

مقایسه رفتار خوردگی تنشی در فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی ۴۲۰ و آستنیتی کم کربن ۳۱۶

امیرحسین جوادی و علی حبیب اله زاده
گروه مواد دانشکده مهندسی، دانشگاه سمنان

چکیده

نمونه های آزمایش شده، ترک عمدتاً از طریق به هم پیوستن حفرات گسترش می یابد، به جز نمونه آزموده شده با نرخ کرنش 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 گلویی شدن است. در نمونه های آزمایش شده تحت محیط خورنده، 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.

در این مقاله رفتار خوردگی تنشی فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی AISI 420 و زنگ نزن 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 تنشی فولاد 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. همچنین نتایج شکست نگاری فولاد ۴۲۰ نشان می دهند که در تمامی

Comparison Between SCC Behavior of 420 Martensitic and 316L Low Carbon Austenitic Stainless Steels

A.H. Javadi, and A.HabibolahZadeh
Materials Engineering Group, Engineering Faculty, Semnan University

ABSTRACT

Behaviors of stress corrosion cracking (SCC) in martensitic stainless steel (AISI 420) and low carbon austenitic stainless steel (AISI 316L) have been compared under different conditions of temperature, environment ($MgCl_2$), and strain rate. The results show that decreasing strain rate has detrimental effect on mechanical properties of both steels, 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 that 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 lower ductility. AISI 316L samples, which tested under $MgCl_2$ environment, show a mixed fracture surface of intergranular and transgranular. Percent of transgranular fracture increases as strain rate decreases.

مقدمه

کرم، شرایط مقاومت به خوردگی خوبی را از خود نشان می دهند. یکی از پدیده های مخرب در صنایع شیمیایی و پتروشیمی بروز ترک ناشی از خوردگی تنشی (SCC) است، به

امروزه سهم عمده ای 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

و مسیر ترک ممکن است فقط بازتابی از توزیع تغییر شکل میکروپلاستیکی باشد [۳]. اما بسیاری از محققین نیز معتقدند که مکانیزم ترک درون دانه ای و مرز دانه ای به طور اساسی متفاوت هستند [۴]. بارسل و پو در بررسی الگوهای مختلف SSC نتیجه گرفتند که مدل لغزش- تجزیه می تواند اغلب مثال های SSC مرز دانه ای را توضیح دهد [۵ و ۶]. حساسیت فولادهای زنگ نزن سری ۴۰۰ در محدوده ای از دمای بازیخت اتفاق می افتد که در آن کاربیدهای $M_{23}C_6$ به M_3C تبدیل می شوند. فولادهایی با این کاربیدها دارای دانسیته بالای نابه جایی ها هستند [۷]. در این حالت مکانیزم شکست از نوع جوانه زنی ریزحفره ها و به هم پیوستن آنهاست [۲]. در تحقیق حاضر تأثیر سه عامل دما و نرخ کرنش بر مقاومت خوردگی تنش فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۲۰ و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ کم کربن در محیط های هوا و کلرور منیزیم مورد بررسی قرار گرفته است، به طوریکه با انجام آزمون کشش با نرخ کرنش کم در دو محیط هوا و کلرور منیزیم جوشان، دو دمای محیط و $154^{\circ}C$ و سه نرخ کرنش مختلف بر روی نمونه ها، تشابهات و اختلاف ها میان رفتار این دو فولاد در طی خوردگی تنش مورد بررسی قرار می گیرد.

مواد و روش تحقیق

در تمامی آزمایشات در این تحقیق از فولاد زنگ نزن مارتنزیتی AISI 420 و آستنیتی کم کربن AISI 316L (با آنالیز طبق جداول ۱ و ۲) استفاده شد.

نحوی که حدود ۲۵ درصد شکستهای حاصل از خوردگی در صنعت ناشی از چنین پدیده ای می باشند. این پدیده حتی در تنش های کم (مثلاً تنش پس ماند ناشی از عملیات جوشکاری و یا در حین عملیات تراشکاری) نیز می تواند به وقوع بپیوندد. یکی از مشکلات اصلی این پدیده غیر قابل پیش بینی بودن آن است که موجب تخریب های ناگهانی می شود، به همین دلیل مطالعه بر روی این نوع خوردگی و امکان پیش بینی آن از اهمیت بسزایی برخوردار می باشد. 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 [۱]، حساسیت به SCC در آلیاژها می تواند ناشی از افزایش پروفیل غلظتی غیر تعادلی در مرز دانه ها باشد که منجر به یک ناهمگنی در بین دانه ها می شود و همچنین به حضور کاربیدها و دانسیته بالای نابه جایی ها (Dislocation) در مرز دانه نسبت داده می شود. در واقع تجمع نابه جایی ها در مرز دانه منجر به ایجاد تمرکز تنش و تجزیه مرز دانه ای می شود [۱]. مرحله جوانه زنی ریزحفره ها 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 دانه ای به درون دانه ای تغییر می کند. مکانیزم این تغییر مورفولوژی ترک مورد اختلاف محققین می باشد. پارکین 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

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۲۰ (درصد های وزنی)

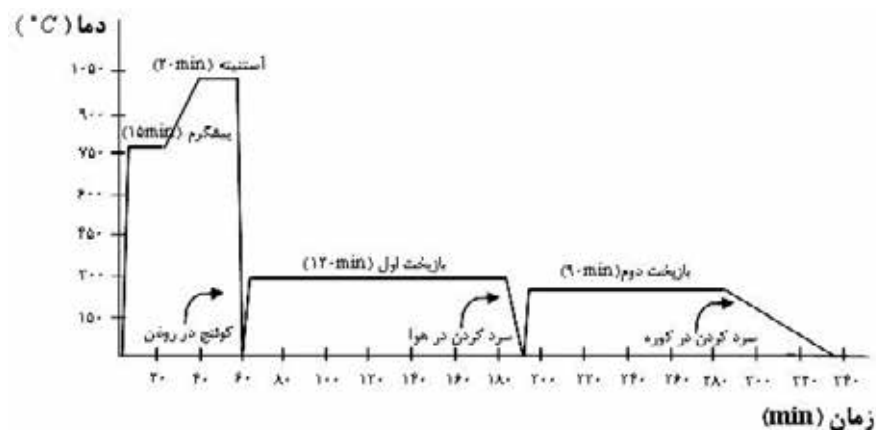
عنصر	کربن	گوگرد	کرم	نیکل	منگنز	سیلیسیم	وانادیم	مس	فسفر
درصد وزنی	۰٫۲۲	۰٫۰۰۵	۱۲٫۱	۰٫۱۳	۰٫۵۲	۰٫۲۷	۰٫۰۸	۰٫۱۵	۰٫۰۲۵

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن آستنیتی کم کربن ۳۱۶ (درصد های وزنی)

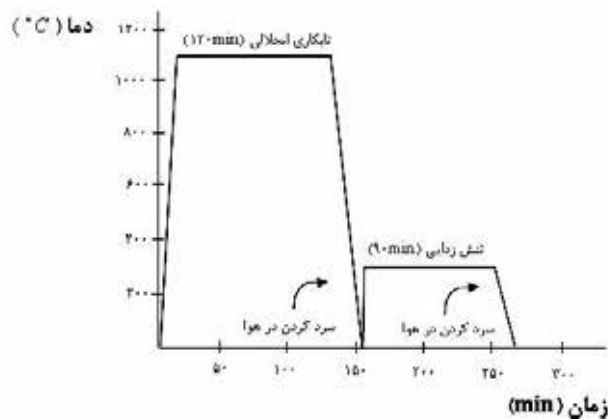
عنصر	کربن	گوگرد	کرم	نیکل	مولیبدن	منگنز	سیلیسیم	وانادیم	مس	تنگستن	کبالت
درصد وزنی	۰٫۰۱	۰٫۰۲	۱۶٫۵	۱۰٫۲۵	۲٫۰۲	۱٫۶۸	۰٫۳۵	۰٫۱۶	۰٫۵	۰٫۱۱	۰٫۱

قبل از آزمون، نمونه های تهیه شده از فولاد زنگ نزن ۴۲۰ طبق استاندارد ASTM E8، ابتدا در دمای 760°C و به مدت ۱۵ دقیقه پیش گرم شده و سپس در دمای 1025°C و به مدت ۲۰ دقیقه آستنیته و در روغن کوئنچ شدند. سپس نمونه ها 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. شمای سیکل عملیات حرارتی مذکور در

نمودار ۱ به صورت نمودار دما - زمان ارایه شده است. نمونه های استاندارد 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 برای ایجاد پایداری ابعادی، نمونه ها در دمای 300°C و به مدت ۹۰ دقیقه تحت عملیات تنش زدایی قرار گرفتند (نمودار ۲).



نمودار ۱- سیکل عملیات حرارتی کوئنچ-بازپخت نمونه های فولاد زنگ نزن مارتنزیتی



نمودار ۲- سیکل عملیات حرارتی تابکاری انحلالی و تنش زدایی بر فولاد زنگ نزن آستنیتی

جدول ۳- شرایط آزمون کشش با نرخ کرنش کم برای نمونه ها

شرایط آزمایش	نمونه اول	نمونه دوم	نمونه سوم	نمونه چهارم	نمونه پنجم
محیط	هوا	هوا	کلور منیزیم	کلور منیزیم	کلور منیزیم
دما ($^{\circ}\text{C}$)	۲۵	۱۵۴	۱۵۴	۱۵۴	۱۵۴

$1/1 \times 10^{-6}$	$1/1 \times 10^{-5}$	$1/1 \times 10^{-4}$	$1/1 \times 10^{-4}$	$1/1 \times 10^{-4}$	نرخ کرنش (برثانیه)
----------------------	----------------------	----------------------	----------------------	----------------------	--------------------

$1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه، می توان شاهد کاهش خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن مارتزیتی 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 کاهش می یابند. طبق نتایج مشخص است که تنش تسلیم، چندان تحت تأثیر نرخ کرنش و شرایط آزمون قرار نمی گیرد.

در مقابل، دما و محیط دارای تأثیر بیشتری بر خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ می باشند، به طوریکه به ازاء افزایش دما، احتمالاً در اثر بروز پدیده پیرکرنشی دینامیکی، کاهش در ازدیاد طول نسبی در حد ۳۵ درصد مشاهده می شود. البته این میزان کاهش برای استحکام کششی و کاهش سطح مقطع کمتر بوده و در حد ۱۵ و ۳ درصد می باشد. شرایط مشابهی در خصوص تغییر محیط آزمون از هوا به کلرور منیزیم (در دمای 154°C) مشاهده می شود 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 کمتر از این تغییرات در اثر افزایش دما از دمای محیط به دمای 154°C (در محیط هوا) می باشد. در این حالت نیز تغییرات تنش تسلیم نسبت به محیط، دما و حتی نرخ کرنش ناچیز و قابل صرف نظر کردن است. البته با کاهش نرخ کرنش در محیط کلرور منیزیم، خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن آستنیتی به طور پیوسته کاهش می یابد. چنین امری را می توان ناشی از وجود زمان بیشتر برای بروز فرایندهای خوردگی تنشی در نرخ کرنش های کمتر دانست.

همان طور که در بالا اشاره شد اثر نرخ کرنش بر خواص مکانیکی فولاد مارتزیتی ۴۲۰، صرفاً در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه قابل توجه می شود. در مقابل اثر مشترک محیط، دما و نرخ کرنش آنقدر بر انعطاف پذیری فولاد زنگ نزن

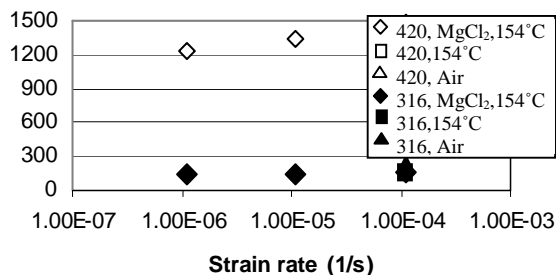
پس از عملیات حرارتی، نمونه ها طبق استاندارد NACE TM0198-98 تحت آزمون کشش با نرخ کرنش کم (SSRT) قرار گرفتند. هدف از انجام این آزمون ها بررسی تأثیر متغیرهای دما، محیط و نرخ کرنش بر روی حساسیت به خوردگی تنشی نمونه ها می باشد. بدین منظور با انتخاب دو محیط هوا و کلرور منیزیم و دو دمای محیط و 154°C و سه نرخ کرنش متفاوت، آزمون کشش با نرخ کرنش کم مطابق با جدول ۳ انجام شد. برای شکست نگاری، سطح مقطع شکست نمونه ها پس از آزمون به ابعاد لازم برش داده شده و پس از تمیزکاری توسط اولتراسونیک، با میکروسکوپ الکترونی مطالعه شدند. یکسری از نمونه های سطوح شکست، پس از متالوگرافی (در جهت عمود بر سطح شکست)، توسط میکروسکوپ نوری نیز بررسی شدند تا نوع ترکهای ایجاد شده (بین دانه ای و یا مرز دانه ای) به نحو بهتری قابل مطالعه باشند. در طی مراحل مذکور از آنالیز EDX به تناسب نیاز نیز استفاده شد.

نتایج و بحث

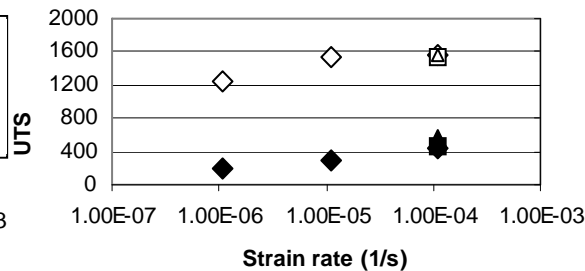
نمودارهای ۳ به خوبی رفتار مکانیکی هر دو فولاد زنگ نزن آستنیتی و مارتزیتی را تحت شرایط مختلف دمایی و محیطی نشان داده و امکان مقایسه رفتار این دو فولاد را برای ما میسر می سازند.

طبق نمودارهای ۳، ابتدا با توجه به رفتار مکانیکی فولاد زنگ نزن مارتزیتی ۴۲۰ می توان مشاهده کرد که در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-4}$ بر ثانیه، دما و شرایط محیطی اثر قابل توجهی بر رفتار مکانیکی این فولاد نداشته و تقریباً تمامی خواص ثابت باقی می ماند. چنین ثباتی در خواص مکانیکی حتی در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-5}$ بر ثانیه نیز می توان مشاهده می شود، به طوری که تغییر زیادی در رفتار مکانیکی فولاد مارتزیتی مشاهده نمی شود و صرفاً با کاهش نرخ کرنش تا حد

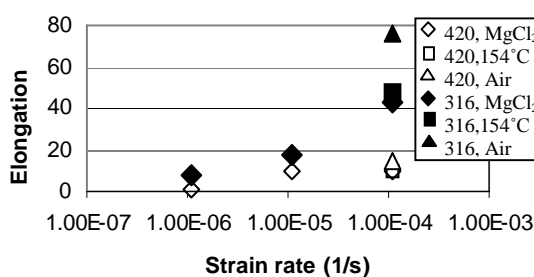
آستینیتی زیاد است که در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه، به نتایج آزمون فولاد در دمای محیط مقدار انعطاف پذیری فولاد تا حد ۱۰ برابر نسبت کاهش نشان داده و به مقادیر مربوط به فولاد



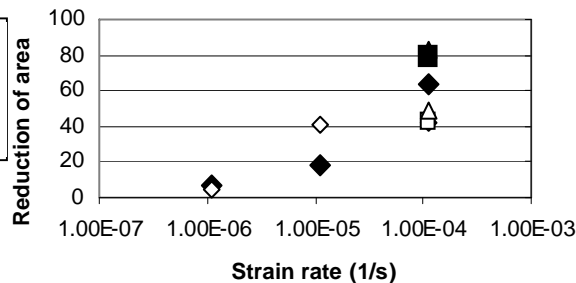
(ب)



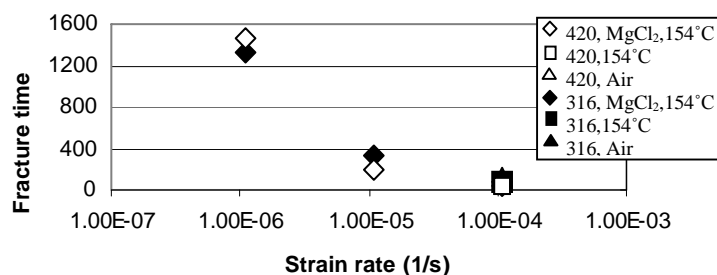
(ف)



(د)



(ج)



نمودار ۳- نمودارهای تغییرات (الف) استحکام کششی، (ب) تنش تسلیم ۰٫۲ درصد، (ج) کاهش سطح مقطع، (د) ازدیاد طول نسبی، و (ه) زمان شکست نسبت به نرخ کرنش در فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۲۰ (علامتهای توخالی) و در فولاد زنگ نزن آستینیتی ۳۱۶ (علامتهای توپر) تحت محیطهای هوا و کلرور منیزیم و دماهای محیط و 154°C .

تفاوت ساختاری در دو فولاد دانست، به نحوی که ساختار فولاد زنگ نزن آستینیتی، ساختار FCC بوده و ساختار فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ساختاری BCT (یعنی همان BCC که در جهت محور C کشیده شده باشد) است. مشخصاً ضریب نفوذ اتمهای بین نشین مانند کربن، نیتروژن و اکسیژن در ساختار

زنگ نزن مارتنزیتی (در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه) نایل می شود. علت این که اثر نرخ کرنش بر خواص فولاد زنگ نزن آستینیتی قابل توجه تر از این اثر بر فولاد زنگ نزن مارتنزیتی است، (اثر نرخ کرنش صرفاً در مقادیر $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه در فولاد مارتنزیتی مشهود می شود) را شاید بتوان وجود

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

مطالعات شکست نگاری ماکرو و میکرو نیز می توانند پدیده های جالب توجهی را ارائه دهند، به طوری که در مقایسه سطوح شکست نمونه های هر دو فولاد (نمودارهای ۴ و ۵) می توان بیان نمود که در فولاد زنگ نزن مارتنزیتی چه در شرایط معمولی و چه در شرایط مختلف آزمایش، مرحله گلوبی شدن در فولاد مشاهده نمی شود (نمودار ۴الف)، البته سطح شکست نمونه ها با کاهش نرخ کرنش از مخلوط ترد و نرم به شکست کاملاً ترد سوق می یابند (نمودار ۴ ب). در مقابل در فولادهای زنگ نزن آستنیتی اگر چه آزمایش در هوا و حتی آزمون تحت کلرور منیزیم جوشان با نرخ کرنش 10^{-4} بر ثانیه، گلوبی شدن نمونه ها قبل از شکست را نشان می دهد (نمودار ۵الف)، ولی با کاهش نرخ کرنش، مرحله گلوبی شدن در نمونه ها مشاهده نمی شود (نمودار ۵ب)

FCC بیش از ضریب نفوذ این عناصر در ساختار BCC است [۹۸]. از طرف دیگر عمده مکانیزم های بیان شده برای بروز خوردگی تنشی در مواد مبتنی بر قابلیت تحرک اتم های بین نشین (معادل ضریب نفوذ) می باشد. بنابراین با توجه به ضریب، همان طور که گفته شد نفوذ بیشتر اتم های بین نشین در فولاد زنگ نزن آستنیتی، می توان 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 کرنش های کمتر قابل توجه تر باشد. در مقابل به خاطر ضریب نفوذ کمتر اتمهای بین نشین، اثرات خوردگی در ساختار مارتنزیتی (ساختار BCT) صرفاً در نرخ کرنش بسیار کم (10^{-6}) بر ثانیه) مشاهده می شود، یعنی شرایطی که زمان برای نفوذ زیاد باشد. بر همین اساس شاید بتوان پیش بینی کرد که حساسیت به خوردگی تنشی در فولادهای زنگ نزن فریتی کمتر از این حساسیت در فولادهای زنگ نزن آستنیتی و حتی فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی می باشد. علاوه بر این، با توجه به نمودار زمان شکست- نرخ کرنش (نمودار ۳) مشاهده می شود که در نرخ کرنش های ثابت، عمر قطعات فولادهای زنگ نزن آستنیتی و مارتنزیتی یکسان می باشد، بدین معنا که اگر چه



(الف)



(ب)

نمودار ۴- سطح شکست نمونه های فولادی ۴۲۰ (الف) نمای جانبی (ب) نمای بالا، از سمت راست به چپ، نمونه های آزمایش شده در (۱) محیط، (۲) هوا و دمای 154°C ، (۳) کلرور منیزیم، 154°C و نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-4}$ بر ثانیه، (۴) کلرور منیزیم، 154°C و نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-5}$ بر ثانیه، و (۵) کلرور منیزیم، 154°C و نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه.

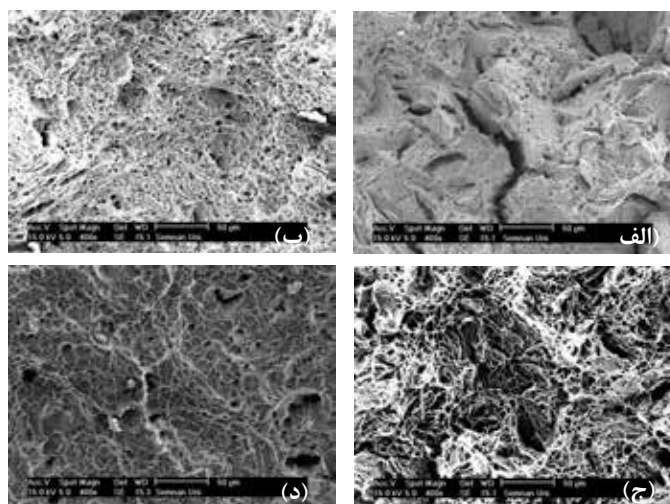


نمودار ۵- سطح شکست نمونه های ۳۱۶ آزمایش شده (الف) و (ب) نمای جانبی (ج)

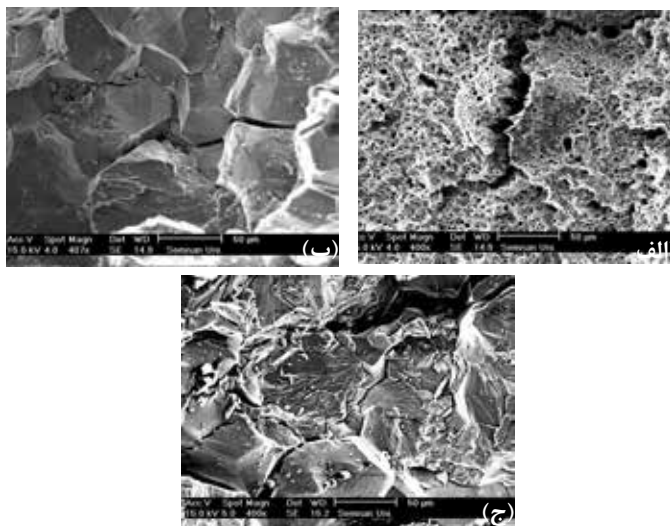
نمای از بالا، توضیح شماره نمونه ها مطابق نمودار ۴.

و در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه سطح مقطع شکست کاملاً ترد به نظر می رسد (نمودار ۵ج). در ضمن در نمونه های فولاد زنگ نزن آستنیتی تحت شرایط کلرور منیزیم، بر روی سطح نمونه ها وجود ترک های معتابهی قابل مشاهده می باشد، موردی که در نمونه های فولاد زنگ نزن مارتنزیتی مشاهده نمی شوند. سطوح شکست این دو فولاد در مقیاس میکرو نیز قابل مقایسه می باشد (نمودار های ۶ و ۷)، به نحوی که سطح شکست فولاد مارتنزیتی در ابتدا به صورت شکست کلیواژ به همراه حفره ای شدن می باشد (نمودار ۶ الف و ب)، که با کاهش نرخ کرنش ظاهراً شکست کلیواژ از بین رفته و شکست عمدتاً با حالت حفره ای شدن اتفاق می افتد و در این حالت

حفره ها نیز بزرگتر می شود (نمودار ۶ ج و د). در شرایط نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه ظاهراً ترک مرزخانه ای نیز در سطوح شکست مشاهده می شوند. در مقابل سطح شکست فولاد آستنیتی (نمودار ۷) در شرایط آزمایش در دمای محیط و هوا (نمودار ۷ الف) دارای شرایط مشابهی با سطح شکست نمونه مارتنزیتی شکسته شده تحت نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه می باشد. به عبارتی نقطه انتهایی فولاد مارتنزیتی مشابه نقطه ابتدایی فولاد زنگ نزن می باشد و شاید بتوان انتظار داشت که با کاهش بیشتر نرخ کرنش برای فولاد مارتنزیتی شرایط مشابهی با فولاد زنگ نزن آستنیتی حاصل می شود. به هر حال با کاهش نرخ کرنش و قرار گرفتن فولاد آستنیتی در محیط



نمودار ۶- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطوح شکست فولاد ۴۲۰ نمونه های آزمایش شده در الف) محیط، ب) هوا و دمای ۱۵۴°C، ج) کلرور منیزیم در دمای ۱۵۴°C و در نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-5}$ بر ثانیه، و د) کلرور منیزیم و دمای ۱۵۴°C و نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه (حاوی ترک بین دانه ای).



نمودار ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطوح شکست فولاد ۳۱۶ کم کربن نمونه های آزمایش شده در الف) محیط حاوی ترک بین دانه ای، ب) کلرور منیزیم در دمای ۱۵۴°C و نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-5}$ بر ثانیه، و ج) کلرور منیزیم در دمای ۱۵۴°C و نرخ کرنش $1/1 \times 10^{-6}$ بر ثانیه.

کلرور منیزیم (نمودار ۷ ب و ج)، شکست نمونه های فولادی می شود که میزان شکست درون دانه ای با کاهش نرخ کرنش تا حدودی افزایش می یابد. به صورت ترک خوردگی بین دانه ای و درون دانه ای ظاهر

از حساسیت کمتر فولاد ۴۲۰ نسبت به فولاد ۳۱۶ به محیط کلرور منیزیم باشد.

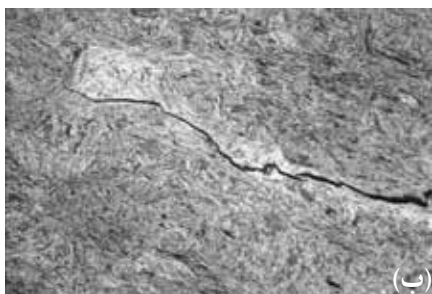
نتیجه گیری

۱- استحکام فولاد زنگ نزن مارتنزیتی در تمامی شرایط دمایی و محیطی بیش از فولاد زنگ نزن آستنیتی می باشد. با حضور محیط خورنده و کاهش نرخ کرنش، در تمامی حالات، استحکام هر دو فولاد کاهش می یابد.

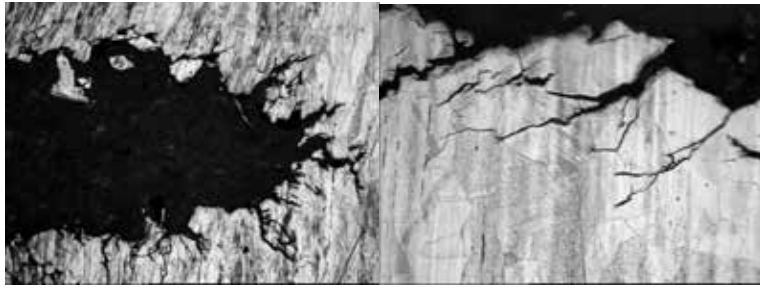
۲- انعطاف پذیری فولاد زنگ نزن آستنیتی در ابتدا بیش از فولاد زنگ نزن مارتنزیتی بوده ولی با کاهش نرخ کرنش و نیز حضور محیط کلرور منیزیم جوشان فولاد زنگ نزن آستنیتی ترد شده و مقدار انعطاف پذیری هر دو فولاد یکسان می شود.

تصاویر نمودار های ۸ و ۹، مقاطع عمود بر سطوح شکست را در دو فولاد ۴۲۰ و ۳۱۶ مشخص می کند. در نمودار ۸ چگونگی اشاعه ترک در فاز مارتنزیت در فولاد ۴۲۰ نشان داده شده است. با توجه به عبور ترک از میان مجتمع های مارتنزیت سوزنی و یا در مواردی دور زدن آنها، می توان نتیجه گرفت که ماهیت رشد ترک در این فولاد عمدتاً از نوع درون دانه ای است. در مقابل طبق نمودار ۹، ماهیت رشد ترکها در فولاد ۳۱۶ هم از نوع مرزدانه ای و هم درون دانه ای می باشد. ظاهراً در نمودار ۹ الف به دلیل بالا بودن تمرکز تنش در اطراف ترک، فاز آستنیت تبدیل به فاز جدیدی (احتمالاً مارتنزیت) شده است. با توجه به نمودار ۹ ب مشخص است که ترک عمدتاً از یک یا چند ناحیه در سطح به صورت

مرزدانه ای آغاز شده و در طی اشاعه با تغییر ماهیت از مرزدانه ای به درون دانه ای یا برعکس، گسترش می یابد. چنین شاخه دار بودن مسیر ترک که در فولاد ۳۱۶ به وضوح نمایان است (نمودار ۹)، در فولاد ۴۲۰ مشاهده نمی شوند که شاید حکایت



نمودار ۸- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه چهارم ۴۲۰ شکسته شده در کلرور منیزیم در دمای 154°C و نرخ کرنش $10^{-5} \times 1/1$ بر ثانیه، الف- بزرگنمایی ۱۰۰ برابر، و ب- بزرگنمایی ۲۰۰ برابر.



نمودار ۹- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه پنجم ۳۱۶ کم کربن شکسته شده در کلرور منیزیم در دمای 154°C و نرخ کرنش $10^{-6} \times 1/1$ بر ثانیه، الف- بزرگنمایی ۱۰۰ برابر، و ب- بزرگنمایی ۲۰۰ برابر.

۳- زمان شکست هر دو فولاد تحت شرایط نرخ کرنش و محیط خورنده و دمای یکسان تقریباً برابر می باشد.

۴- سطح ماکروشکست نمونه های زنگ زن مارتنزیتی ترد بوده و این تردی با کاهش نرخ خوردگی و در محیط کلرور منیزیم جوشان افزایش می یابد، در حالی که سطح ماکرو شکست فولاد زنگ زن آستنیتی اگر چه ابتدا نرم می باشد ولی در کمترین نرخ کرنش در محیط کلرور منیزیم جوشان کاملاً ترد می شود.

۶- مسیر رشد ترک در فولاد زنگ زن مارتنزیتی به صورت عبور از میان مجتمع های مارتنزیت سوزنی ویا در مواردی دور زدن آنها است، در صورتیکه مسیر گسترش ترک ها در فولاد زنگ زن از نوع مخلوط مرزدانه ای و درون دانه ای می باشد.

تقدیر و تشکر

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

۵- سطح میکروشکست نمونه های فولاد زنگ زن مارتنزیتی در ابتدا حاوی حفره ای شدن و کلیواژ است ولی در کمترین نرخ کرنش تحت محیط کلرور منیزیم جوشان تبدیل به حفره ای شدن و ترک بین دانه ای می شود. در مقابل سطح میکرو شکست فولاد زنگ زن آستنیتی پس از قرار گیری در محیط منیزیم جوشان تبدیل به شکست درون دانه ای و بین دانه ای می شود.

منابع

- [1]. B.E.Wilde, "The Interaction of Hydrogen With Dislocation Stacking Faults and Other Interfaces", Vol.27, pp326, 1971.
- [2]. R.W.Hertzberg, "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", John Wiley & Sons Inc., 1996.
- [3]. R.N.Parkins, "Parkins Symposium on Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking", TMS Publication, Pennsylvania, pp3, 1992.
- [4]. P.Muraleedharan, J.B.Gnanamoorthy, P.Rodriguez, "The Effect Of Ageing at 973 K on Stress Corrosion Cracking of Type 304 Stainless Steel", Pergamon, pp1198, 1995.

- [5]. A.J.Bursle, E.N.Pugh, "Environment- Sensitive Fracture of Engineering Materials", AIME, Warrendale, pp18,1979.
- [6]. Marcus Philippe, "Corrosion Mechanisms in Theory and Practice", Second Edition, Published By Marcel Dekker Incorporated, 2002.
- [7]. 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, Published By Elsevier, pp213,1999.
- [8]. R.E.Reed-Hill, "Physical Metallurgy Principles", Van Nostrand Reinhold Company, 1964.
- [9]. S.H.Avner, "Introduction to Physical Metallurgy", Second Edition, McGraw-Hill, 1974.