و تمپر شده‌ی BIS۸۰PV قبل از اعمال عملیات حرارتی پس‌گرم انجام دادند تطابق دارد و تأییدی بر صحت نتایج آزمون سختی این نمونه است، به این صورت که نتایج آنها نیز بیش‌ترین سختی را در CGHAZ (حدود ۴۲۰ ویکرز) گزارش کرده و هم‌چنین مشابه با نتایج آن‌ها، برای نمونه‌ی AW سختی فلز جوش از سختی فلز پایه بیش‌تر است [۱۲]. با توجه به شکل ۴، انجام تنش‌زدایی در ناحیه‌ی فلز جوش نمونه‌ی T-۴۸۰ و T-۶۲۰ تأثیر تقریباً یکسانی داشته است و در مقایسه با نمونه‌ی AW، کاهش سختی یکسانی داشته‌اند. علاوه بر این بیش‌ترین کاهش سختی در فلز جوش (مشابه با فلز پایه) مربوط به نمونه‌ی T-۶۸۰ می‌باشد. از طرفی سختی فلز جوش نمونه‌ی AW از همه‌ی نمونه‌هایی که روی آن‌ها PWHT انجام شده

(CGHAZ) را در شکل ۲، ناحیه‌ی متأثر از حرارت با دانه‌های ظریف نزدیک به فلز پایه (FGHAZ) را در شکل ۳، می‌توان مشاهده نمود. به دلیل اینکه تنش‌زدایی تفاوت چندانی در ریزساختار نواحی فلز جوش و فلز پایه ایجاد نکرده است، تصاویر این نواحی در این مقاله ارائه نمی‌شود. براساس مطالعه‌ی منابع موجود، استنباط می‌شود که در اثر آستنیت‌زدایی در دمای °C ۹۰۰، سپس کوئنچ در روغن و در نهایت با انجام عملیات تمپر در دمای °C ۶۲۰، ساختار این فولاد مارتنزیت تمپر شده است [۱۱]. در شکل ۳ نیز در قسمت علامت‌گذاری شده با BM می‌توان ریزساختار مارتنزیت تمپر شده‌ی فلز پایه را مشاهده نمود. از مقایسه‌ی تصاویر نمونه‌هایی که به ترتیب در دمای °C ۴۸۰، ۵۶۰، ۶۲۰ و ۶۸۰ تنش‌زدایی شده‌اند [تصاویر (الف)، (ب)، (ج) و (د)]، با تصویر (ه) که مربوط است به نمونه‌ی جوشکاری شده (AW)، می‌توان دریافت که در تصاویر میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی ۴۰۰ برابر، تغییر محسوسی در ریزساختار فلز پایه در نمونه‌های تنش‌زدایی شده نسبت به نمونه‌ی تنش‌زدایی نشده، مشاهده نمی‌شود. هم‌چنین در این شکل که مربوط به FGHAZ است، مقادیر کمی دانه‌های فریت و فریت سوزنی (که دانه‌ها در این منطقه از دانه‌های فلز پایه ظریف‌تر می‌باشند) به همراه نواحی پرلیتی مشهود است. در شکل ۲- (ب) و (ه) در قسمت‌های علامت‌گذاری شده با WM که مربوط به فلز جوش نمونه‌ها می‌باشد، مشاهده می‌شود که ریزساختار فلز جوش به دلیل سرعت سرد شدن بیش‌تر، مارتنزیت ظریف و فریت سوزنی است. هم‌چنین در شکل ۲ که به طور کلی مربوط به CGHAZ است، در قسمت‌های علامت‌گذاری شده با CGHAZ ریزساختاری متشکل از مارتنزیت تمپر شده و بینیت به صورت خشن، مشاهده می‌گردد. در شکل‌های ۲ و ۳، از مقایسه‌ی تصاویر نمونه‌های T-۴۸۰، T-۵۶۰، T-۶۲۰ و T-۶۸۰ [تصاویر (الف)، (ب)، (ج) و (د)]، با تصویر (ه) که مربوط به نمونه‌ی AW است، تغییر ریزساختاری محسوسی در نمونه‌های تنش‌زدایی شده نسبت به نمونه‌ی تنش‌زدایی نشده، مشاهده نمی‌شود. این مطلب که تغییر ریزساختاری در

¹- Z. Sterjovski

مقدار سختی (۴۰۰ ویکرز در نقطه‌ی ۶) مربوط به نمونه‌ی AW می‌باشد. مقادیر سختی مربوط به ناحیه‌ی متأثر از حرارت با نتایج باهادشیا^۲ که با انجام عملیات حرارتی پسرگرم جهت تمپر ریزساختار فولاد Cr-Mo کاهش سختی در فلز جوش و HAZ (به ویژه CGHAZ) را مشاهده کرد، مطابق دارد [۱۴].

در شکل ۵ نتایج آزمون کشش همه‌ی نمونه‌ها به صورت نمودار ستونی نشان داده شده است. به استثنا نمونه‌ی T-۶۸۰، محل پارگی در سایر نمونه‌ها در فلز جوش واقع شد. وقوع پارگی در ناحیه‌ی متأثر از حرارت نمونه‌ی T-۶۸۰ و از طرفی حصول کمترین مقدار سختی در FGHAZ مربوط به این نمونه، بیانگر وقوع تغییرات ریزساختاری نامطلوب در اثر دمای بالای PWHT می‌باشد. آقای استرجوسکی و همکارانش نیز در آزمون کشش فولاد کوئنچ و تمپر شده‌ی BIS۸۰PV پارگی را در فلز جوش گزارش کردند که با نتایج این پژوهش مطابقت دارد [۱۲]. بر اساس شکل ۵، میزان کاهش استحکام کششی برای نمونه‌های T-۴۸۰، T-۵۶۰، T-۶۲۰ و T-۶۸۰ نسبت به نمونه‌ی AW به ترتیب حدود ۲، ۵، ۶ و ۱۸ درصد می‌باشد. همان‌گونه که در شکل ۵ مشاهده می‌شود، با افزایش دمای عملیات حرارتی پسرگرم، استحکام کششی نسبت به نمونه‌ی AW کاهش می‌یابد و بیش‌ترین کاهش مربوط به نمونه‌ی T-۶۸۰، به میزان ۱۸ درصد می‌باشد. به عبارتی با افزایش دمای تنش‌زدایی، داکتیلیته‌ی جوش افزایش می‌یابد.

در شکل ۶ به منظور ارزیابی و مقایسه‌ی آسان، مقادیر متوسط انرژی ضربه‌ی همه‌ی نمونه‌ها برای هر سه ناحیه‌ی فلز پایه، HAZ و فلز جوش به صورت نمودار ستونی ارائه شده است. همان‌گونه که در شکل مشاهده می‌شود، مقادیر انرژی ضربه‌ی جذب شده در اکثر نمونه‌ها در HAZ دارای پراکندگی نسبتاً زیادی است. این پراکندگی نتایج در HAZ می‌تواند به دلیل وجود مناطق مختلف (FGHAZ، CGHAZ) با ریزساختار متفاوت در این ناحیه باشد. با توجه به نمودار ستونی شکل ۶ و مقایسه‌ی انرژی ضربه‌ی نمونه‌ی AW با نمونه‌های

است، بیش‌تر است. در شکل ۴ مشاهده می‌شود که سختی فلز جوش نمونه‌ی T-۵۶۰، تقریباً مشابه با فلز پایه‌ی این نمونه است و با این وجود، سختی آن در مقایسه با نمونه‌ی AW، بیش از اندازه کاهش نیافته است و به عبارتی خواص خود را پس از PWHT حفظ نموده است. در نمونه‌ی T-۶۸۰ نیز مقادیر سختی فلز جوش و فلز پایه به هم نزدیک است اما در این نمونه کاهش سختی بسیاری در مقایسه با حالت اولیه‌ی ورق (نمونه‌ی AW) به وجود آمده و فولاد از خواص مطلوب خود فاصله گرفته است. نتایج آزمون سختی فلز جوش با نتایج هانگ^۱ و همکارانش که به بررسی اثر PWHT بر مقاطع جوش فولاد SAE ۴۱۳۰ پرداختند، مطابقت دارد. این محققین عملیات حرارتی پسرگرم را در دو دمای ۳۲۰ و ۵۳۰°C بر مقاطع جوشکاری شده از جنس فولاد SAE ۴۱۳۰ انجام دادند. آن‌ها نیز در ناحیه‌ی فلز جوش با ریزساختار مارتزیتی، کاهش سختی گزارش کردند که میزان این کاهش سختی در نمونه‌ی پسرگرم شده در دمای بالاتر (۵۳۰°C) در مقایسه با نمونه‌ای که در دمای پائین‌تر (۳۲۰°C) عملیات حرارتی پسرگرم شده بود، بسیار بیش‌تر بود [۱۳]. در جوشکاری فولادهای کوئنچ و تمپر شده، بیش‌ترین تخریب خواص بعد از جوشکاری در ناحیه‌ی متأثر از حرارت (HAZ) رخ می‌دهد و مهم‌ترین دلیل برای عملیات حرارتی پسرگرم مقاطع جوش این فولادها، بهبود خواص مکانیکی این ناحیه و یکنواخت نمودن خواص مکانیکی آن با نواحی مجاور در اثر اعمال حرارت می‌باشد. همان‌گونه که در شکل ۴ مشاهده می‌شود، در مورد نمونه‌ی AW این مسئله را به وضوح می‌توان دید که در اثر جوشکاری، در ناحیه‌ی متأثر از حرارت به ویژه در CGHAZ، سختی به شدت افزایش یافته است. با توجه به شکل ۴، می‌توان ملاحظه نمود که PWHT در نمونه‌های T-۴۸۰، T-۵۶۰، T-۶۲۰ و T-۶۸۰، به میزان نسبتاً زیادی سختی ناحیه‌ی متأثر از حرارت درشت دانه (CGHAZ) را کاهش داده است. در شکل ۴، از مقایسه‌ی مقادیر سختی HAZ نمونه‌ها در می‌یابیم که کمترین مقدار سختی (۱۹۵ ویکرز در نقطه‌ی ۴) مربوط به نمونه‌ی T-۶۸۰ و بیش‌ترین

² - H. K. D. H. Bhadeshia

¹ - C.C Huang

تنش‌زدایی (620°C) کربن فوق اشباع از شبکه‌ی مارتنزیت پر کربن خارج شده و با عناصر آلیاژی محلول در فولاد ترکیب شده و یک کاربید آلیاژی به وجود آورده است که این کاربید می‌تواند در هنگام آزمون ضربه به عنوان مکان آغاز و اشاعه‌ی ترک عمل کرده و انرژی ضربه‌ی جذب شده را کاهش دهد. با توجه به شکل ۸ می‌توان ملاحظه نمود که عناصر اصلی تشکیل دهنده‌ی این ناخالصی، Fe، Cr و C می‌باشد که در نتیجه احتمال می‌رود در اثر تنش‌زدایی در فولاد کاربید کروم یا کاربید کمپلکس (متشکل از آهن و کروم) تشکیل شده باشد. پیمنتا^۱ و همکارانش در پژوهشی، اثر عملیات حرارتی طولانی بر خواص مکانیکی فولاد A516 Gr 70 که در ساخت مخازن تحت فشار به کار می‌رود، را بررسی کردند. بر اساس نتایج آزمایشات آن‌ها نیز، عملیات حرارتی پس‌گرم موجب کاهش انرژی ضربه‌ی فلز پایه‌ی اتصالات جوشکاری شده گردید که با نتایج کار حاضر مطابقت دارد [۷]. با توجه به شکل ۶، از مقایسه‌ی انرژی ضربه‌ی فلز جوش نمونه‌های T-480، T-560، T-620 و T-680 با AW، می‌توان ملاحظه نمود که در اثر انجام تنش‌زدایی، چقرمگی ضربه‌ی نمونه‌های تنش‌زدایی شده به ترتیب به میزان ۳۶، ۳۰، ۳۳ و ۱۱ درصد، کاهش یافته است. احتمال می‌رود این کاهش چقرمگی در فلز جوش نمونه‌های تنش‌زدایی شده نسبت به نمونه‌ی AW در اثر قرار گرفتن در محدوده‌های دمایی نسبتاً بالا در حین تنش‌زدایی و تشکیل شبکه‌های کاربیدی پیوسته در مرزخانه‌های فلز جوش با ریزساختار فریت سوزنی، منجر به تردی ناشی از تمپر شده باشد. از طرفی برای تمامی نمونه‌ها (به استثنا T-680)، انرژی ضربه‌ی فلز جوش کمتر از HAZ می‌باشد. چقرمگی شکست پائین‌تر فلز جوش نسبت به HAZ را این‌گونه می‌توان توجیه کرد که با توجه به ماهیت ریختگی در ساختار این ناحیه و وجود میزان بالاتری از آخال‌ها که می‌تواند از سرباره و با پوشش الکتروود وارد حوضچه شود و به دلیل گرا‌دبان حرارتی و سرعت سرد شدن بالا در این منطقه فرصت خروج را پیدا نکند، میزان مکان‌های مناسب جهت جوانه‌زنی ترک و

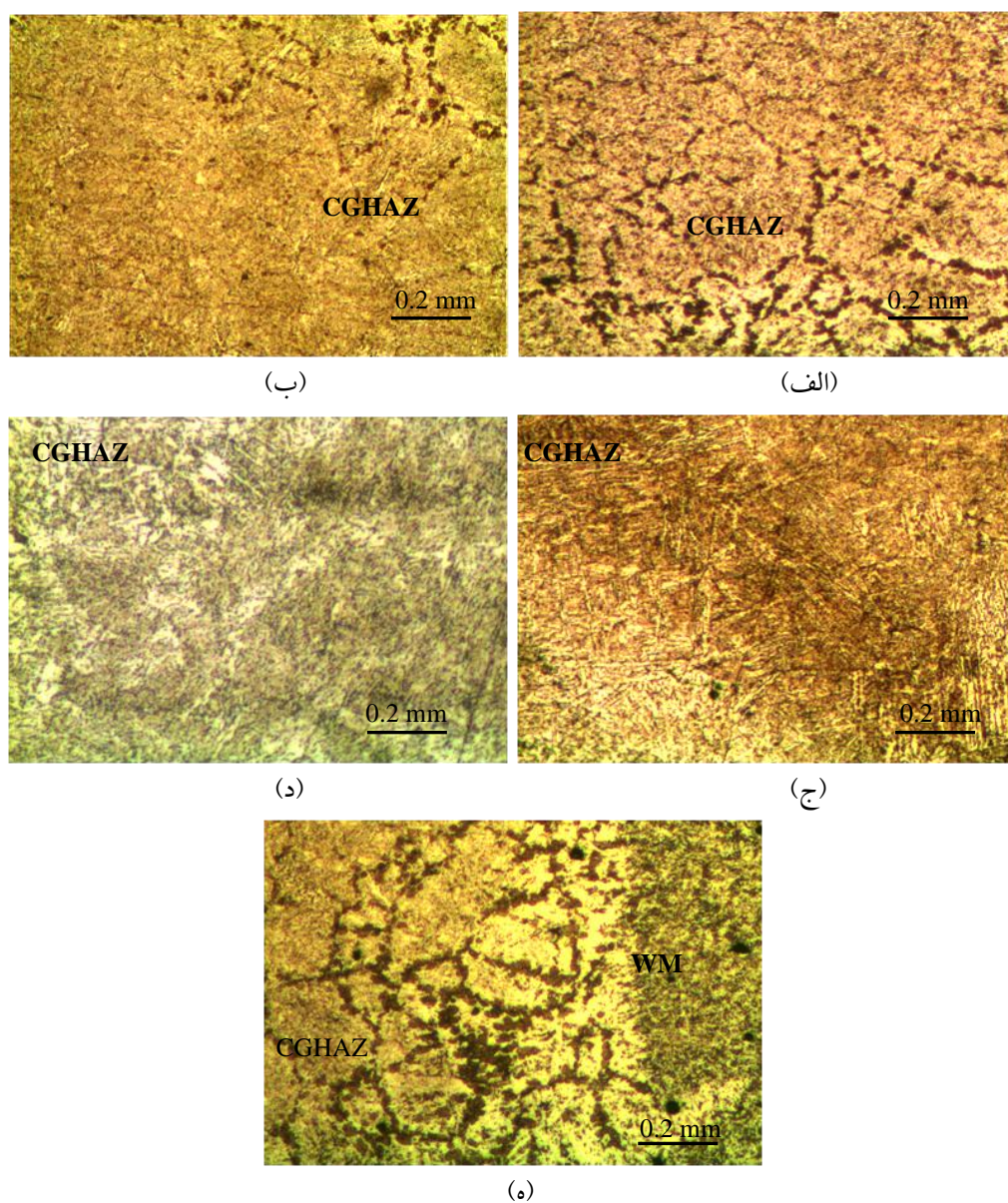
T-480، T-560 و T-620 در می‌یابیم که انرژی ضربه در HAZ در اثر تنش‌زدایی به ترتیب ۸، ۲۹ و ۳۲ درصد کاهش یافته است. به عبارت دیگر، در مورد این سه نمونه مشاهده می‌شود که با افزایش دمای تنش‌زدایی، ناحیه‌ی متأثر از حرارت نمونه‌ها بیش‌تر ترد می‌شود و کمترین انرژی ضربه در HAZ مربوط به نمونه‌ی T-620 می‌باشد که احتمال می‌رود تشکیل کاربیدهای آلیاژی مضر عامل کاهش انرژی ضربه باشند. در مورد فلز پایه، همان‌گونه که در شکل می‌توان مشاهده کرد انرژی ضربه‌ی نمونه‌ها (به استثنا نمونه‌ی T-680)، تقریباً مشابه است. این به این معنی است که چقرمگی ضربه‌ای فلز پایه‌ی نمونه‌های T-480، T-560 و T-620 در مقایسه با نمونه‌ی AW تغییر چندانی نداشته و فقط اندکی کاهش یافته است. به عبارت دیگر با انجام عملیات حرارتی تنش‌زدایی به مدت ۷۵ دقیق در دماهای ۴۸۰، ۵۶۰ و 620°C انرژی جذب شده‌ی فلز پایه تقریباً ۸ درصد کاهش یافته و فلز پایه اندکی تردتر شده است، اما با انجام این عملیات به مدت ۷۵ دقیقه در دمای 680°C ، انرژی جذب شده‌ی فلز پایه ۳۵ درصد افزایش یافته و فلز پایه نرم‌تر شده است. این میزان افت انرژی ضربه‌ی نمونه‌ی T-680 می‌تواند ناشی از دمای بالای تنش‌زدایی باشد که باعث می‌شود فولاد A517 با ساختار مارتنزیت تمپر شده، بیش از حد تمپر شود. مشابه با نتایج آزمون سختی و کشش نمونه‌ی T-680، در مورد نتایج آزمون ضربه نیز می‌توان بیان کرد که تغییرات ریزساختاری نامطلوبی در آن رخ داده و فولاد در مقایسه با حالت اولیه‌ی ورق (نمونه‌ی AW)، از خواص مطلوب خود فاصله گرفته است. در شکل ۷ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از فلز پایه‌ی هر پنج نمونه ارائه شده است. با مقایسه‌ی این تصاویر مشاهده می‌شود که سطح شکست نمونه‌ی T-680 که با توجه به نمودار ستونی در شکل ۶، بالاترین میزان انرژی ضربه را (در ناحیه‌ی فلز پایه) نسبت به دیگر نمونه‌ها دارد، حاوی دیمپل‌های ریزتر و بیش‌تری بوده که نشان دهنده‌ی درصد بالاتری از وقوع شکست نرم است. در شکل ۸، نمودار طیف سنجی انرژی اشعه‌ی ایکس (EDS) مربوط به ناخالصی مشخص شده در شکل ۷-ج) ارائه شده است. در مورد این ناخالصی احتمال می‌رود در اثر دمای بالای

^۱- G. Pimenta

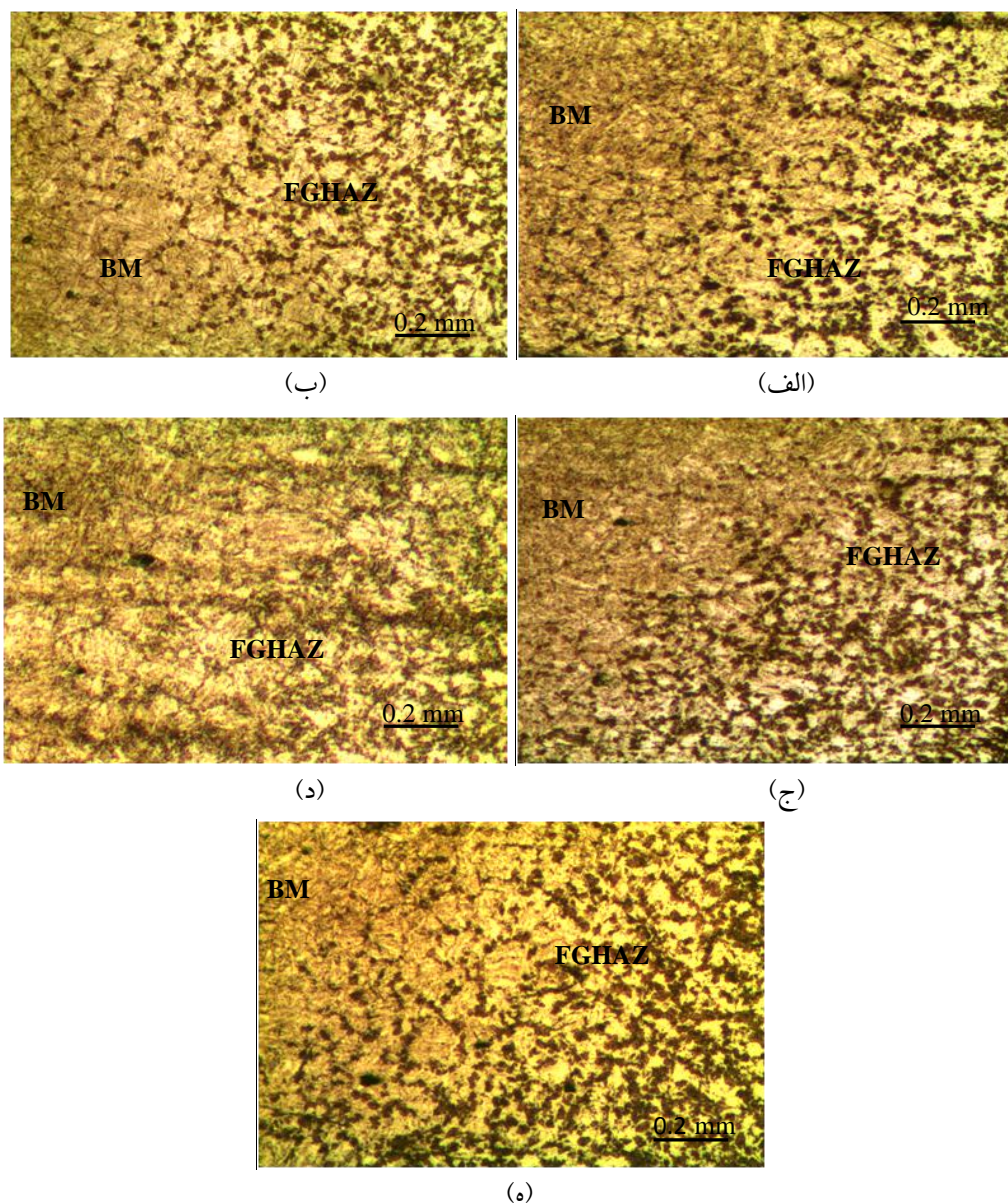
آن‌ها بیان کردند که کاربیده‌های آلیاژی که در دمای 540°C رسوب می‌کنند نسبت به سمنتیت پایدارتر هستند و این کاربیده‌های سخت باعث می‌شوند که زمینه، مقاومت به خوردگی بیش‌تری داشته باشد [۱۸]. در این پژوهش نیز احتمال می‌رود، فلز جوش نمونه‌ی T-۵۶۰ به دلیلی مشابه با پژوهش اتاپک و همکارانش، نرخ خوردگی کمتری از خود نشان می‌دهد. از طرفی می‌دانیم که در صورت بالا بودن انرژی داخلی شبکه، خوردگی رخ خواهد داد (مثل خورده شدن مرزدانه‌ها در حین اچ کردن). تنش‌زدایی با حذف نواقص کریستالی یا تغییر آرایش آن‌ها در حین بازیابی و تبلور مجدد، انرژی داخلی شبکه را کاهش می‌دهد و در نتیجه این عامل نیز می‌تواند در کمتر بودن نرخ خوردگی نمونه‌ی T-۵۶۰ نقش داشته باشد. با این وجود در جدول ۴ دیده می‌شود که کمترین نرخ خوردگی فلز پایه و HAZ مربوط به نمونه‌ی T-۶۲۰ می‌باشد و این نمونه در مجموع (در کل مناطق شامل فلز پایه، HAZ و فلز جوش) نرخ خوردگی کمتری نسبت به سایر نمونه‌ها دارد. احتمالاً می‌توان این‌گونه نتیجه گرفت که در اثر تنش‌زدایی در دمای 620°C ، به دلیل دمای نسبتاً بالا نفوذ اتم‌ها آسان‌تر بوده و همگن شدن ترکیب شیمیایی در منطقه‌ی جوشکاری شده رخ داده است و ریزساختار از نظر متالورژیکی یکنواخت‌تر شده و اختلاف پتانسیل بین نقاط مختلف آن کمتر است که باعث شده در مجموع نمونه‌ی T-۶۲۰ نرخ خوردگی کمتری داشته باشد. هم‌چنین عامل کاهش انرژی داخلی در اثر تنش‌زدایی که در مورد نرخ خوردگی فلز جوش نمونه‌ی T-۵۶۰ مطرح شد، می‌تواند در مورد نرخ خوردگی فلز پایه و HAZ مربوط به نمونه‌ی T-۶۲۰ نیز صدق کند. با توجه به شکل‌های ۹ و ۱۰ مشاهده می‌شود که به دلیل تشکیل نشدن فیلم پسیو محافظ، فولاد A۵۱۷ به خوردگی حفره‌ای حساس نمی‌باشد. هم‌چنین از این شکل‌ها می‌توان نتیجه گرفت که عملیات حرارتی تنش‌زدایی در دماهای مختلف تأثیر چندانی بر مقاومت به خوردگی یکنواخت نمونه‌های T-۴۸۰، T-۵۶۰، T-۶۲۰، T-۶۸۰ و AW نداشته است.

اشاعه‌ی آن در ناحیه‌ی فلز جوش بیش‌تر از HAZ بوده و بنابراین انرژی ضربه‌ی کمتری خواهد داشت. از طرفی با توجه به آن‌چه در منابع در مورد توزیع تنش باقیمانده بیان شده است، بالاترین میزان تنش پسماند کششی ناشی از جوشکاری در ناحیه‌ی فلز جوش وارد می‌شود که می‌تواند دلیلی بر کمتر بودن میزان انرژی ضربه‌ی این ناحیه در مقایسه با ناحیه‌ی متأثر از حرارت باشد [۱۵ و ۱۶]. خوردگی حفره‌ای شکلی از خوردگی موضعی است که از طریق تخریب فیلم اکسیدی پسیو نازکی که ماده را در برابر فرآیند خوردگی محافظت می‌کند، به وجود می‌آید. تمایل برای حفره‌دار شدن یک ترکیب مشخص آلیاژ/ محلول، اغلب می‌تواند از طریق پتانسیل‌های بحرانی خوردگی حفره‌ای مشخص شود و پسیو شدن مجدد از طریق یک روش پلاریزاسیون دینامیکی تعیین شود [۱۷]. در جدول ۴ نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی ارائه شده است. در شکل ۹ نمودارهای مربوط به آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی سیکلی به صورت پتانسیل بر حسب دانسیته‌ی جریان برای فلز پایه و HAZ و در شکل ۱۰ برای فلز جوش، نشان داده شده است. در جدول ۴ از مقایسه‌ی نرخ‌های خوردگی فلز جوش نمونه‌ها در می‌بایم که بیش‌ترین نرخ خوردگی مربوط به فلز جوش نمونه‌های AW و T-۶۸۰ می‌باشد. این دو نمونه که یکی تنش‌زدایی نشده و دیگری در دمای بالایی تنش‌زدایی شده و احتمالاً ترکیبات کاربیدی مضر در ساختار آن به وجود آمده، در ناحیه‌ی فلز جوش نسبت به سایر نمونه‌ها ترکیب شیمیایی و ریزساختار غیر یکنواخت‌تری دارند که می‌تواند منجر به تشکیل زوج‌های گالوانیکی در مقیاس میکرو شود و نرخ خوردگی را افزایش دهد. از طرفی کمترین نرخ خوردگی مربوط به فلز جوش نمونه‌ی T-۵۶۰ می‌باشد. اتاپک^۱ و همکاران در سال ۲۰۱۳ در پژوهشی اثر دمای تمپر بر رفتار خوردگی یک فولاد کوئنچ تمپر شده‌ی آزمایشگاهی را بررسی کردند. آن‌ها عملیات تمپر را در دماهای ۲۰۰، ۵۴۰ و 600°C اجرا نمودند و با انجام آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی دریافتند که نمونه‌ای که در 540°C تمپر شده نرخ خوردگی کمتری دارد.

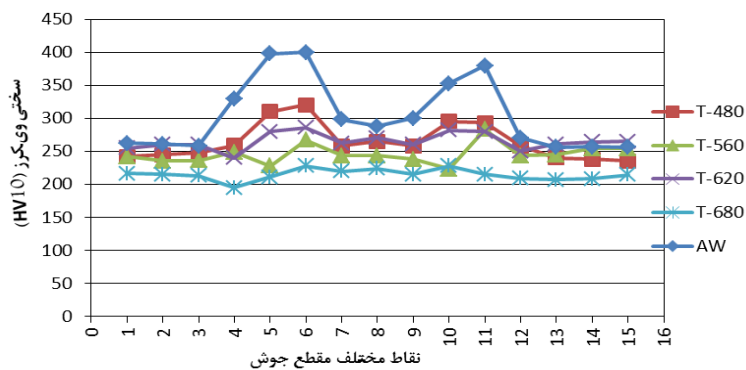
^۱- H. Atapek



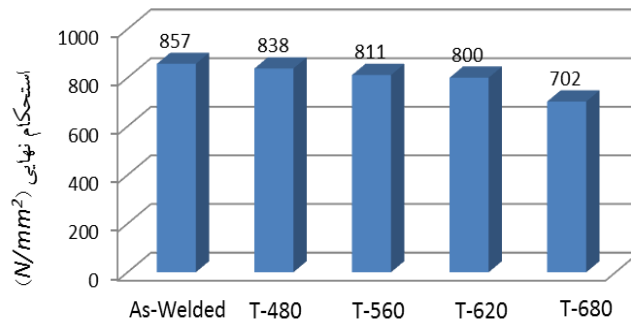
شکل ۲- تصاویر متالوگرافی از ناحیه‌ی متأثر از حرارت درشت دانه (CGHAZ) نمونه‌های (الف) T-۴۸۰، (ب) T-۵۶۰، (ج) T-۶۲۰ و (د) T-۶۸۰، (ه) جوشکاری شده (AW).



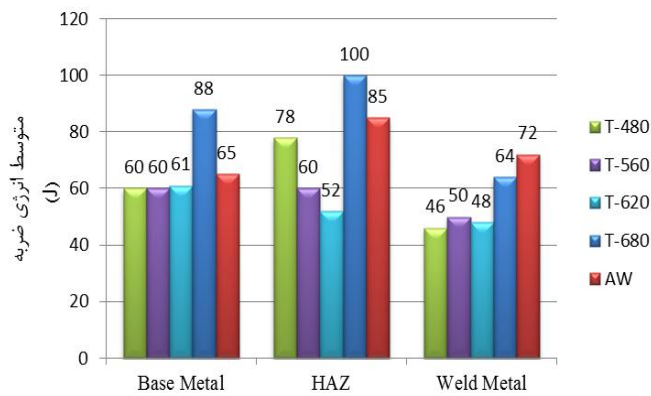
شکل ۳- تصاویر متالوگرافی از ناحیه‌ی متأثر از حرارت ریز دانه (FGHAZ) نمونه‌های (الف) T-۴۸۰، (ب) T-۵۶۰، (ج) T-۶۲۰ و T (د) T-۶۸۰، (ه) جوشکاری شده (AW).



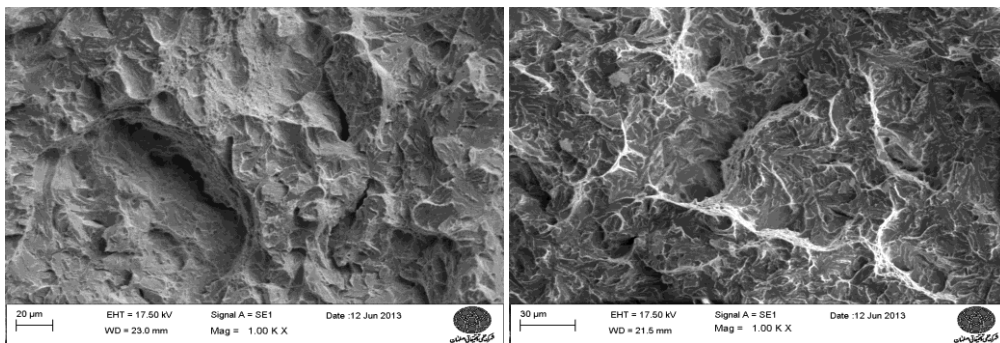
شکل ۴- نمودارهای خطی پروفیل سختی نمونه‌ها.



شکل ۵- نتایج استحکام کششی نمونه های جوشکاری شده در دماهای گوناگون عملیات حرارتی پسگرم.

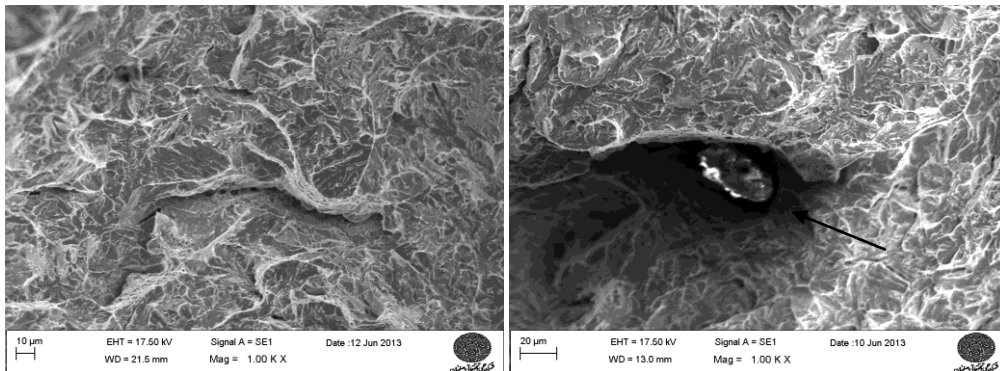


شکل ۶- نمودار ستونی متوسط انرژی ضربه نمونه‌ها در مناطق مختلف جوش (WM و HAZ, BM).



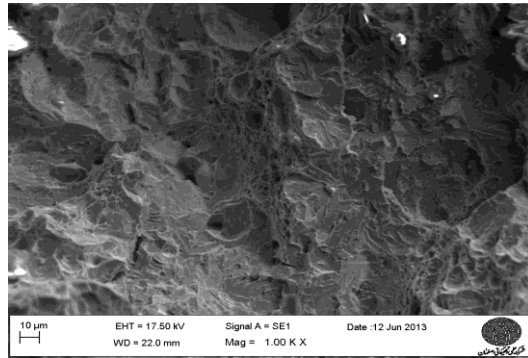
(ب)

(الف)



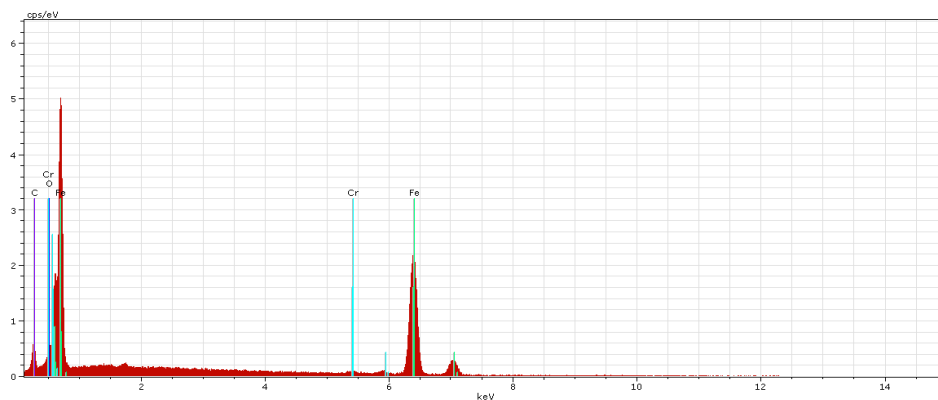
(د)

(ج)

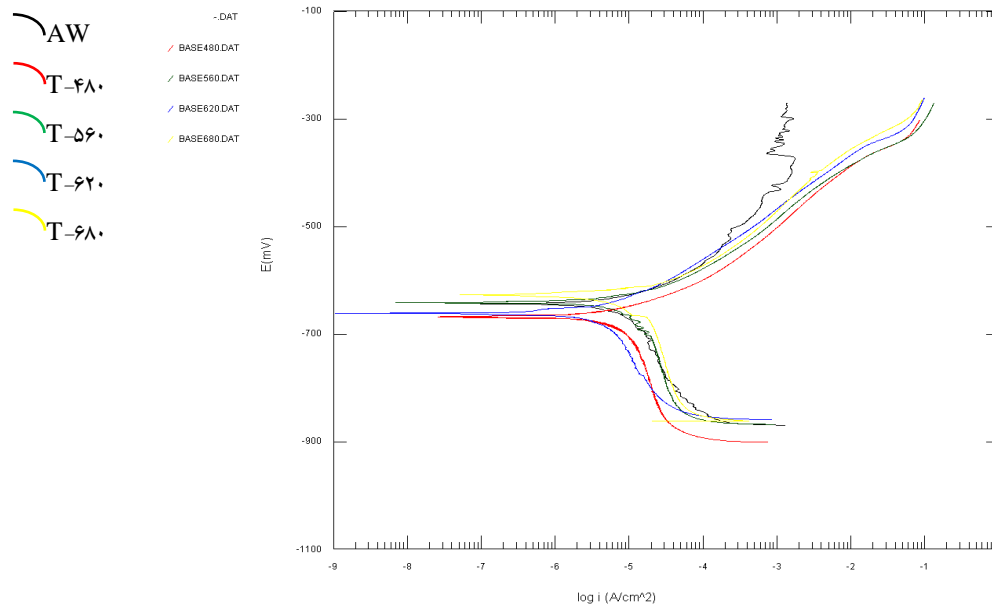


(ه)

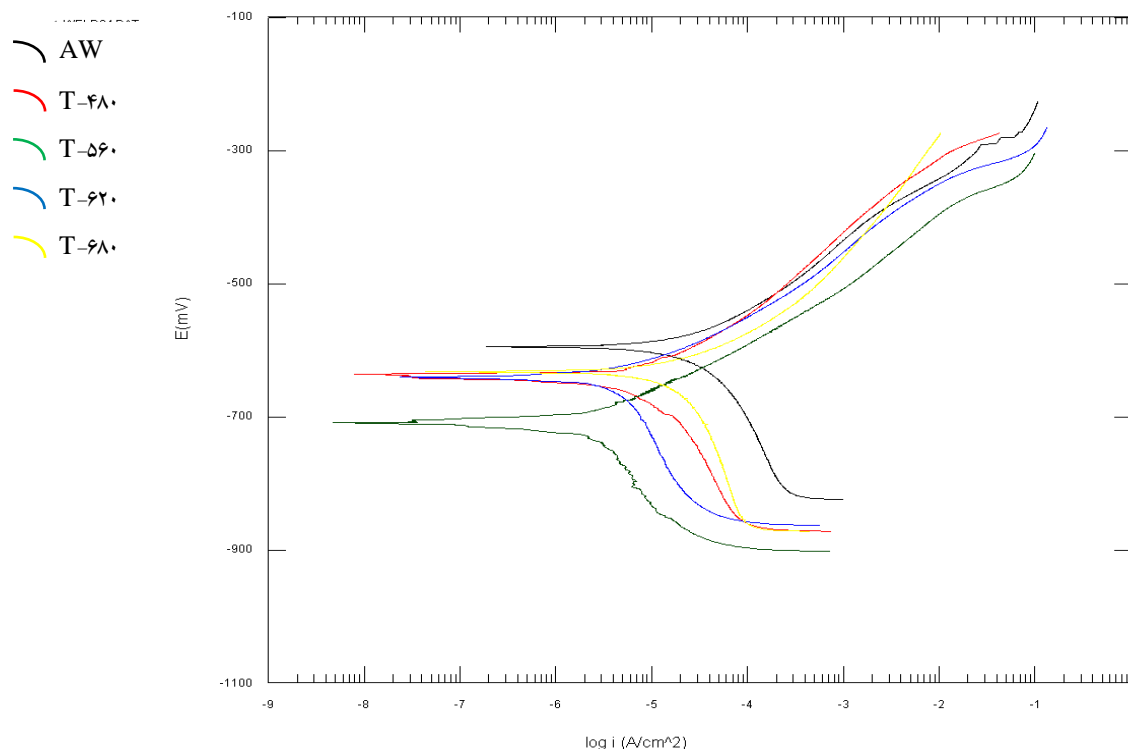
شکل ۷- تصاویر SEM از مقاطع شکست فلز پایه‌ی نمونه‌های (الف) T-۴۸۰، (ب) T-۵۶۰، (ج) T-۶۲۰ و (د) T-۶۸۰، (ه) AW.



شکل ۸- طیف سنجی انرژی اشعه‌ی ایکس (EDS) مربوط به ناخالصی مشخص شده در شکل ۴-۹ (ج) از سطح مقطع شکست فلز پایه‌ی نمونه‌ی T-۶۲۰.



شکل ۹- نمودارهای آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی سیکلی برای فلز پایه و HAZ نمونه‌های T-۴۸۰، T-۵۶۰، T-۶۲۰، T-۶۸۰ و AW.



شکل ۱۰- نمودارهای آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی سیکلی برای فلز جوش نمونه‌های $T-480$ ، $T-560$ ، $T-620$ و $T-680$ و AW .

۶- در اثر تنش‌زدایی در دماهای ۴۸۰، ۵۶۰ و ۶۲۰ °C، انرژی ضربه‌ای ناحیه‌ی متأثر از حرارت نسبت به HAZ نمونه‌ای که تنش‌زدایی نشده است، به ترتیب به میزان ۸، ۲۹ و ۳۲ درصد کاهش یافته است.

۷- با توجه به نتایج آزمایشات می‌توان نتیجه گرفت که از میان سیکل‌های اعمالی در دماهای مختلف، انجام تنش‌زدایی در دمای ۵۶۰ °C نسبت به سایر دماها مناسب‌تر است.

۸- قطعات جوشکاری شده از جنس فولاد A۵۱۷ نسبت به خوردگی حفره‌ای حساس نمی‌باشند و عملیات حرارتی تنش‌زدایی در دماهای مختلف، بر مقاومت به خوردگی یکنواخت نمونه‌ها تأثیر چندانی نمی‌گذارد.

References

1. E.J. Czyryca, D.P. Kihl, and R. DeNale, "Meeting the Challenge of Higher Strength, Lighter, Affordable Warships", AMPTIAC Quarterly 7, pp. 63-70, 2003.
2. "Lloyd's Register Rules and Regulations for the Classification of Ships", Lloyd's Register Publications, London England, 2007.

نتیجه‌گیری

بر اساس نتایج حاصل از این پژوهش:

۱- عملیات حرارتی پس‌گرم تغییر قابل ملاحظه‌ای در ریزساختار مناطق مختلف جوش (BM، WM، HAZ) ایجاد نمی‌کند.

۲- با افزایش دمای عملیات حرارتی تنش‌زدایی، سختی در مناطق مختلف جوش کاهش بیشتری می‌یابد.

۳- تنش‌زدایی باعث کاهش استحکام کششی مقاطع جوش فولاد کوئنچ و تمپر شده‌ی A۵۱۷ می‌گردد و با افزایش دمای تنش‌زدایی، کاهش استحکام افزایش می‌یابد.

۴- در اثر تنش‌زدایی در دماهای ۴۸۰، ۵۶۰، ۶۲۰ و ۶۸۰ °C و برای مدت زمان ۷۵ دقیقه، انرژی ضربه‌ی فلز جوش (نسبت به فلز جوش نمونه‌ای که تنش‌زدایی نشده است)، کاهش می‌یابد.

۵- در اثر تنش‌زدایی در دماهای ۴۸۰، ۵۶۰ و ۶۲۰ °C انرژی ضربه و به عبارتی چقرمگی شکست فلز پایه (نسبت به فلز پایه‌ی نمونه‌ای که تنش‌زدایی نشده است)، به میزان تقریباً یکسان و اندکی (حدود ۸ درصد)، کاهش می‌یابد.

- خوردگی موضعی آلیاژهای آلومینیوم ۲۰۲۴، ۷۰۷۵ و ۶۰۶۱ در محیط‌های شبه اتمسفر دریایی"، مجله مواد نوین، شماره یکم، جلد چهارم، ص. ۶۹ تا ۸۲، پاییز ۱۳۹۲.
11. AWS, Welding Handbook Vol. 4 Chapter 1, "Carbon and low alloy steels", United States, 1999.
 12. Z. Sterjovski, "Investigation of Postweld Heat Treatment of Quenched and Tempered Pressure Vessel Steels", PhD thesis, University of Wollongong, Australia, pp. 104–177, 2003.
 13. C.C Huang, Y.C Pan, "Effects of Post-Weld Heat Treatments on the Residual Stress and Mechanical Properties of Electron Beam Welded SAE 4130 Steel Plates, Journal of Materials Engineering and Performance 6, PP. 61–68, 1997.
 14. H. K. D. H. Bhadeshia, "Design of Ferritic Creep-Resistant Steels, ISIJ International 41, PP. 626–640, 2001.
 ۱۵. ش. محمدی زاده، "تأثیر عملیات حرارتی پس‌گرم بر ریزساختار و خواص مکانیکی مقاطع جوش فولاد A517"، پایان نامه‌ی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف‌آباد، پاییز ۱۳۹۰.
 16. S. Kou, "Welding Metallurgy", 2nd Ed., Wiley-Interscience, New Jersey, pp. 404–410, 2003.
 17. J. R. Davis, "Corrosion of Weldments, Asm International", USA, PP. 5–7, 2006.
 18. H. Atapek, Ş. Polat, S Zor, "Effect of Tempering Temperature and Microstructure on the Corrosion Behavior of a Tempered Steel", Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces, pp. 240–246, 2013.
 3. "American Bureau of Shipping Rules for Building and Classing Steel Vessels", American Bureau of Shipping, Houston Texas, USA, 2007.
 4. "NAVSEA / T9074-BD-GIB-010/0300 Base Materials for Critical Applications: Requirements for Low Alloy Steel Plate, Forgings, Castings, Shapes, Bars and Heads of HY-80/100/130 and HSLA 80/100", USA, 2002.
 5. ASTM Standard A517/A517M-10, "Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, High-Strength, Quenched and Tempered", ASTM International, West Conshohocken, United States, 2010.
 6. Z. Sterjovski, D.G. Carr, D.P. Dunne, and S. Ambrose, "Effect of PWHT Cycles on Fatigue Crack Growth and Toughness of Quenched and Tempered Pressure Vessel Steels", Materials Science and Engineering 391, PP. 256–263, 2005.
 7. G. Pimenta, F. Bastian, "Effect of Long-Time Post weld Heat Treatments on the Mechanical Properties of a Carbon-Manganese Pressure Vessel Steel", Journal of Materials Engineering and Performance 10, PP. 192–202, 2001.
 8. Australian Standard, "AS 4458: Pressure equipment—Manufacture", Australia, 1997.
 9. ASME Boiler and Pressure Vessel Committee on Pressure Vessels, "ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX, Welding and Brazing Qualifications", American Society of Mechanical Engineers, USA, 2010, pp. 1–193.
 ۱۰. س. عظیمی ابرقوئی، ا. ساعتچی، ر. ابراهیمی کهریزسنگی، "استفاده از روشی نوین جهت بررسی