



دانشگاه صنعتی امیرکبیر
(پلی تکنیک تهران)

دوره ۴۸، شماره ۲، تابستان ۱۳۹۵، صفحه ۱۶۹ تا ۱۷۸

Vol. 48, No. 2, Summer 2016, pp. 169-178



نشریه علمی پژوهشی امیرکبیر - مهندسی مکانیک

AmirKabir Journal of Science & Research
Mechanical Engineering
ASJR-ME

بررسی علل شکست سوپاپ اطمینان مخازن حمل گاز LPG

حسن غیائی^{۱*}، مصطفی سلطانیلو^۲

۱- عضو هیئت علمی پژوهشکده توسعه تکنولوژی جهاد دانشگاهی صنعتی شریف

۲- کارشناس متالورژی پژوهشگاه نیرو

(دریافت: ۱۳۹۳/۹/۸ پذیرش: ۱۳۹۴/۹/۱۴)

چکیده

سوپاپ اطمینان قسمت حساس یک دستگاه است که برای تأمین امنیت جانی و مالی افراد مرتبط با آن اهمیت بالایی دارد. کاربرد این قطعه در سیستم‌هایی که احتمال افزایش فشار درونی سیستم به بیش از مقدار مجاز می‌رود ضروری است. یکی از این سیستم‌ها مخازن حمل گاز است که مانند یک بمب متحرک بوده و در صورت عملکرد نادرست سوپاپ اطمینان در هر جایی امکان انفجار آنها وجود دارد. در این تحقیق به بررسی علل شکست سوپاپ اطمینان یکی از این مخازن که مخصوص حمل گاز LPG است پرداخته می‌شود. به این منظور آزمایش‌های آنالیز شیمیایی، متالوگرافی، تعیین خواص مکانیکی و شکست‌نگاری بر روی نمونه شکسته شده انجام گردید. کیفیت سطحی نمونه نیز توسط استریو میکروسکوپ و میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی واقع شد. نتایج این بررسی‌ها نشان‌دهنده بروز شکست خستگی در نمونه است. عوامل اصلی موثر در بروز این پدیده، کاهش کیفیت سطحی ناشی از خوردگی حفره‌ای و ماشینکاری نامناسب تشخیص داده شد.

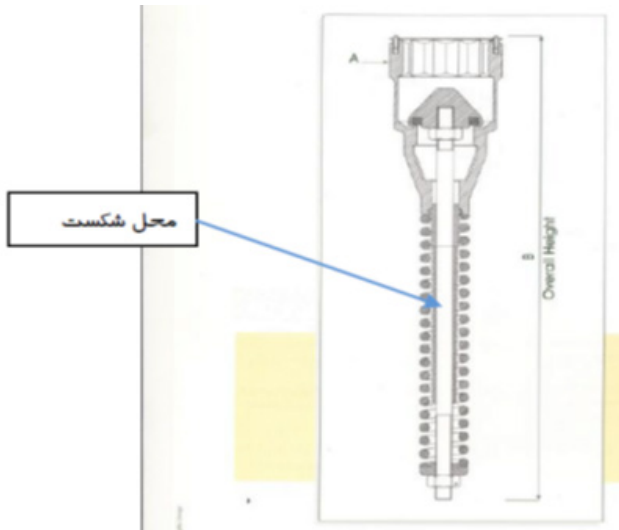
کلمات کلیدی:

سوپاپ اطمینان، مخزن، شکست، خستگی، کیفیت سطحی

۱- مقدمه

سوپاپ اطمینان که قسمتی ضروری در مخازن حمل گاز LPG یا پروپان است به منظور آزادسازی فشار اضافی درون مخزن هنگام پر شدن بیش از حد آن یا هنگام افزایش دما استفاده می‌شود. بعد از بازگشت فشار به حالت ایمن، سوپاپ توسط فنر پشت آن به حالت اولیه برمی‌گردد. با توجه به حساسیت این قطعه، توصیه می‌شود برخلاف بازرسی‌های مکرر آن به منظور بررسی وجود علایمی مبنی بر هر گونه خسارت یا خوردگی اجزای آن، هر ۱۰ تا ۱۵ سال سوپاپ مزبور تعویض شود. به دلیل لزوم مقاومت به خوردگی، اجزای سوپاپ معمولاً از جنس فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ یا ۳۱۶ ساخته می‌شود [۱]. در این تحقیق به بررسی علت شکست یکی از این سوپاپ‌ها پرداخته شده است. شکل‌های ۱ تا ۳ قطعه سوپاپ شکسته شده، محل نصب سوپاپ‌ها در مخزن و ساختمان سوپاپ را نشان می‌دهند.

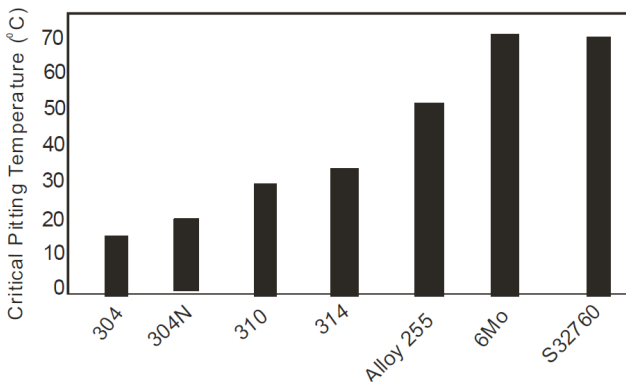
از عوامل محتمل در وقوع شکست این سوپاپ، خوردگی حفره‌ای، کیفیت سطحی پایین، وقوع تردی هیدروژنی و شکست خستگی است که به بررسی هریک پرداخته می‌شود.



شکل ۳: ساختمان سوپاپ

و توزیع آخال‌های غیر فلزی، کار سرد، عملیات حرارتی، اندازه دانه و رسوبات ثانویه است [۲].

باید تا حد امکان عوامل خوردگی حفره‌ای را کاهش داد. یکی از روش‌های کاهش خوردگی حفره‌ای استفاده از فولادهای با درصد کروم، نیکل و مولیبدن بالاتر، همراه با مقدار جزئی نیتروژن به جای نیکل برای پایدارسازی ساختار آستنیتی است که علاوه بر افزایش مقاومت به خوردگی، دمای بحرانی آغاز خوردگی حفره‌ای را نیز افزایش می‌دهند. تأثیر عناصر آلیاژی بر دمای بحرانی آغاز خوردگی حفره‌ای در شکل ۴ نشان داده شده است [۳].



شکل ۴: تأثیر عناصر آلیاژی بر دمای بحرانی آغاز خوردگی حفره‌ای [۳]

روش دیگر، الکتروپولیش سطح قطعه است. در این روش با کاهش خط و خش، کاهش Mn بر روی سطح و کاهش تنش‌های سطحی، محل‌های جوانه‌زنی حفرات کاهش می‌یابد [۲]. تأثیر کیفیت سطحی بر پتانسیل خوردگی حفره‌ای فولادهای ۳۰۴ و ۳۱۶ در شکل ۵ نشان داده شده است [۴]. بررسی‌ها نشان داده است که دو روش موثر برای حذف سولفید منگنز از سطح، الکتروپولیش و اسید شویی است [۲ و ۵].

معمولاً به منظور خوش‌تراش شدن و در نتیجه افزایش کیفیت سطحی فولادهای زنگ‌نزن درصد گوگرد آنها را افزایش می‌دهند. این گوگرد که



شکل ۱: محل شکست در سوپاپ شکسته‌شده



شکل ۲: محل‌های نصب سوپاپ بر روی مخزن

فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی معمولاً هم برای محیط‌های دمابالا و هم محیط‌های دماپایین مناسبند. یکی از پدیده‌های محتمل در محیط‌های مزبور، پدیده خوردگی حفره‌ای است. خوردگی حفره‌ای ناشی از ترکیب عوامل الکتروشیمیایی و متالورژیکی همچون اثرات عناصر آلیاژی، نوع

هیدروژنی به دلیل وجود محیط هیدروکربنی و احتمال نفوذ هیدروژن به درون فلز است. پس از نفوذ، هیدروژن اتمی در نواحی پراثری مانند مرز دانه‌ها و دوقلوبی‌ها تجمع یافته و ضمن کاهش انعطاف‌پذیری، تشکیل ترک را سبب می‌شود. میزان تردی هیدروژنی به مشخصات ماده، شرایط محیطی و بارهای مکانیکی اعمالی روی ماده بستگی دارد. از طرفی با کاهش کیفیت سطحی ماده و افزایش استحکام آن میزان تردی هیدروژنی نیز افزایش می‌یابد [۸].

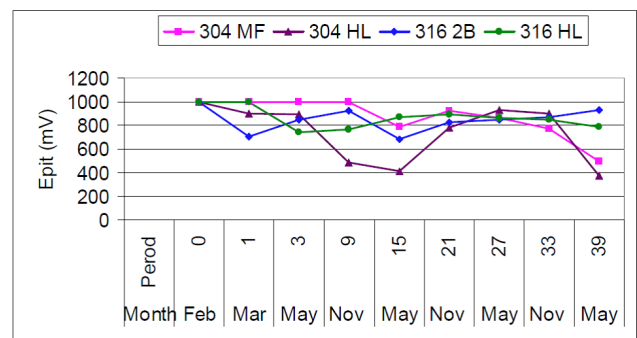
فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ دارای ساختار آستنیتی نیمه‌پایداری است که به راحتی توسط اعمال کار سرد به مارتزیت تبدیل می‌شود. از طرفی وجود مارتزیت در ساختار علاوه بر افزایش استحکام باعث افزایش نفوذپذیری هیدروژن به درون ریزساختار و ترغیب تشکیل ترک ناشی از تردی هیدروژنی می‌شود. بنابراین عامل مهم و ضروری برای بروز ترک ناشی از تردی هیدروژنی در ماده وجود فازهای ترد همچون مارتزیت در ریزساختار است [۹ و ۱۰].

صرف‌نظر از عوامل فوق، شکست یک قطعه ممکن است به صورت‌های مختلفی بروز نماید. یکی از این موارد، شکست خستگی است که حدود ۹۰ درصد شکست قطعات را شامل می‌شود. شکست خستگی که ناشی از بارگذاری سیکلی یا تکرارشونده است؛ اغلب دارای سه مرحله جوانه‌زنی ترک، رشد ترک و شکست نهایی است. از آنجایی که ترک خستگی از سطح شروع می‌شود، بنابراین نواقص سطحی همچون خراش یا حفرات ناشی از خوردگی و تنش‌های کششی در سطح، عوامل محرک ایجاد ترک در سطح می‌باشند. بسته به میزان نواقص سطحی و نحوه بارگذاری سیکلی، ترک‌ها ممکن است از یک یا چند نقطه در سطح شروع شده و به سمت نقطه مشترکی که همان ناحیه شکست نهایی است، پیشروی نمایند. نمونه‌ای از این حالت، شروع ترک از دو موضع مقابل هم است که اغلب در خمش دوطرفه و در جایی که قطعه به صورت متناوب و سیکلی تحت کرنش در یک صفحه واقع می‌شود یا جایی که یک ترک خستگی ثانویه در طرف مقابل یک ترک گسترش‌یافته در قطعه تحت خمش معکوس آغاز می‌شود، رخ می‌دهد. در این حالت، شکست نهایی به صورت نواری در بین این دو موضع واقع شده و اغلب به صورت شکست نرم می‌باشد [۱۱ و ۱۲].

در خوردگی حفره‌ای، شروع خستگی خوردگی توسط سرعت جوانه‌زنی و رشد حفره‌ها تا یک عمق بحرانی از سطح، کنترل می‌شود. عمق بحرانی حفره نیز تابعی از محدوده تنش تناوبی اعمال شده است. در شرایط خوردگی حفره‌ای هیچ گونه حد خستگی وجود ندارد [۱۱].

اشاعه ترک خستگی و رویه پیشروی آن معمولاً به صورت منحنی‌هایی شبیه به خطوط ساحلی^۱ تا موضع شکست نهایی ادامه می‌یابد. هر منحنی با عنوان یک خط توقف^۲ شناخته شده و نتیجه فرکانس تنش‌های سیکلی همچون نحوه شروع و توقف^۳ ترک، تغییر در نحوه تکرار تنش یا تغییر در

سولفید منگنز تولید می‌کند علیرغم خوش‌تراش کردن قطعه، مقاومت به خوردگی حفره‌ای را کاهش می‌دهد [۶ و ۷]. فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به دلیل استحکام بالا به خصوص در دماهای بالا، هدایت حرارتی پایین، انبساط حرارتی بالا، سرعت کارسختی بالا و خاصیت چسبندگی، قابلیت ماشینکاری پایینی دارند. با افزایش گوگرد و میزان سختی می‌توان قابلیت ماشینکاری این فولادها را افزایش داد؛ لکن مقاومت به خوردگی کاهش می‌یابد. یکی از روش‌های افزایش همزمان مقاومت به خوردگی و قابلیت ماشینکاری فولادهای زنگ‌نزن استفاده از فولادهای زنگ‌نزن یوگیمما است، مثلاً در فولاد 304Cu UGIMA با افزودن حدود ۳ تا ۴ درصد مسبه فولاد هدف مزبور حاصل می‌شود. مقایسه قابلیت ماشینکاری برخی از فولادهای زنگ‌نزن در نمودار شکل ۶ نشان داده شده است [۸].



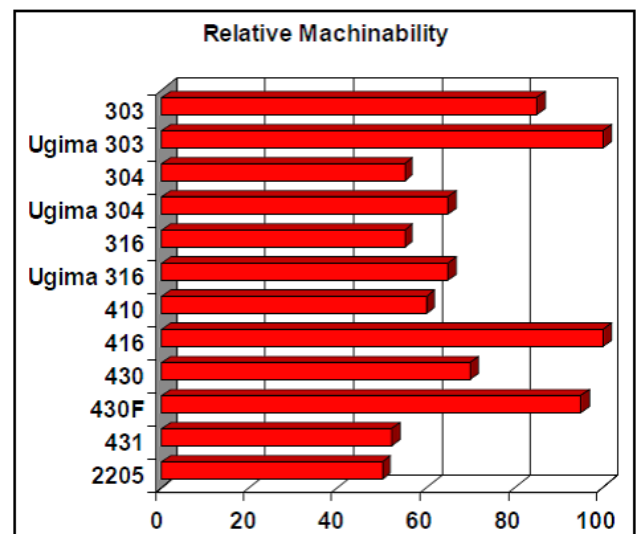
شکل ۵: تأثیر کیفیت سطحی فولادهای ۳۰۴ و ۳۱۶ بر پتانسیل خوردگی حفره‌ای [۴]

2B=نورد سرد، عملیات حرارتی، اسیدشویی و پوسته‌زدایی شده (Ra=۰/۰۸ μm)

MF=شرایط 2B و سپس پولیش مکانیکی (Ra=۰/۰۲ μm)

HL=شرایط 2B و سپس پولیش مکانیکی در راستای برای نورد (Ra316=۰/۱۹ μm و

Ra304=۰/۲۲ μm)



شکل ۶: مقایسه نسبی قابلیت ماشینکاری فولادهای زنگ‌نزن [۸]

- 1 Beach Mark
- 2 Arrest Line
- 3 Stop- Start

یکی دیگر از عوامل احتمالی شکست سوپاپ‌ها پدیده تردی

جدول ۲: نتایج سختی سنجی به روش HV30

میانگین سختی	نتایج سختی سنجی			موضع مورد آزمایش
	۳	۲	۱	
۲۹۷	۲۹۵	۲۹۸	۲۹۹	سطح سنباده خورده نمونه

با توجه به محدودیت ابعاد نمونه اولیه سوپاپ، دو نمونه مطابق با استاندارد ASTM E8 تهیه شده [۱۵] و به وسیله دستگاه کشش ۲۵ تن تحت آزمایش کشش واقع شد. میانگین نتایج حاصله به صورت جدول ۳ می باشد.

جدول ۳: میانگین نتایج آزمایش کشش

شماره نمونه	قطر اولیه (mm)	طول گیج (mm)	استحکام تسلیم (N/mm ²)	استحکام نهایی (N/mm ²)	ازدیاد طول نسبی (%)
۱	۶/۱۴	۳۰	۶۳۵	۷۵۲	۳۵/۷
۲	۶/۱۳	۳۰	۶۳۳	۷۵۱	۳۶/۳

برای انجام آزمون متالوگرافی و بررسی ریزساختار، دو نمونه در جهات موازی و عمود بر محور طولی میلگرد سوپاپ، برش زده شده و پس از مانت، سنباده زنی و پولیش، ریزساختار آنها قبل و پس از اچ توسط میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی‌های مختلف بررسی شد. نتایج بررسی‌ها بر روی ریزساختار قبل از اچ نشان دهنده وجود مقداری ذرات سولفیدی^۷ خاکستری رنگ با کشیدگی در راستای طولی نمونه و مقدار کمی ذرات نیتریدی^۸ (با رنگ زردطلایی) و اکسیدی (سیاه رنگ) است. پس از اچ با محلول کالینگ^۹ ریزساختار حاصله شامل آستنیت با اندازه دانه 9.5ASTM (قطر متوسط ۱۳/۳ میکرومتر) به همراه مقداری مارتنزیت استحاله یافته از آستنیت در اثر کار مکانیکی اعمالی است. مقدار سختی نمونه نیز وجود مارتنزیت را تأیید می نماید. مقطع شکست سوپاپ شکسته شده نیز به کمک استریو میکروسکوپ و میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی واقع شد. تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ‌های نوری، الکترونی و استریو میکروسکوپ از سطح مقطع نمونه مزبور در شکل‌های ۷ تا ۲۲ نشان داده می شود.

همچنین به کمک سیستم EDAX میکروسکوپ الکترونی، آنالیز شیمیایی درون ترک نشان داده شده در شکل ۱۸ و مواضع A و B مشخص شده در شکل ۱۹ به دست آمده که نتایج حاصله در شکل‌های ۲۳ تا ۲۵ آمده است.

بار اعمالی است. همچنین به مشخصات فیزیکی قطعه همچون سختی، ریز ساختار و ترکیب شیمیایی آلیاژ وابسته است. در بزرگنمایی‌های بالا توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی^۴ شیارهای موازی با فواصل معین^۵ دیده می شود. هر شیار در واقع یک ترک کم عمق حاصل از یک بار اعمال تنش یا یک سیکل است. تکرار این سیکل‌ها باعث تکرار این ترک‌های کم عمق می شود. چند نقطه شروع ترک در قطر خارجی سطح شکست به صورت پله‌هایی^۶ دیده می شوند. این پله‌ها زمانی رخ می دهند که چند ترک خستگی در صفحات مختلفی شروع می شوند. این ترک‌ها به سمت داخل قطعه به سمت صفحه شکست واحدی پیشروی نموده و به هم می رسند [۱۲].

پیشروی ترک تا جایی ادامه می یابد که تنش در سطوح باقیمانده بیشتر از استحکام نهایی ماده شود. در این هنگام با جوانه زنی حفرات در ناپیوستگی‌هایی همچون مرز دانه‌ها، نابجایی‌ها و مرز ذرات و تجمع آنها، حفرات رشد نموده به هم متصل شده و یک سطح شکست پیوسته تشکیل می شود و قطعه دچار شکست ناگهانی می شود. تعداد و اندازه این حفرات به تعداد و توزیع محل‌های جوانه زنی بستگی دارد [۱۱ و ۱۳].

۲- نتایج آزمایش‌ها

نمونه‌هایی برای انجام آزمایش‌های آنالیز شیمیایی، سختی سنجی، کشش، متالوگرافی، شکست نگاری و آنالیز EDAX از سوپاپ شکسته شده تهیه شده و آزمایش‌های مزبور به شرح زیر بر روی آنها انجام شد: آنالیز شیمیایی توسط دستگاه کوانتومتر بر روی نمونه بریده شده از سوپاپ مزبور انجام شد که نتایج حاصله به شرح جدول ۱ است:

جدول ۱: نتایج آنالیز شیمیایی انجام شده بر روی سوپاپ

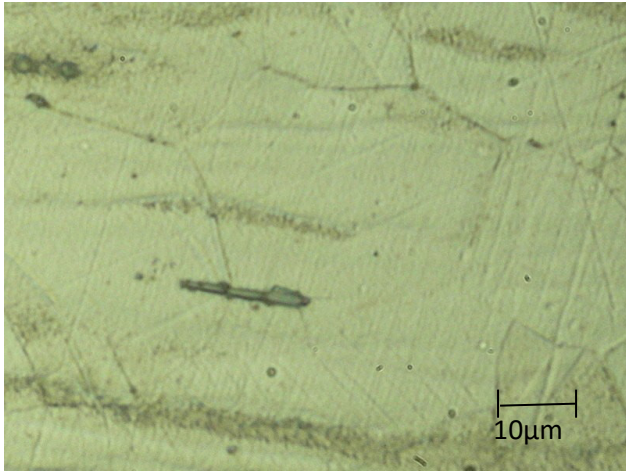
Fe	C	Si	Mn	P
Base	۰/۰۴۶۸	۰/۴۹۴	۱/۰۲	۰/۰۲۸۷
S	Cr	Ni	Mo	Al
۰/۰۰۷۵	۱۸/۲۳	۸/۰۱	۰/۱۵۹	۰/۰۰۷۹
Co	Cu	Nb	Ti	V
۰/۲۱۳	۰/۴۳۳	۰/۰۱۱۸	۰/۰۰۲۸	۰/۰۷۹۳
W	Pb	Sn	Ca	Ta
۰/۰۱۴۹	۰/۰۰۰۸	۰/۰۱۸۹	۰/۰۰۰۶۸	۰/۰۰۲۴

ترکیب فوق مطابق با فولاد زنگ نزن ۳۰۴ در استاندارد AISI آمریکا است.

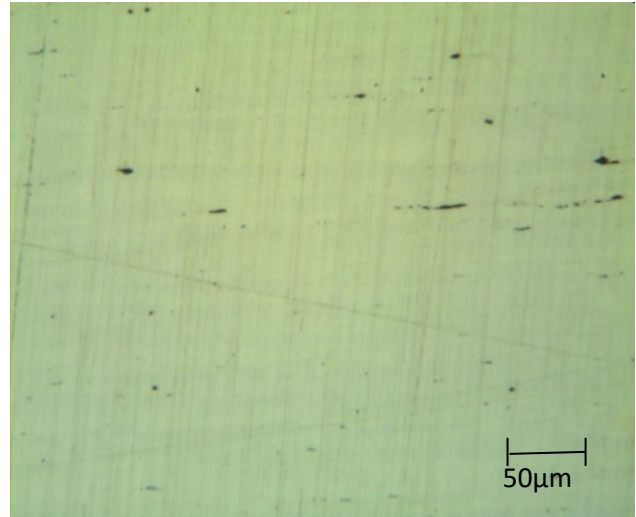
سختی سنجی به روش ویکرز و با نیروی ۳۰ KgF با استفاده از دستگاه سختی سنج یونیورسال بر روی سه نقطه از سطح نمونه جدا شده از سوپاپ مطابق با استاندارد ASTM E384 صورت پذیرفت [۱۴] که نتایج حاصله به شرح جدول ۲ است.

7 MnS
8 TiN
9 Kalling

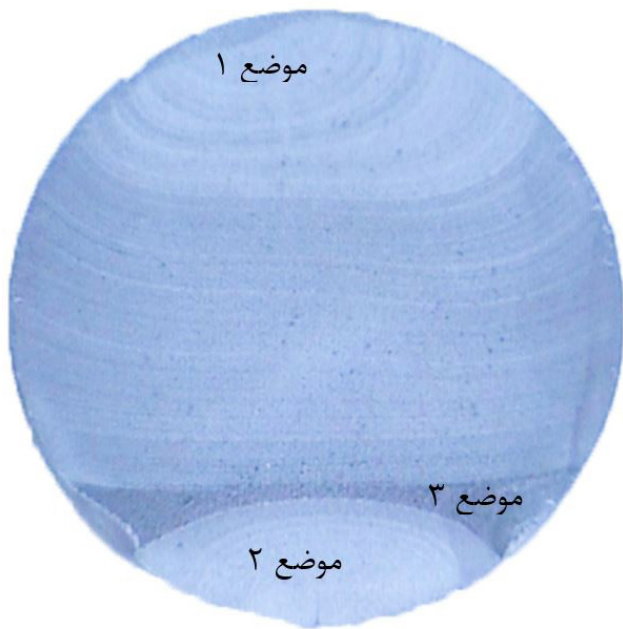
4 SEM
5 Striations
6 Ratchet Mark



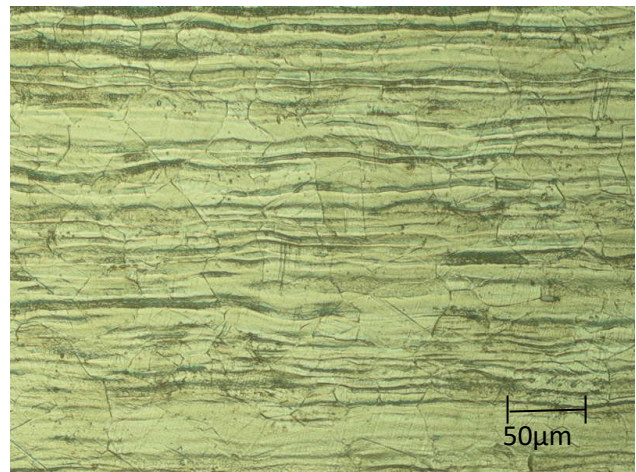
شکل ۱۰: ساختار میکروسکوپی پس از اچ نمونه



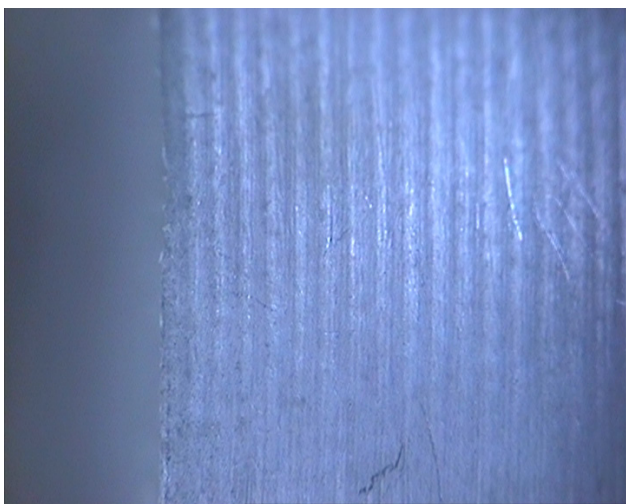
شکل ۷: ساختار میکروسکوپی پس از پولیش نمونه



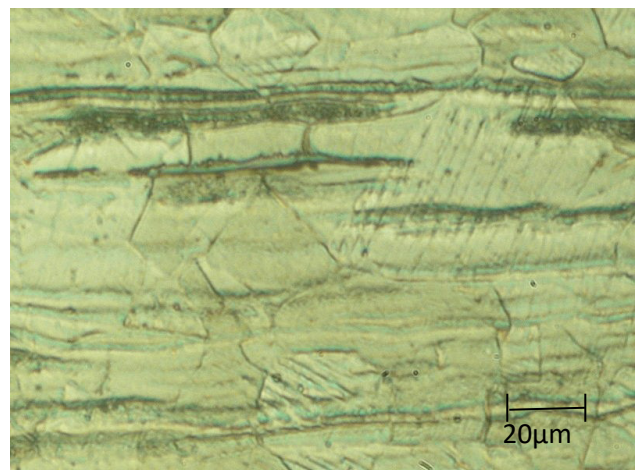
شکل ۱۱: تصویر استریو میکروسکوپ از مقطع شکست



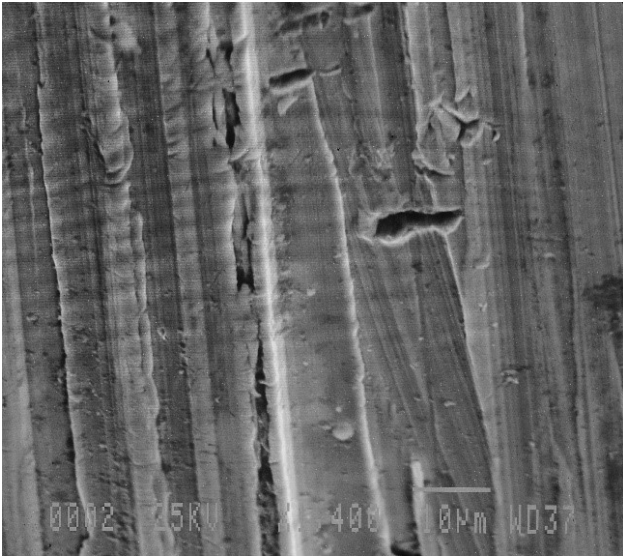
شکل ۸: ساختار میکروسکوپی پس از اچ نمونه



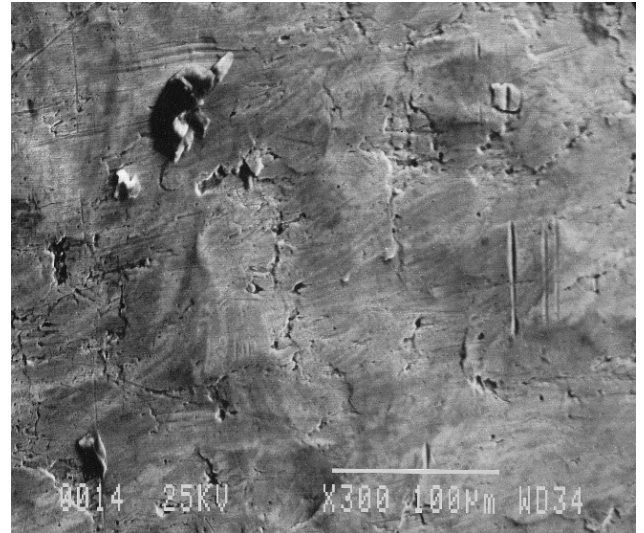
شکل ۱۲: تصویر استریو میکروسکوپ از ریز ترک های موجود در سطح



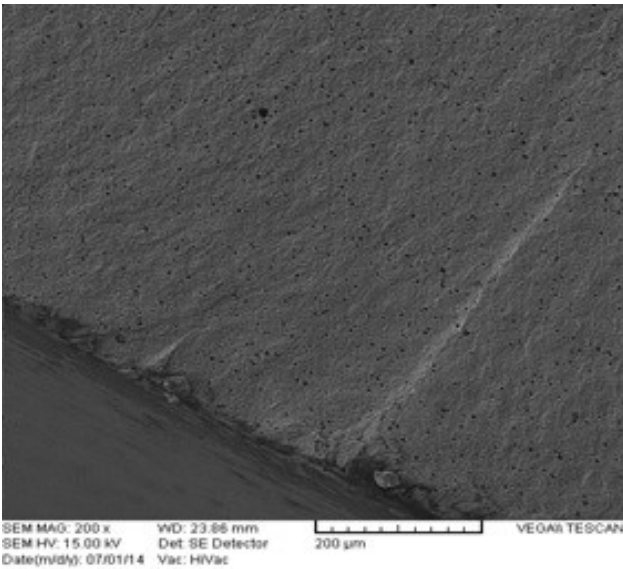
شکل ۹: ساختار میکروسکوپی پس از اچ نمونه



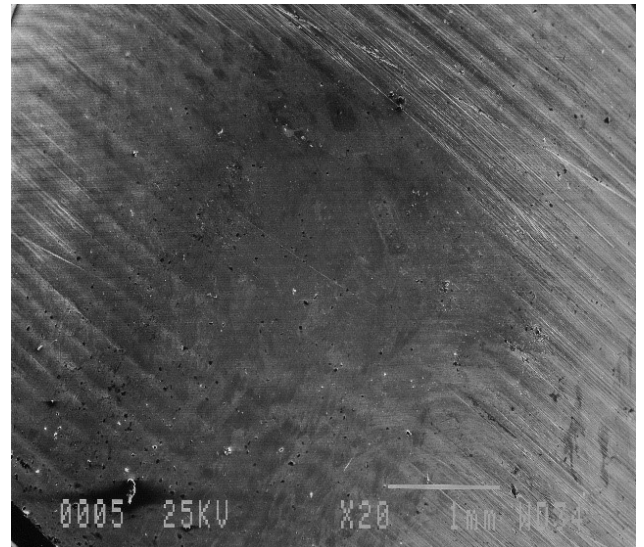
شکل ۱۶: تصاویر SEM از ماشینکاری خشن سطح نمونه و کندگی های ناشی از آن



شکل ۱۳: تصاویر SEM از ریز ترک‌ها و حفرات ناشی از خوردگی بر روی سطح نمونه



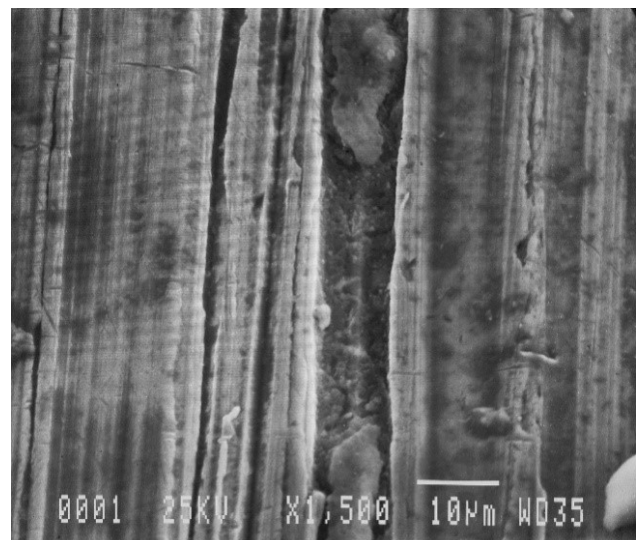
شکل ۱۷: تصویر SEM از نقطه شروع دوم مقطع شکست دارای دو ترک (Ratchet Mark)



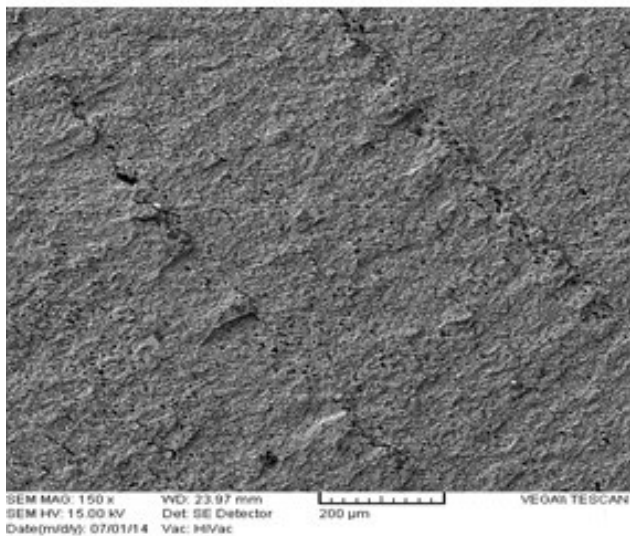
شکل ۱۴: تصاویر SEM از ریز ترک‌ها و حفرات ناشی از خوردگی بر روی سطح نمونه



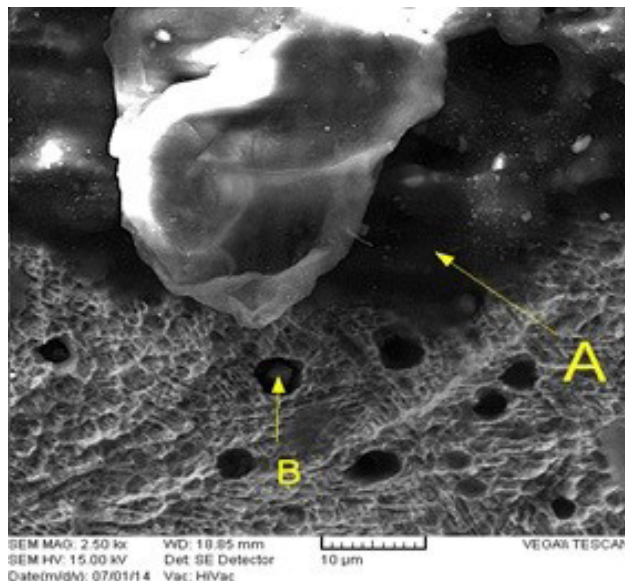
شکل ۱۸: تصویر SEM از نقطه شروع دوم مقطع شکست، تصویر نزدیک تر از ترک بزرگتر



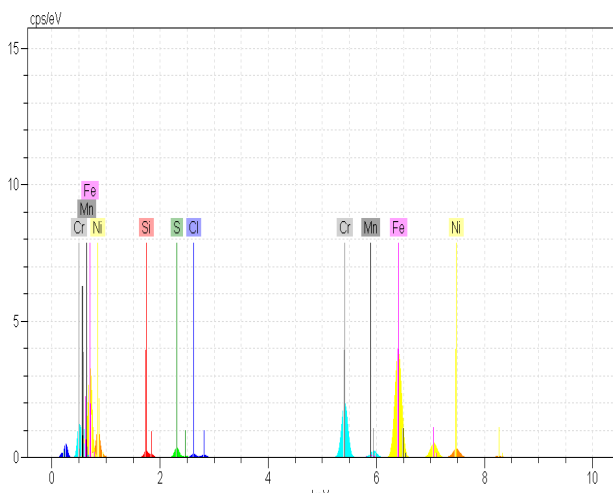
شکل ۱۵: تصاویر SEM از ماشینکاری خشن سطح نمونه



شکل ۲۲: تصویر SEM از خطوط ساحلی (Beach Mark)

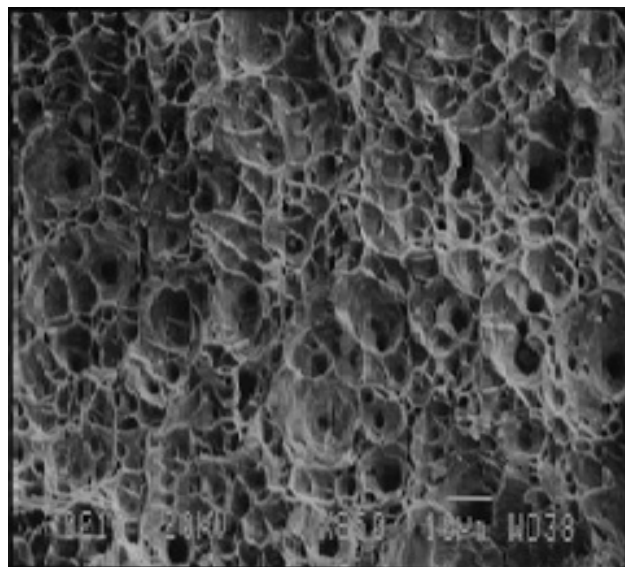


شکل ۱۹: تصویر SEM از نقطه شروع اول مقطع شکست

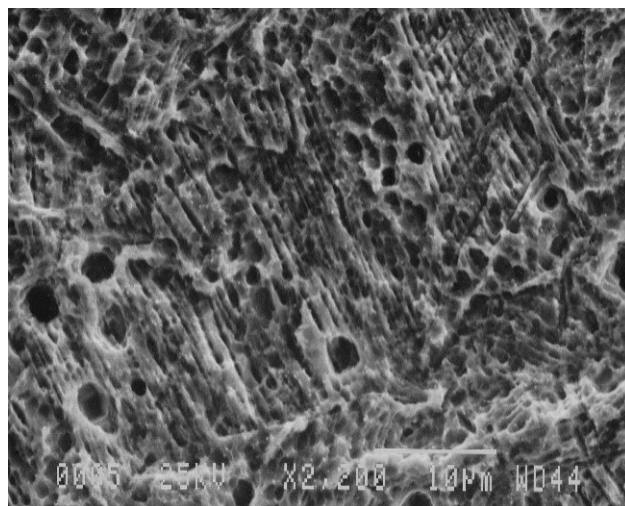


Spectra:IN CRACK		
Element	norm.C [wt.-%]	Atom.C [at.-%]
Silicon	0.82	1.59
Sulfur	1.05	1.78
Chlorine	0.60	0.92
Chromium	18.24	19.04
Manganese	1.15	1.14
Iron	69.14	67.21
Nickel	9.01	8.33

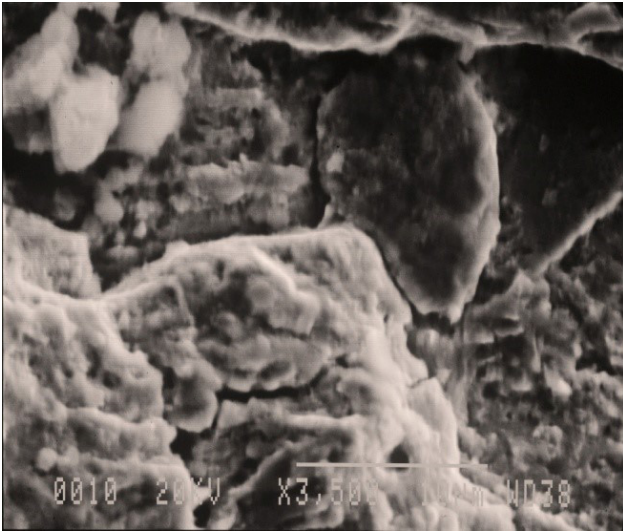
شکل ۲۳: آنالیز درون ترک از شکل ۱۸



شکل ۲۰: تصویر SEM از سطح مقطع شکست نهایی (dimples)



شکل ۲۱: تصویر SEM از شیارهای موازی (Striations) در مقطع شکست



شکل ۲۶: وجود ترک های مرز دانه ای در سطح شکست نمونه

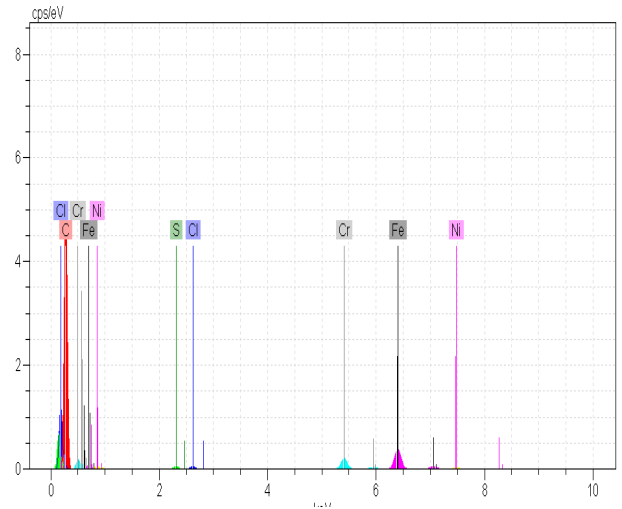
۳- بحث

بررسی های میکروسکوپی نوری انجام شده بر روی سطح مقطع نمونه فوق نشان دهنده وجود مقداری ذرات سولفیدی کشیده شده در راستای کار مکانیکی در زمینه ای شامل آستنیت با اندازه دانه 9.5ASTM (قطر متوسط ۱۳/۳ میکرومتر) به همراه مقداری مارتنزیت استحاله یافته از آستنیت در اثر کار مکانیکی و مقداری ذرات ریز کاربیدی است.

بر روی سطح قطعه خطوط خشن ناشی از ماشینکاری مشاهده شد (شکل های ۱۵ و ۱۶). همچنین مقداری حفره^{۱۱} ایجاد شده در اثر خوردگی و مقداری ریزترک نیز در سطح نمونه دیده شد (شکل های ۱۲، ۱۳ و ۱۴). همانگونه که قبلاً نیز بیان شد یکی از عوامل کاهش مقاومت به خستگی، کاهش کیفیت سطحی نمونه است. از آنجایی که یک سر سوپاپ در تماس با مایع درون مخزن است و مخزن در حال حرکت نیز باعث تلاطم و حرکت رفت و برگشتی مایع مزبور در طول مخزن می شود، بنابراین می توان نتیجه گرفت که قطعه سوپاپ به دلیل ضربات وارده از جانب مایع به آن تحت بارگذاری خمشی دوطرفه تکرار شونده یا به عبارتی تحت خستگی است. بنابراین عوامل موثر بر کیفیت سطحی در اینجا اهمیت دارند.

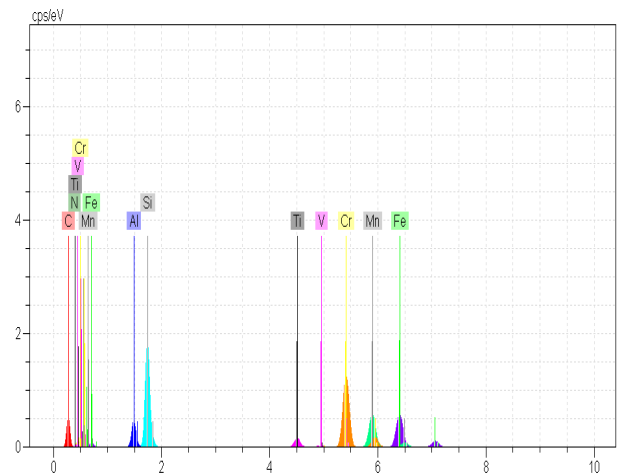
با توجه به خطوط خشن، ناهمواری های سطح و ریزترک ها و کندگی های مشاهده شده بر روی سطح سوپاپ ناشی از ماشینکاری نامناسب می توان نتیجه گرفت که عامل اصلی شکست زود هنگام قطعه سوپاپ، کاهش مقاومت به خستگی در اثر کیفیت سطحی پایین آن است. ضمن اینکه حفرات ناشی از خوردگی حفره ای ایجاد شده بر روی سطح نیز باعث تشدید این پدیده شده و قطعه دچار خستگی خوردگی می گردد. علاوه بر این، وجود مقدار زیادی ریزترک در سطح نمونه (شکل ۱۳) می تواند معرف وجود تنش های کششی در سطح که احتمالاً در اثر ماشینکاری خشن بوجود آمده اند یا بروز تردی هیدروژنی باشد.

بررسی سطوح شکست قطعه سوپاپ، تأثیر عوامل فوق را نشان



Spectra:ZONE A		
Element	norm.C	Atom.C
	[wt.-%]	[at.-%]
Carbon	81.62	95.27
Sulfur	0.19	0.08
Chlorine	0.19	0.07
Chromium	3.75	1.01
Iron	13.19	3.31
Nickel	1.06	0.25

شکل ۲۴: آنالیز موضع A از شکل ۱۹



Spectra:ZONE B		
Element	norm.C	Atom.C
	[wt.-%]	[at.-%]
Carbon	7.37	22.41
Nitrogen	0.11	0.30
Aluminium	5.48	7.42
Silicon	17.19	22.37
Titanium	2.10	1.61
Vanadium	0.45	0.32
Chromium	28.25	19.86
Manganese	16.69	11.10
Iron	22.35	14.62

شکل ۲۵: آنالیز موضع B در شکل ۱۹

خستگی از دو موضع شده است.

ثابت شده است که حضور مقدار مطلوب ذرات سولفیدمنگنز در ریزساختار باعث افزایش کیفیت سطحی ناشی از ماشینکاری می‌شود. از طرفی حضور ذرات سولفیدی در سطح و وجود سطوح خشن می‌تواند منجر به افزایش محل‌های جوانه‌زنی حفرات خوردگی و در نتیجه کاهش عمر خستگی شود. بنابراین افزایش کیفیت سطحی در حد پولیش علاوه بر کاهش محل‌های جوانه‌زنی ترک باعث کاهش سرعت خوردگی حفره‌ای و نیز کاهش تنش‌های پس‌ماند کششی ناشی از ماشینکاری خشن خواهد شد.

با انجام پولیش بر روی سطح، می‌توان باعث حذف یا کاهش عیوب سطحی شد و با استفاده از فولاد زنگ‌نزن با مقادیر کروم و نیکل بالاتر باعث افزایش مقاومت به خوردگی حفره‌ای شده و احتمال شکست قطعه سوپاپ را کاهش دهیم.

با انجام آنیل بر روی قطعه و حذف مارتنزیت از ریز ساختار می‌توان احتمال بروز ترک ناشی از تردی هیدروژنی را کاهش داده و یا حذف کرد.

۵- سپاسگزاری

در پایان از تمام عزیزانی که ما را در انجام این بررسی‌ها یاری و همراهی نمودند، به‌ویژه از شرکت اسپید آزمون البرز و آقای مهندس هوشمند از شرکت بازرسی مخازن آلیاژدار برای پشتیبانی مالی و اطلاعاتی این تحقیق کمال تشکر و قدردانی به عمل می‌آید.

۶- مراجع

- [1] <http://www.propanecouncil.org/research-development/resource-library/technology-fact-sheets>, "Evaluating the Service Life of Propane Pressure Relief Valves", *Technology Fact Sheet*.
- [2] M. Momeni, M. Esfandiari and M. H. Moayed, 2012. "Improving Pitting Corrosion of 304 Stainless Steel by Electropolishing Technique", *Iranian Journal of Materials Science & Engineering* 9, Number 4, p.34-42.
- [3] H.U.Nwosu and A.U.Iwuoha, 2011. "Corrosion of Stainless Steels of Cryogenic Hydrocarbon Flare Tips (Burners)", *Journal of Innovative Research in Engineering and Science* 2(2), p.124-136.
- [4] Asami, K. and Hashimoto, K., 2001. "Effects of surface finishes on the degradation of passive films on stainless steels by atmospheric exposure", *The Electrochemical Society Proceedings Series*, 99-42, Pennington, NJ, p. 842-847.
- [5] Arthur, H. Tuthill, P.E., 1994. "Stainless Steel: Surface Cleanliness", *Pharma*. Eng.14, 35-44.
- [6] Baroux, B., 2002. "Further Insights on the Pitting

می‌دهد؛ زیرا نشان‌دهنده وقوع شکست خستگی در نمونه است (شکل‌های ۱۷ تا ۲۱). علاوه بر این، سطح شکست دارای دو موضع شروع ترک در دو نقطه مقابل هم و بنابراین دو سری خطوط رودخانه‌ای ناشی از خستگی است که به سمت ناحیه شکست نهایی پیشروی نموده‌اند. وجود مقدار زیاد عیوب سطحی و نیز بارگذاری خمشی دو طرفه منجر به آغاز اشاعه ترک از دو موضع، یکی با تنش بیشتر (موضع ۱) و دیگری با تنش کمتر (موضع ۲) شده است. همچنین در موضع ۲، دو ترک بزرگ مشاهده شد (شکل ۱۷). موضع مربوط به شکست نهایی (موضع ۳) در بین دو ناحیه فوق مشاهده شد. شکست در این ناحیه از نوع شکست نرم است (شکل ۲۰). برای بررسی دقیق‌تر علت شروع شکست، نقاط شروع در مواضع ۱ و ۲ توسط سیستم EDAX میکروسکوپ الکترونی روبشی آنالیز شد. این نقاط شامل عیب مشاهده‌شده در نقطه شروع موضع ۱ و درون ترک مشاهده‌شده در نقطه شروع موضع ۲ و نیز آخال درون یکی از حفرات بود. نتایج بررسی‌ها (شکل‌های ۲۳ تا ۲۵) نشان‌دهنده وجود کربن بالا در موضع A ناشی از محصولات خوردگی حفره‌ای است؛ یعنی آغاز ترک در موضع ۱ از یک حفره ناشی از خوردگی بوده است. برخی مطالعات نشان داده است که فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ به‌ویژه در محیط‌های هیدروکربنی مستعد خوردگی حفره‌ای است. این حفرات در سطح شکست نمونه به‌ویژه در نواحی یا خطوط توقف یا استراحت ترک نیز با تراکم بیشتری مشاهده شد. همچنین آنالیز آخال مشاهده‌شده در یکی از حفرات (موضع B) احتمال وجود ذرات نیتريد تیتانیم در آنها را نشان می‌دهد؛ لکن در درون ترک موضع ۲ چیز خاصی مشاهده نشد. همچنین کندگی مجاور ترک (شکل ۱۸) می‌تواند ناشی از ماشینکاری خشن باشد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که عامل شروع ترک در موضع ۲ سطوح خشن ناشی از ماشینکاری نامناسب بوده است. مشاهده شد که در این نمونه هر دو عامل خوردگی و ماشینکاری نامناسب در آغاز ترک خستگی نقش داشته‌اند. بنابراین با بهبود کیفیت سطحی در حد پولیش و تغییر آلیاژ به آلیاژ مقاوم‌تر در مقابل خوردگی حفره‌ای می‌توان بروز این نوع شکست را به تأخیر انداخت.

همچنین تأثیر عامل تردی هیدروژنی در شکست قطعه سوپاپ نیز مورد مطالعه واقع شد. وجود مارتنزیت در ریزساختار می‌تواند عامل بروز تردی هیدروژنی باشد. به علاوه مشاهده ریزترک‌های سطحی مزر (شکل‌های ۱۳ و ۱۴) و نیز مقداری ترک مرز دانه‌ای در سطح شکست نمونه (شکل ۱۷) این فرض را تقویت می‌نماید.

۴- نتیجه‌گیری

وجود خطوط خشن ماشینکاری مخصوصاً وجود کندگی‌های سطحی ناشی از ماشینکاری خشن، حفرات ناشی از خوردگی و ریزترک‌ها به ترتیب، حضور چند عامل موثر بر کاهش عمر خستگی یعنی کیفیت سطحی نامطلوب، خوردگی حفره‌ای و تنش‌های کششی سطحی و یا تردی هیدروژنی را نشان می‌دهد. وجود هم‌زمان این عوامل باعث شروع ترک

- of hydrogen embrittlement by formation of a stable austenite layer in metastable austenitic stainless steel”, *Scripta Materialia*, p.14-16, 90-91.
- [11] Aaron P.Harris, 2012. “Investigation of the Hydrogen Release Incident at the AC Transit Emeryville Facility”, p.19-32.
- [12] Metals Handbook, Volume 12, 1998. “Fractography”, Ninth Edition, P. 12-18.
- [13] http://materials.open.ac.uk/mem/mem_mftext.htm, “Metal Fatigue”.
- [14] ASTM E 384, 2012. “Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials”.
- [15] ASTM E 8M, 2013. “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials”.
- Corrosion of Stainless Steels”, in: Ph. Marcus (Ed.), “Corrosion Mechanisms in Theory and Practice”, *Marcel Dekker*, New York, p. 311–347 (Chapter 10).
- [7] Moayed, M. H., 2005. “Deterioration of Pitting Corrosion of 316 Stainless Steel by Sensitization Heat Treatment”, *IJMSE 2*, p. 9-15.
- [8] www.atlassteels.com.au, 2011. “Machining of Stainless Steels”, *Atlas Tech Note*, No.4.
- [9] Hideo Cho and Mikio Takemoto, 2011. “Hydrogen Related Brittle Cracking of Metastable Type-304 Stainless Steel”, *Faculty of Science and Engineering, Aoyama Gakuin University*, 5-10-1 Fuchinobe, Sagamihara, Kanagawa 229-8558, Japan.
- [10] Toshihiro Tsuchiyama et al, 2014. “Suppression