

بررسی و مقایسه تأثیر نرخ کرنش بر رفتار خوردگی تنش فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی ۴۲۰ و آستنیتی ۳۱۶L

امیرحسین جوادیⁱ؛ علی حبیب اله زادهⁱⁱ

چکیده

در این مقاله رفتار خوردگی تنش فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی AISI 420 و آستنیتی AISI 316L در محیط کلریدی تحت کرنش های کم و اثر سه عامل دما، محیط آزمون (کلرور منیزیم) و نرخ کرنش بر مقاومت خوردگی تنش فولادهای مذکور مقایسه شده است. نتایج آزمایش کشش با نرخ کرنش کم برای هردو فولاد نشان می دهند که کاهش نرخ کرنش سبب تغییر رفتار سیلانی فولاد یعنی کاهش خواص مکانیکی و انعطاف پذیری آن می شود. هم چنین نتایج شکست نگاری فولاد ۴۲۰ نشان می دهند که در تمامی نمونه های آزمایش شده، ترک عمدتاً از طریق به هم پیوستن حفرات گسترش می یابد، به جز نمونه آزموده شده با نرخ کرنش 1.1×10^{-6} بر ثانیه، که شکست میان دانه ای نیز در آن بروز می کند. نتایج شکست نگاری فولاد ۳۱۶ نشان می دهند که در نمونه های آزمایش شده در هوا، شکست همراه با گلوئی شدن است. در نمونه های آزمایش شده تحت محیط خوردنده ترک به صورت ترک بین دانه ای و درون دانه ای گسترش می یابد ولی با کاهش نرخ کرنش میزان درون دانه ای بودن ترک افزایش می یابد.

کلمات کلیدی

آزمون کشش با نرخ کرنش کم، کلرور منیزیم، ترک خوردگی تنش، فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۲۰، فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ کم کربن.

Evaluation and Comparison of Strain Rate on SCC Behavior of 420 Martensitic and 316L Austenitic Stainless Steels

A.H.Javadi; A.Habibollahzadeh

ABSTRACT

In this study, behaviors of stress corrosion cracking (SCC) in martensitic stainless steel (AISI 420) and in low carbon austenitic stainless steel (AISI 316L) have been compared under different temperature, environment ($MgCl_2$), and strain rate. The results show that decreasing strain rate has detrimental effect on mechanical properties of both, including their strength and ductility. Fractography of samples reveals that crack progresses by joining of dimples in fracture surface in all samples of AISI 420 steel, except in the sample tested at $1.1 \times 10^{-6} s^{-1}$ strain rate, wherein intergranular fracture has also been observed on fracture surface. Necking phenomenon is only observed in air-tested samples of AISI 316L steel, but the other ones show low ductility. AISI 316L samples, tested under $MgCl_2$ environment, show a mixed fracture surface of intergranular and transgranular. The degree of transgranular fracture increases as strain rate decreases.

ⁱ کارشناس ارشد شناسایی و انتخاب مواد- دانشکده مهندسی- دانشگاه سمنان amirhossein.javadi@gmail.com

ⁱⁱ مسئول مکاتبات، استادیار گروه مواد- دانشکده مهندسی- دانشگاه سمنان ahabibollahzadeh@semnan.a.c.ir

KEYWORDS

Slow strain rate test, Magnesium chloride, Stress corrosion cracking, 420 Martensitic stainless steel, 316 low carbon austenitic stainless steel.

۱- مقدمه

۲- روش تحقیق

امروزه سهم عمده‌ای از مواد مصرفی در صنایع شیمیایی، پتروشیمی، نفت و گاز به خانواده فولادهای زنگ نزن اختصاص دارد، چراکه این فولادها با داشتن حداقل ۱۲ درصد کروم، شرایط مقاومت به خوردگی خوبی دارند. یکی از پدیده‌های مخرب در صنایع شیمیایی بروز ترک خوردن ناشی از خوردگی تنشی^۱ (SCC) است، به نحوی که حدود ۲۵ درصد شکستهای حاصل از خوردگی در صنعت ناشی از چنین پدیده‌ای است. این پدیده حتی در تنش‌های کم (مثلاً تنش پس ماند ناشی از عملیات جوشکاری و یا در حین عملیات تراشکاری) نیز می‌تواند به وقوع بپیوندد. یکی از مشکلات اصلی این پدیده غیر قابل پیش بینی بودن آن بوده که موجب تخریب‌های ناگهانی می‌شود، به همین دلیل مطالعه بر روی این نوع خوردگی و امکان پیش بینی آن اهمیت بسزائی دارد. با وجود مطالعات زیادی که تاکنون صورت گرفته، هنوز تئوری جامعی که قادر به توجیه این پدیده در کلیه فلزات و آلیاژها باشد، ارائه نشده است. بر اساس مطالعات Wilde حساسیت به SCC در آلیاژها می‌تواند ناشی از افزایش پروفیل غلظتی غیر تعادلی در مرزخانه‌ها باشد که منجر به ناهمگنی در بین دانه‌ها می‌شود و هم چنین این پدیده به حضور کاربیدها و دانسیته بالای نایبایی‌ها در مرزخانه‌ها مرتبط است. در واقع تجمع نایبایی‌ها در مرزخانه به ایجاد تمرکز تنش و تجزیه مرزخانه‌ای منجر می‌شود [۱]. مرحله جوانه زنی ریزحفره‌ها را به ترک خوردن ذرات یا جدا شدن فصل مشترک یک آخال و یا ذره رسوبی با زمینه نسبت داده اند [۲]. در طی رشد ترک در فرایند SCC، مسیر ترک از بین دانه‌ای به درون دانه‌ای تغییر می‌کند، مکانیزم این تغییر مورفولوژی ترک مورد اختلاف محققین است. پارکین^۲ پیشنهاد کرد که در جایی که مسیرهای متفاوت ترک در یک ماده وجود دارد، مکانیزم رشد در طول مسیرهای مختلف به صورت ذاتی متفاوت نیست و مسیر ترک ممکن است فقط بازتابی از توزیع تغییر شکل میکروپلاستیکی باشد [۳]. اما بسیاری از محققین معتقدند که مکانیزم اشاعه ترک درون دانه‌ای با مکانیزم اشاعه ترک مرزخانه‌ای به طور اساسی متفاوت است [۴]. بارسل و پو^۲ در بررسی الگوهای مختلف SSC نتیجه گرفتند که مدل لغزش- تجزیه^۳ می‌تواند در اغلب موارد چگونگی بروز SSC مرزخانه‌ای را توضیح دهد [۵-۷].

در تحقیق حاضر تأثیر سه پارامتر دما، محیط و نرخ کرنش بر مقاومت خوردگی تنشی فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی AISI 420 و زنگ نزن آستنیتی کم کربن AISI 316L (طبق آنالیز ارائه شده در جدول ۱) در محیط‌های هوا و کلرور منیزیم بررسی شده است. به طوریکه با انجام آزمون کشش با نرخ کرنش کم^۴ (SSRT) در دو محیط هوا و کلرور منیزیم جوشان، دو دمای محیط و 154°C و سه نرخ کرنش مختلف بر روی نمونه‌ها، تشابهات و اختلاف‌ها میان رفتار این دو فولاد در طی خوردگی تنشی بررسی می‌شود.

قبل از انجام آزمون، نمونه‌های تست کشش طبق استاندارد ASTM E8 از دو فولاد مذکور تهیه شد. سپس نمونه‌های استاندارد تست کشش فولاد زنگ نزن ۴۲۰ ابتدا در دمای 760°C و به مدت ۱۵ دقیقه پیش گرم شده و سپس در دمای 1025°C و به مدت ۲۰ دقیقه آستنیت و در روغن کوئنچ شدند. سپس نمونه‌ها دوبار تحت عملیات بازپخت قرار گرفتند که دما و زمان این عملیات، به ترتیب 300°C و ۱۲۰ دقیقه و 250°C و ۹۰ دقیقه، انتخاب شدند [۸]. شمای سیکل عملیات حرارتی مذکور در شکل ۱ به صورت نمودار دما - زمان ارائه شده است.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی ۴۲۰ و آستنیتی ۳۱۶ کم کربن

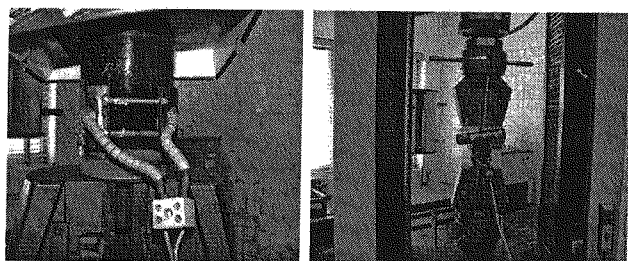
عنصر	درصد وزنی		عنصر	درصد وزنی	
	فولاد ۳۱۶	فولاد ۴۲۰		فولاد ۳۱۶	فولاد ۴۲۰
کربن	۰/۲۲	۰/۲۷	سیلیسیم	۰/۰۱	۰/۲۵
کروم	۱۲/۱	۰/۰۰۵	گوگرد	۱۶/۵	۰/۰۲
نیکل	۰/۱۲	۰/۰۸	وانادیم	۱۰/۲۵	۰/۱۶
مولیبدن	-	۰/۱۵	مس	۲/۰۲	۰/۵
منگنز	۰/۵۲	-	تنگستن	۱/۶۸	۰/۱۱

نمونه‌های استاندارد تست کشش ۳۱۶ کم کربن نیز به مدت ۱۲۰ دقیقه در دمای 1085°C تحت عملیات حرارتی انحلالی قرار گرفته و سپس در هوا سرد شدند. سپس جهت ایجاد پایداری ابعادی، نمونه‌ها در دمای 300°C و به مدت ۹۰ دقیقه تحت عملیات تنش زدایی قرار گرفتند (شکل ۲) [۸].

گیرند، از محفظه‌های مقاوم به محیط خورنده مطابق شکل ۳ استفاده شد. برای شکست نگاری، سطح مقطع شکست نمونه‌ها پس از آزمون به ابعاد لازم برش داده شده و پس از تمیزکاری توسط اولتراسونیک، با میکروسکوپ الکترونی مطالعه شدند. یک سری از نمونه‌های سطوح شکست، پس از متالوگرافی (درجهت عمود بر سطح شکست)، توسط میکروسکوپ نوری نیز بررسی شدند تا نوع ترک‌های ایجاد شده (بین دانه‌ای و یا مرزانه‌ای) به نحو بهتری قابل مطالعه بشوند. در طی مراحل مذکور از آنالیز EDX به تناسب نیاز نیز استفاده شد.

جدول (۲): شرایط آزمون کشش با نرخ کرنش کم برای نمونه‌ها

شرایط آزمون	محیط	دما ($^{\circ}\text{C}$)	نرخ کرنش (برثانیه)
نمونه اول	هوا	۲۵	$1,1 \times 10^{-4}$
نمونه دوم	هوا	۱۵۴	$1,1 \times 10^{-4}$
نمونه سوم	کلرومنیزیم	۱۵۴	$1,1 \times 10^{-4}$
نمونه چهارم	کلرومنیزیم	۱۵۴	$1,1 \times 10^{-5}$
نمونه پنجم	کلرومنیزیم	۱۵۴	$1,1 \times 10^{-6}$



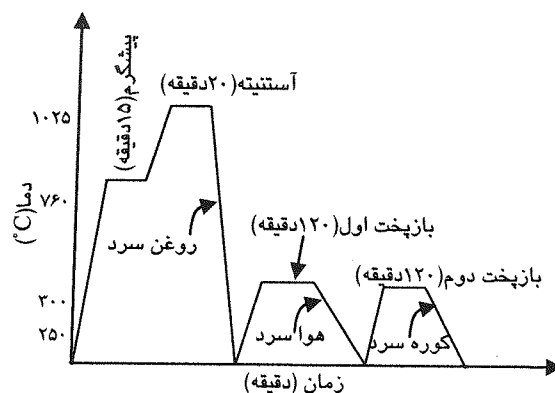
(ب)

(الف)

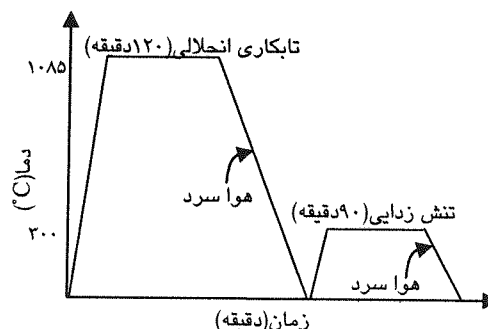
شکل (۳): نمایی از دستگاه Instron 6027 برای انجام تست SSRT (الف) نمایی کلی دستگاه (ب) محفظه نگاهدارنده محلول خورنده

۳- نتایج و بحث

در اشکال ۴ و ۵ نمودارهای تنش-کرنش مهندسی نمونه‌ها که توسط دستگاه انجام آزمون رسم شده است را می‌توان مشاهده کرد. همان‌طور که در شکل ۴ مشخص است، با انجام شرایط آزمون طبق جدول ۲، انعطاف پذیری و استحکام فولاد ۳۱۶ به طور محسوسی کاهش یافته است. شکل ۵ نیز این رفتار را در مورد فولاد ۴۲۰ نشان می‌دهد. نمودارهای شکل ۶ نیز به خوبی رفتار مکانیکی هر دو فولاد زنگ‌نزن آستنیتی و مارتنزیتی را تحت شرایط مختلف دمایی و محیطی نشان داده و امکان مقایسه رفتار این دو فولاد را برای ما میسر می‌سازند. طبق نمودارهای اشکال ۴ تا ۶، ابتدا با توجه به رفتار مکانیکی فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی ۴۲۰ می‌توان مشاهده نمود که در نرخ کرنش معادل $1/1 \times 10^{-4}$ بر ثانیه، دما و شرایط محیطی اثر قابل توجهی بر رفتار مکانیکی این فولاد نداشته و تقریباً تمامی

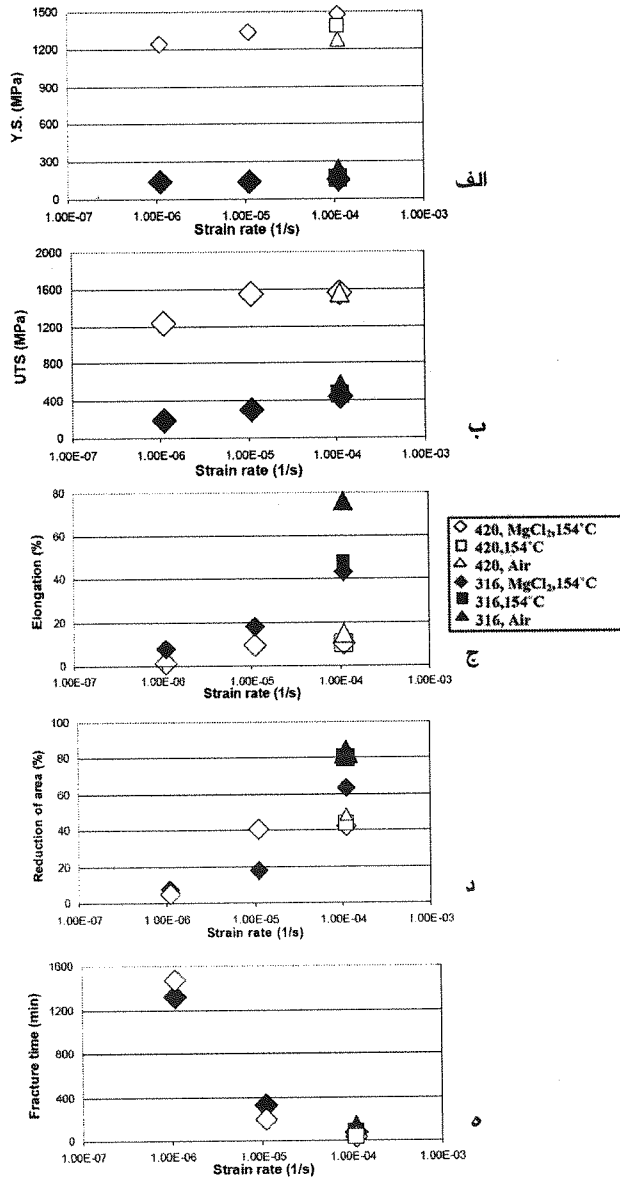


شکل (۱): نمودار دما-زمان مربوط به سیکل عملیات حرارتی کونچ-بازپخت نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی



شکل (۲): نمودار دما-زمان در طی سیکل عملیات حرارتی تابکاری انحلالی و تنش زدایی بر فولاد زنگ‌نزن آستنیتی

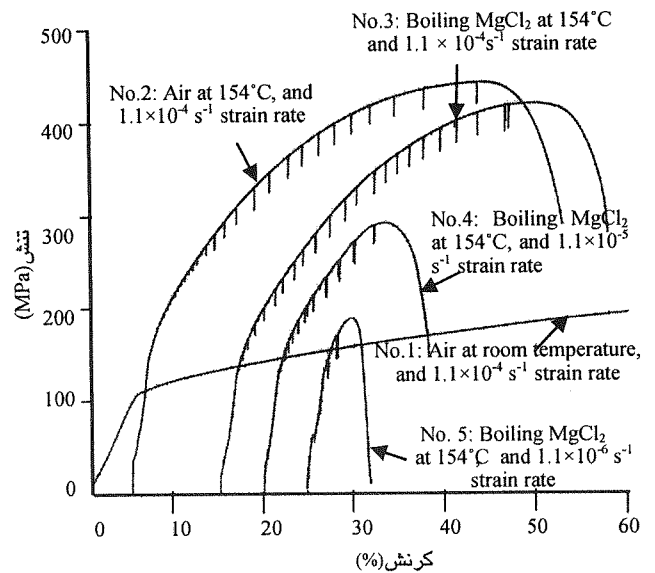
پس از انجام سیکل‌های عملیات حرارتی، نمونه‌ها طبق استاندارد NACE-TM0198-98 تحت آزمون کشش با نرخ کرنش کم قرار گرفتند. در این آزمون، نمونه‌ها تحت شرایط کنترل شده در حضور محیط خورنده و معمولاً با سرعت کرنش اولیه بسیار پایینی در محدوده 10^{-8} تا 10^{-4} برثانیه کشیده یا خم می‌گردند. کرنش در اینجا یا به صورت مستمر و یا به صورت مرحله‌ای، و نه به صورت سیکلی، افزایش داده می‌شود. در نهایت نیز نمونه‌ها یا به صورت مکانیکی، یا توسط خوردگی تنش‌ی و یا هر دو خواهند شکست و این از مزایای مهم این روش است. همان‌گونه که بیان شد، هدف از انجام این آزمون در تحقیق حاضر، بررسی تأثیر متغیرهای دما، محیط و نرخ کرنش بر روی حساسیت به خوردگی تنش‌ی نمونه‌ها است. بدین منظور با انتخاب دو محیط هوا و کلرومنیزیم و دو دمای محیط و 154°C و سه نرخ کرنش متفاوت، آزمون کشش با نرخ کرنش کم مطابق با شرایط مندرج در جدول ۲ توسط دستگاه Instron 6027 انجام شد. در شکل ۳ نمایی از دستگاه مذکور را می‌توان مشاهده کرد. نمونه‌ها به دستگاه بسته شده و با نرخ کرنش ثابتی تا شکست نهایی تحت کشش قرار گرفتند. برای اینکه نمونه‌ها علاوه بر کشش تحت محیط خورنده کلرومنیزیم جوشان نیز قرار



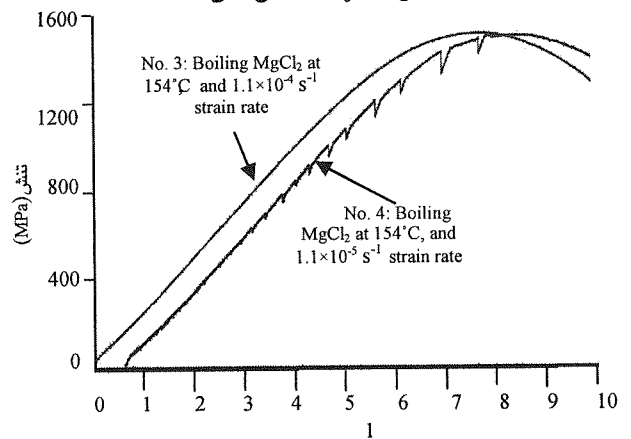
شکل (۶): نمودارهای تغییرات (الف) تنش تسلیم ۲۰ درصد، (ب) استحکام کششی، (ج) ازدیاد طول نسبی، (د) کاهش سطح مقطع، و (ه) زمان شکست نسبت به نرخ کرنش در فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۲۰ (علامت های توخالی) و در فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ (علامت های توپر) تحت محیطهای هوا و کلرور منیزیم و دماهای محیط و ۱۵۴°C

طبق نتایج مشخص است که تنش تسلیم چندان تحت تأثیر نرخ کرنش و شرایط آزمون قرار نمی گیرد، و علت آن بروز کار مکانیکی ناچیز در نقطه تسلیم است که این خصوصیت مکانیکی را نسبت به بروز خوردگی تنش غیرحساس می کند. در مقابل دما و محیط دارای تأثیر بیشتری بر خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ هستند، به طوری که به ازاء افزایش دما، احتمالاً در اثر بروز پدیده پیرکرنشی دینامیکی، کاهش در ازدیاد طول نسبی در حد ۲۵ درصد مشاهده می شود. البته این میزان کاهش برای استحکام کششی و سطح

خواص ثابت باقی می ماند. چنین ثابتی در خواص مکانیکی حتی در نرخ کرنش 10^{-5} بر ثانیه نیز قابل مشاهده است، به نحوی که تغییر زیادی در رفتار مکانیکی فولاد مارتنزیتی مشاهده نمی شود و صرفاً با کاهش نرخ کرنش تا 10^{-6} بر ثانیه، می توان شاهد کاهش خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۲۰ بود. بدین معنا که برای تأثیرپذیری فولاد از محیط نیاز به زمان است. در این حالت تنش تسلیم در حدود ۱۰ درصد، استحکام کششی حدود ۲۰ درصد، ازدیاد طول نسبی ۸ برابر و کاهش سطح مقطع حدود ۱۰ برابر است.



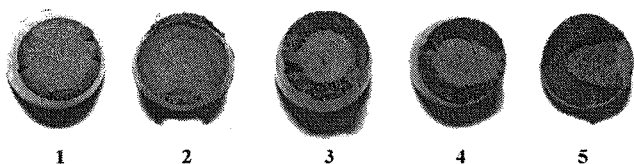
شکل (۴): نمودارهای تنش-کرنش مهندسی نمونه های فولاد ۳۱۶ که توسط دستگاه انجام آزمون رسم شده است. اشل محورها برای منحنی شماره ۱ صدق نمی کند



شکل (۵): نمودارهای تنش-کرنش مهندسی نمونه های فولاد زنگ نزن ۴۲۰ که توسط دستگاه انجام آزمون رسم شده است

می‌شود که در نرخ کرنش‌های ثابت، عمر قطعات فولادهای زنگ نزن آستنیتی و مارتنزیتی یکسان است، بدین معنا که اگر چه استحکام کششی فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی بیش از فولادهای زنگ نزن آستنیتی است، تحت نرخ کرنش ثابت در محیط کلرور منیزیم، عمر هر دو قطعه یکسان خواهد بود. (توجه شود که تنش طراحی قطعات معمولاً به صورت ضریب مشخصی از استحکام کشش و یا تنش تسلیم فرض می‌شود).

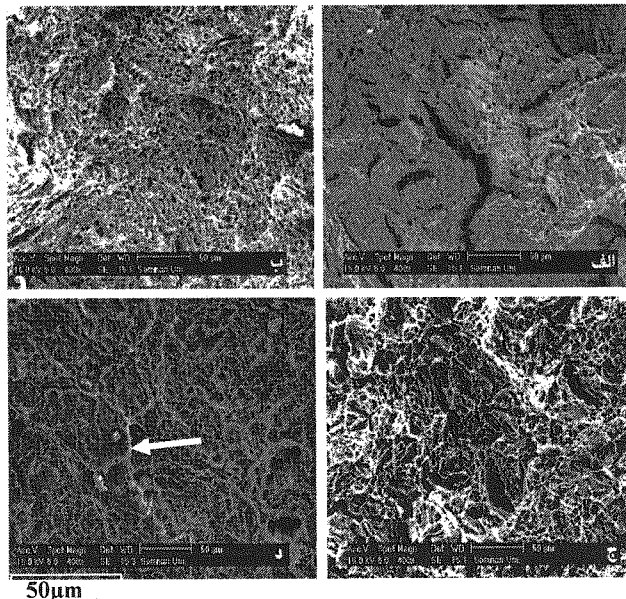
مطالعات شکست نگاری ماکرو و میکرو نیز می‌توانند پدیده‌های جالب توجهی را ارائه دهند، به طوری که با مقایسه سطوح شکست نمونه‌های هر دو فولاد (شکل‌های ۷ و ۸) می‌توان بیان نمود که در فولاد زنگ نزن مارتنزیتی چه در شرایط معمولی و چه در شرایط مختلف آزمایش، مرحله گلوئی شدن در فولاد مشاهده نمی‌شود البته سطح شکست نمونه‌ها با کاهش نرخ کرنش از مخلوط ترد و نرم به شکست کاملاً ترد سوق می‌یابند (شکل ۷). در مقابل در فولاد زنگ نزن آستنیتی اگر چه آزمایش در هوا و حتی تحت کلرور منیزیم جوشان با نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-4}$ بر ثانیه، گلوئی شدن نمونه‌ها قبل از شکست را نشان می‌دهد (شکل ۸ ب)، با کاهش نرخ کرنش، مرحله گلوئی شدن در نمونه‌ها مشاهده نمی‌شود (شکل ۸ ب) و در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه سطح مقطع شکست کاملاً ترد به نظر می‌رسد (شکل ۸ الف). در ضمن در نمونه‌های فولاد زنگ نزن آستنیتی تحت شرایط کلرور منیزیم، بر روی سطح نمونه‌ها وجود ترک‌های معتناهی مشهود است، موردی که در نمونه‌های فولاد زنگ نزن مارتنزیتی مشاهده نمی‌شوند.



شکل (۷): سطح شکست فولاد ۴۲۰ آزموده شده در (۱) محیط، (۲) هوا و دمای 154°C ، (۳) کلرور منیزیم، دمای 154°C ، نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-2}$ s⁻¹، (۴) کلرور منیزیم، دمای 154°C ، نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-5}$ s⁻¹ و (۵) کلرور منیزیم، 154°C ، نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ s⁻¹.

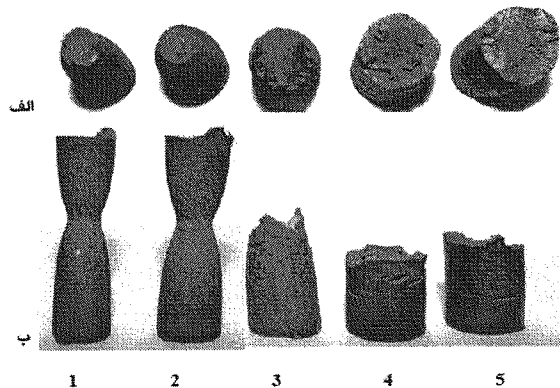
مقطع کم تر بوده و در حد ۱۵ و ۳ درصد است. شرایط مشابهی در خصوص تغییر محیط آزمون از هوا به کلرور منیزیم (در دمای 154°C) مشاهده می‌شود با این تفاوت که در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-4}$ بر ثانیه، با تغییر محیط از هوا به کلرور منیزیم (در دمای 154°C) تغییرات در خواص مکانیکی بسیار کم تر از این تغییرات در اثر افزایش دما از دمای محیط به دمای 154°C (در محیط هوا) خواهد بود. در این حالت نیز تغییرات تنش تسلیم نسبت به محیط، دما و حتی نرخ کرنش ناچیز و قابل اغماض است. البته با کاهش نرخ کرنش در محیط کلرور منیزیم، خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن آستنیتی به طور پیوسته کاهش می‌یابد. چنین امری را می‌توان ناشی از وجود زمان بیش تر برای بروز فرآیندهای خوردگی تنش در نرخ کرنش‌های کم تر دانست.

همان طور که اشاره شد اثر نرخ کرنش بر خواص مکانیکی فولاد مارتنزیتی ۴۲۰ صرفاً در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه مشهود است. در مقابل اثر مشترک محیط، دما و نرخ کرنش آنقدر بر انعطاف پذیری فولاد زنگ نزن آستنیتی زیاد است که در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه، مقدار انعطاف پذیری فولاد تا حد ۱۰ برابر نسبت به نتایج آزمون فولاد در دمای محیط کاهش نشان داده و به مقادیر مربوط به فولاد زنگ نزن مارتنزیتی (در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه) می‌رسد. علت اینکه اثر نرخ کرنش بر خواص فولاد زنگ نزن آستنیتی قابل توجه تر از این اثر بر فولاد زنگ نزن مارتنزیتی است را شاید بتوان وجود تفاوت ساختاری در دو فولاد دانست، به نحوی که ساختار فولاد زنگ نزن آستنیتی، ساختار FCC بوده و ساختار فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ساختاری BCT (همان BCC که در جهت محور C کشیده شده باشد) است. مشخصاً ضریب نفوذ اتم‌های بین نشین مانند کربن، نیتروژن و اکسیژن در ساختار FCC بیش از ضریب نفوذ این عناصر در ساختار BCC است [۹ و ۱۰]. از طرف دیگر عمده مکانیزم‌های بیان شده برای بروز خوردگی تنش در مواد، مبتنی بر قابلیت تحرک اتم‌های بین نشین (معادل ضریب نفوذ) است. بنابراین با توجه به ضریب نفوذ بیش تر اتم‌های بین نشین در فولاد زنگ نزن آستنیتی، می‌توان انتظار داشت که با کاهش نرخ کرنش، اثرات خوردگی در ساختار FCC و به تبع آن اثرات خوردگی بر خواص مکانیکی فولاد آستنیتی در نرخ کرنش‌های کم تر مشهودتر شود. در مقابل به خاطر ضریب نفوذ کم تر اتم‌های بین نشین، اثرات خوردگی در ساختار مارتنزیتی (ساختار BCT) صرفاً در نرخ کرنش بسیار کم ($1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه) مشاهده می‌شود، یعنی هنگامی که زمان برای نفوذ زیاد است. علاوه بر این، با توجه به نمودار زمان شکست - نرخ کرنش (شکل ۶) مشاهده



شکل (۹): تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطوح شکست فولاد زنگ نزن ۴۲۰ آزموده شده در الف (محیط، ب) هوای 154°C ، ج) کلرور منیزیم 154°C با نرخ کرنش $1/s \times 10^{-5}$ ، و د) کلرور منیزیم 154°C با نرخ کرنش $1/s \times 10^{-6}$ (حاوی ترک مرز دانه ای، پیکان سفید)

تصاویر شکل‌های ۱۱ و ۱۲، مقاطع عمود بر سطوح شکست را در دو فولاد ۴۲۰ و ۳۱۶ مشخص می‌کند. در شکل ۱۱ چگونگی اشاعه ترک در فاز مارتنزیت در فولاد ۴۲۰ نشان داده شده است. با توجه به عبور ترک از میان مجتمع‌های مارتنزیت سوزنی و یا در مواردی دور زدن آن‌ها، می‌توان نتیجه گرفت که ماهیت رشد ترک در این فولاد عمدتاً از نوع درون دانه‌ای است. در مقابل طبق شکل ۱۲، ماهیت رشد ترکها در فولاد ۳۱۶ هم از نوع مرز دانه ای و هم درون دانه‌ای است. همان طور که در شکل مشخص است، شکل‌گیری باندهای لغزشی از جمله نقص در چیدمان در اطراف ترک و هم چنین تغییر شکل آستنیت به مارتنزیت به دلیل وجود کرنش زیاد، سبب انتقال مورفولوژی ترک از حالت بین دانه‌ای به درون دانه ای می‌شود. در واقع تغییر شکل آستنیت به مارتنزیت α و ϵ در فولادهای زنگ نزن آستنیتی به دلیل کرنش القا شده، در اغلب منابع گزارش شده است [۱۱ و ۱۲]. بعلاوه آزمایشات میکروسختی نشان می‌دهند که سختی مناطق تغییر شکل یافته در اطراف ترک $327\text{HV}_{0.1}$ و سختی آستنیت زمینه $260\text{HV}_{0.1}$ است این امر حکایت از ترد بودن مناطق اطراف نوک ترک داشته که می‌تواند منجر به اشاعه راحت تر ترک در درون دانه نسبت به مرز دانه شود. با توجه به شکل ۱۲ مشخص است که ترک عمدتاً از یک یا چند ناحیه در سطح به صورت مرز دانه‌ای آغاز شده و در طی اشاعه با تغییر ماهیت از مرز دانه‌ای به درون دانه‌ای یا برعکس، گسترش می‌یابد. هم چنین شاخه دار بودن مسیر ترک



شکل (۸): (الف) سطح شکست نمونه های ۳۱۶ الف) نمای از بالا ب) نمای جانبی، توضیح شماره نمونه ها مطابق جدول ۲ و نیز شکل ۷.

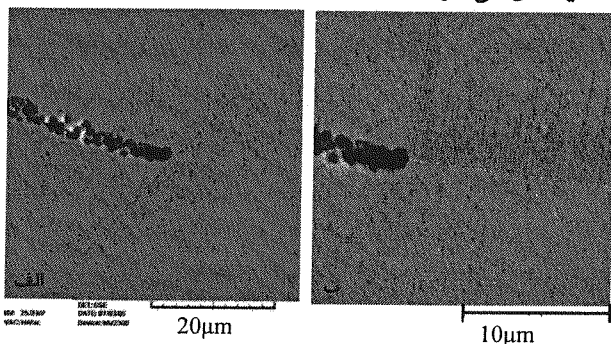
سطوح شکست این دو فولاد در مقیاس میکرو نیز قابل مقایسه است (شکل‌های ۹ و ۱۰)، به نحوی که سطح شکست فولاد مارتنزیتی در ابتدا به صورت شکست کلیواژ همراه با حفره‌ای شدن بوده (شکل ۹ الف و ب)، با کاهش نرخ کرنش ظاهراً شکست کلیواژ از بین رفته و شکست عمدتاً با مکانیزم حفره ای شدن اتفاق می‌افتد و در این حالت حفره ها نیز بزرگ تر می‌شوند (شکل ۹ قسمت‌های ج و د). در شرایط نرخ کرنش $1/s \times 10^{-6}$ بر ثانیه ظاهراً ترک مرز دانه‌ای نیز در سطوح شکست مشاهده می‌شود. در مقابل سطح شکست فولاد آستنیتی (شکل ۱۰) در شرایط آزمایش در دمای محیط و هوا (شکل ۱۰ الف) دارای شرایط مشابهی با سطح شکست نمونه فولاد مارتنزیتی شکسته شده تحت نرخ کرنش $1/s \times 10^{-6}$ بر ثانیه دارد به عبارتی نقطه انتهایی فولاد مارتنزیتی مشابه نقطه ابتدایی فولاد زنگ نزن است و شاید بتوان انتظار داشت که با کاهش بیش تر نرخ کرنش برای فولاد مارتنزیتی شرایط مشابهی با فولاد زنگ نزن آستنیتی حاصل شود. به هر حال با کاهش نرخ کرنش و قرار گیری فولاد آستنیتی در محیط کلرور منیزیم (شکل ۱۰ ب و ج)، شکست نمونه‌های فولادی به صورت ترک بین دانه‌ای و درون دانه‌ای ظاهر می‌شود که میزان شکست درون دانه‌ای با کاهش نرخ کرنش تا حدودی افزایش می‌یابد.

چنین تغییر ترکیب شیمیایی از مناطق مذکور به سمت مناطق مجاور سبب تسهیل در اشاعه ترک و بروز خوردگی می‌شود. با توجه به شکل ۱۲ ب مشخص است که طول امتداد منطقه غنی از کربن از نوک ترک در حدود ۲ تا ۵ میکرون است. نفوذ کربن در جلوی نوک ترک وابسته به زمان بوده و در طی آزمایش کرنش آهسته رخ می‌دهد. به همین علت در نرخ‌های کرنش پایین مانند 10^{-6} بر ثانیه، به دلیل کافی بودن زمان نفوذ کربن، مکانیزم شکست درون دانه‌ای غالب است (شکل ۱۰ ب و ج).

ع- نتیجه گیری

الف) استحکام فولاد زنگ نزن مارتنزیتی در تمامی شرایط دمایی و محیطی بیش از فولاد زنگ نزن آستنیتی است. با وجود محیط خورنده و کاهش نرخ کرنش، در تمامی حالات استحکام هر دو فولاد کاهش می‌یابد.

ب) انعطاف پذیری فولاد زنگ نزن آستنیتی در ابتدا بیش از فولاد زنگ نزن مارتنزیتی بوده ولی با کاهش نرخ کرنش و نیز در محیط کلرور منیزیم جوشان فولاد زنگ نزن آستنیتی ترد شده و در مقادیر کم نرخ کرنش، مقدار انعطاف پذیری هر دو فولاد یکسان می‌شود.



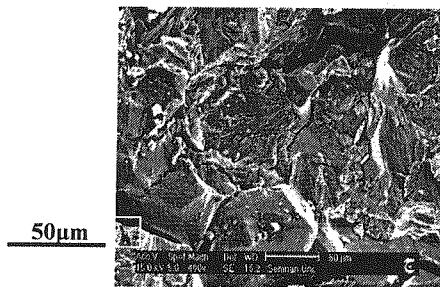
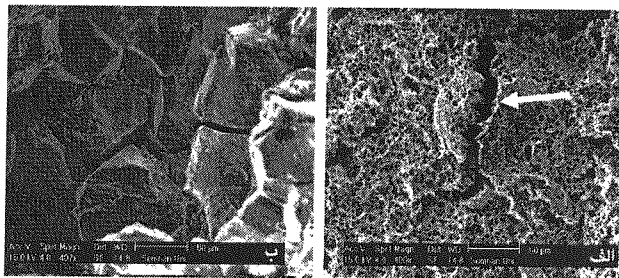
شکل (۱۳): تصویر میکروسکوپ الکترونی یک ترک درون دانه ای در نمونه پنجم فولاد ۳۱۶ کم کربن (جدول ۲). الف) ماهیت حفره ای بودن ترک ب) آنالیز خطی EDX از نوک ترک نشان دهنده پروفیل غلظت کربن در نوک ترک

ج) زمان شکست هر دو فولاد تحت شرایط نرخ کرنش و محیط خورنده و دمایی یکسان تقریباً برابر است.

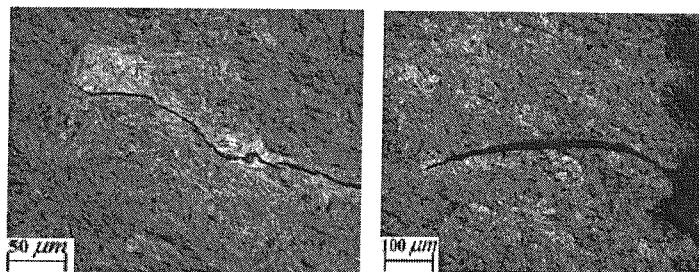
د) سطح ماکروشکست نمونه‌های زنگ نزن مارتنزیتی ترد بوده و این تردی با کاهش نرخ خوردگی و در محیط کلرور منیزیم جوشان افزایش می‌یابد، در حالی که سطح ماکرو شکست فولاد زنگ نزن آستنیتی اگر چه ابتدا نرم بوده ولی در کمترین نرخ کرنش در محیط کلرور منیزیم جوشان کاملاً ترد می‌شود.

ه) سطح میکروشکست نمونه‌های فولاد زنگ نزن مارتنزیتی در ابتدا حاوی حفره‌ای شدن و کلیواژ است ولی در کمترین نرخ کرنش تحت محیط کلرور منیزیم جوشان تبدیل به حفره‌ای

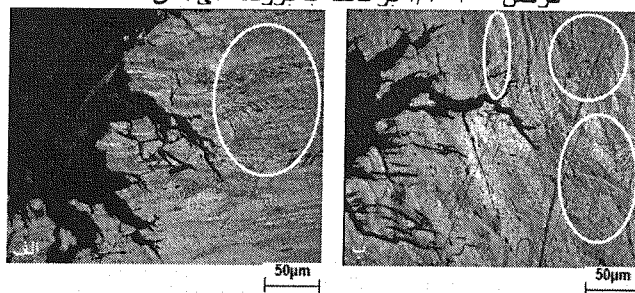
که در فولاد ۳۱۶ به وضوح نمایان است (شکل ۱۲). در فولاد ۴۲۰ مشاهده نمی‌شود که شاید حکایت از عدم حساسیت فولاد ۴۲۰ در مقایسه با فولاد ۳۱۶ به محیط کلرور منیزیم باشد.



شکل (۱۰): تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطوح شکست فولاد ۳۱۶ کم کربن آزموده شده در الف) محیط (حاوی ترک بین دانه ای، پیکان)، ب) کلرور منیزیم 154°C با نرخ کرنش 10^{-5} بر ثانیه و ج) کلرور منیزیم 154°C با نرخ کرنش 10^{-6} بر ثانیه



شکل (۱۱): تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه چهارم فولاد زنگ نزن ۴۲۰ شکسته شده در کلرور منیزیم در دمای 154°C و در نرخ کرنش 10^{-5} بر ثانیه با بزرگنمایی‌های مختلف



شکل (۱۲): تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه پنجم ۳۱۶ کم کربن شکسته شده در کلرور منیزیم جوشان در دمای 154°C و نرخ کرنش 10^{-6} بر ثانیه

یک نمونه نتیجه آنالیز خطی EDX نمونه‌ای فولاد زنگ نزن ۳۱۶ در شکل ۱۳ نشان داده شده است. نکته مهم تجمع زیاد کربن در نوک ترک یا مسیر اشاعه آن است که این مسأله و هم

J. Talonen; H. Hänninen, "Damping Properties of Austenitic Stainless Steel Containing Strain Induces Martensite", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35A, p.240J 2004

J. Talonen and et al., "Effect of Strain Rate on The Strain-Induced $\gamma \rightarrow \alpha$ Martensite Transformation and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 36A, p.p. 421-423 2005.

۷- زیر نویس ها

^۱ Stress Corrosion Cracking

^۲ Parkin

^۳ Bursle and Pough

^۴ Slip-Dissolution model

^۵ Slow Strain Rate Test

- [۱۱] شدن و ترک بین دانه‌ای می‌شود. در مقابل سطح میکرو شکست فولاد زنگ نزن آستینیتی پس از قرار گیری در محیط منیزیم جوشان تبدیل به شکست درون دانه‌ای و بین دانه‌ای می‌شود.
- [۱۲] (و) تجمع کربن و وجود پروفیل غلظتی در نوک ترک سبب اشاعه راحت تر ترک خوردگی تنش و تسهیل در خوردگی می‌شود. هم چنین به علت کافی بودن زمان نفوذ کربن در جلوی نوک ترک در نرخ‌های کرنش پایین مانند 10^{-6} بر ثانیه، مکانیزم شکست درون دانه‌ای غالب است.

۵- تقدیر و تشکر

بدین وسیله از ریاست محترم دانشکده مهندسی و مدیریت محترم گروه مواد دانشگاه سمنان و مسئولین محترم پژوهشگاه صنعت نفت که در جهت انجام این تحقیق مساعدت های لازم را مبذول داشته اند تشکر نموده و از تمامی تکنسین های گروه مواد و پژوهشگاه صنعت نفت که در انجام این تحقیق با ما همکاری نموده اند صمیمانه قدردانی می نمایم. هم چنین از مسئولین محترم شرکت جهاد تحقیقات فن اندیش تهران به خصوص آقای مهندس اورمزدی به خاطر پشتیبانی مالی بخشی از هزینه‌های پروژه تقدیر و تشکر به عمل می‌آید.

۶- منابع

- [۱] B.E.Wilde; "The Interaction of Hydrogen with Dislocation Stacking Faults and Other Interfaces", Corrosion Vol.27 p.326, 1971.
- [۲] R.W.Hertzberg; *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 1st Edition, John Wiley & Sons Inc., 1996
- [۳] R.N.Parkins, "Parkins Symposium on Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking", TMS Publication, Pennsylvania p.3, 1992.
- [۴] P.Muraleedharan; J.B.Gnanamoorthy; P.Rodriguez, "The Effect Of Ageing at 973 K on Stress Corrosion Cracking of Type 304 Stainless Steel", Pergamon, p.1198 1995.
- [۵] A.J.Bursle; E.N.Pugh, "Environment- Sensitive Fracture of Engineering Materials", AIME, Warrendale, p.18 1979
- [۶] Marcus Philippe, *Corrosion Mechanisms in Theory and Practice*, 2nd Edition, Marcel Dekker Incorporated, 2002.
- [۷] J.G.Gonzales; G.Bahena; V.M.Salinas, "Effect of Heat Treatment on the Stress Corrosion Cracking Behavior of 403 Stainless Steel in NaCl at 95°C", Materials Letters, Elsevier, p.213, 1999
- [۸] Harry Chandler, "Heat Treaters Guide", 2nd Edition, ASM international, pp.414-432, 1998
- [۹] R.E.Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 1st Edition, Van Nostrand Reinhold Company 1964.
- [۱۰] S.H.Avner, *Introduction to Physical Metallurgy*, 2nd Edition, McGraw-Hill, 1974.

