

تأثیر هیدروژن بر رفتار مکانیکی و مکانیزم‌های شکست در

فولاد کم کربن 2.25 Cr - 1Mo

حسن فرهنگی

استادیار گروه مهندسی متالورژی و مواد - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

حمید قاسم

کارشناس ارشد، عضو هیئت علمی پژوهشگاه صنعت نفت

سید شمس‌الدین عابدی

فارغ التحصیل کارشناسی ارشد گروه مهندسی متالورژی و مواد - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

(تاریخ دریافت ۸۱/۴/۱۱، تاریخ تصویب ۸۱/۱۲/۱۹)

چکیده

در پژوهش حاضر تأثیر هیدروژن بر رفتار مکانیکی، خواص استحکامی، خواص انعطاف پذیری و مکانیزم شکست در فولاد کم کربن و کم آلیاژ 2.25Cr-1Mo با ریز ساختار کاملاً بینیتی مورد بررسی و تحقیق قرار گرفته است. ورود هیدروژن بدون ساختار از طریق شارژ کاتدی در محلول اسید سولفوریک یک نرمال حاوی اکسید آرسنیک بعنوان سم کاتدی صورت گرفت. در ادامه آزمایشهای بار آویزان، کشش با نرخ کرنش پائین (SSRT) در گستره نرخ کرنش 10^{-6} تا $10^{-4} s^{-1}$ و کشش با سرعت معمولی ($10^{-2} s^{-1}$) انجام شد. مطالعات شکست نگاری به کمک میکروسکوپ استریو و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) صورت گرفت. نتایج بدست آمده نشان می‌دهد شارژ کاتدی هیدروژن بدون ساختار موجب تغییر رفتار سیلانی در جهت افت خواص مکانیکی آلیاژ می‌گردد؛ بطوریکه استحکام کششی و تنش حقیقی شکست کاهش قابل ملاحظه‌ای یافته و انعطاف پذیری نمونه‌ها تا حد شکست کاملاً ترد افت می‌نماید. نتایج بررسی شکست نگاری حاکی از آن است که ورود هیدروژن بدون ساختار موجب انتقال ناحیه جوانی زنی ترک از مغز نمونه به نزدیکی سطح آزاد، در نمونه‌های کششی و SSRT، و تغییر مکانیزم اشاعه اولیه ترک از اتصال حفرات به مرز دانه‌ای، در کلیه نمونه‌ها، می‌گردد. در مراحل بعدی رشد ترک در کلیه نمونه‌های شارژ شده مکانیزم شکست کم انرژی و ترد شبه کلیواژی می‌باشد که بصورت گسترده‌ای فعال می‌شود. نتایج مذکور در قالب یک مدل از نحوه اشاعه و گسترش ترک در نمونه‌های مورد آزمایش ارائه شده است.

واژه‌های کلیدی: تردی و ترک برداری هیدروژنی، 2.25Cr-1Mo، ریز ساختار کاملاً بینیتی، مکانیزم اشاعه ترک هیدروژنی، SSRT، بارگذاری آویزان، رفتار سیلانی

مقدمه

حمله هیدروژنی در دما و فشارهای بالای اتمسفر حاوی هیدروژن می‌باشند. در مقاله حاضر تنها جنبه‌های تردی و ترک برداری هیدروژنی و مورفولوژی سطوح شکست مورد بررسی قرار می‌گیرند.

در یک تعریف کلی تردی هیدروژنی^۱ عبارتست از اثرات تردی ناشی از ورود هیدروژن بداخل ساختار و تخریب خواص مکانیکی (نظیر کاهش انعطاف پذیری، و چقرمگی شکست) قطعه یا سازه فولادی، تحت شرایط سرویس دهی می‌باشد. با وجود مطالعات زیادی که تاکنون صورت گرفته هنوز تئوری یا مدل جامعی که قادر به توجیه این پدیده در کلیه فلزات و آلیاژها باشد ارائه نشده

فولادها یکی از پرمصرفترین مصالح صنعتی در ساخت بسیاری از تجهیزاتی که به نوعی در تماس با هیدروژن قرار دارند، نظیر راکتورهای عملیات هیدروژنی، مخازن نگاهدارنده سولفید هیدروژن، لوله‌های استخراج نفت و گاز ترش و غیره می‌باشند. انهدام و شکست ناشی از هیدروژن سالیانه خسارات مالی هنگفتی را بر صنعت تحمیل می‌نماید [۱]. به همین دلیل تاکنون مطالعات و تحقیقات زیادی پیرامون بررسی اثرات تخریبی هیدروژن در فلزات و آلیاژها صورت گرفته است [۱ و ۲]. آسیبهای هیدروژنی شامل پدیده‌های تردی و ترک برداری هیدروژنی، تشکیل هیدروکسیدهای آلیاژی شکننده، تاول زدن و

جدول ۱: ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده در تحقیق حاضر (برحسب درصد وزنی، wt.%).

C	Si	S	P	Mn	Ni	V	Cu	Al	Cr	Mo
۰/۱۱۱	۰/۱۹۲	۰/۰۰۳	۰/۰۱۱	۰/۴۲	۰/۱۰۲	۰/۰۰۷	۰/۱۵	۰/۰۱	۲/۳۸۱	۰/۹۶۳

شکست ناشی از تردی هیدروژنی در آلیاژ مذکور، به منظور تعیین مکانیزم‌های شکست صورت گرفته است [۱]. در این تحقیق ضمن بررسی تأثیر هیدروژن بر خواص مکانیکی، مکانیزم‌های شکست و نحوه اشاعه ترک در نمونه‌های صاف و شیار دار فولاد 2.25Cr-1Mo با ریز ساختار بینیتی تحت شرایط اعمال شارژ کاتدی هیدروژن، در قالب مدل‌های شماتیک ارائه گردیده است.

روش تحقیق و آزمایشها

جهت انجام بررسی حاضر از ورق فولادی 2.25Cr-1Mo فورج شده به ضخامت ۱۵mm با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول شماره ۱ استفاده گردید. آلیاژ مذکور تحت شرایط نرمالیزه و تمپر شده با ریز ساختار اولیه فریتی- بینیتی (مطابق استاندارد ASTM A387 Gr. 22 Class 2) در دسترس قرار گرفت. پس از تهیه نمونه‌های آزمایش به منظور دستیابی به ریز ساختار کاملاً بینیتی، نمونه‌ها در دمای 950°C و مدت زمان ۲۰ دقیقه تحت اتمسفر دمش گاز خنثی ازت آستنیته شده و پس از خارج کردن از کوره

با دمش پنج جانبه هوای فشرده با سرعت 11°C/s سرد شدند [۱۱]. سپس فرآیند شارژ کاتدی هیدروژن بدرون ناحیه طول سنجه نمونه‌ها از طریق اعمال جریان 20 mA/cm^2 به مدت یک ساعت در محلول $20\text{ ppm As}_2\text{O}_3 + 1\text{N H}_2\text{SO}_4$ صورت گرفت. جهت تعیین تأثیر هیدروژن بر خواص استحکامی و انعطاف پذیری فولاد مورد بررسی، آزمایشهای کشش با سرعت معمولی [ASTM E8-98]، کشش با نرخ کرنش پائین [ASTM G129-95] در نرخهای کرنش 10^{-6} ، 10^{-5} و 10^{-4} s^{-1} بر روی نمونه‌های بدون شیار (بقطر ۹mm و طول سنجه ۴۵mm) و آزمایش بار آویزان [BS EN2832:1993] بر روی نمونه‌های شیاردار مدور انجام شد. اندازه و ابعاد نمونه شیاردار در شکل (۱) نشان داده شده است. به منظور بررسی اثرات هیدروژن بر رفتار شکست نمونه‌ها، مطالعات شکست نگاری با استفاده از میکروسکوپ استریو و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بر روی هر یک از نمونه‌ها صورت گرفت.

است. در واقع هر یک از تئوریهای ارائه شده توجیه کننده بخشی از اثرات پدیده مذکور در گروه یا تعداد خاصی از فلزات و آلیاژهای باشد [۳] تجربه هم نشان می‌دهد حتی در خانواده فولادها نیز نمی‌توان یک نسخه عمومی و جامع برای مبارزه با این پدیده مخرب ارائه نمود [۴]. لذا تبیین خواص مکانیکی و رفتار ترک برداری و شکست ناشی از هیدروژن جهت حصول اطمینان از نحوه عملکرد آلیاژ مورد بررسی در پدیده تردی هیدروژنی ضروری به نظر می‌رسد.

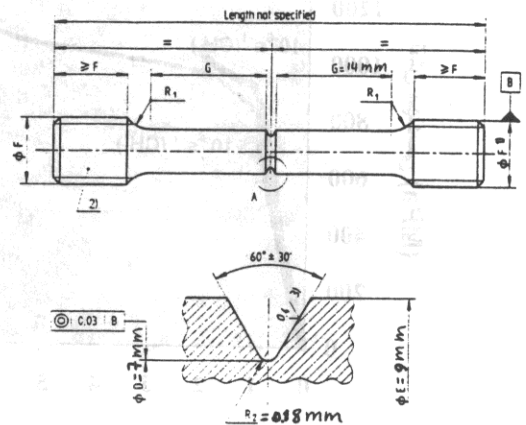
در شرایط سرویس دهی در فشار و دماهای بالای محیط حاوی هیدروژن از فولادهای حاوی کروم و مولیبدن استفاده می‌گردد. فولاد کم‌کربن و کم آلیاژ 2.25Cr-1Mo یکی از پرمصرفترین اعضای خانواده فولادهای کروم- مولیبدنی در ساخت راکتورهای تحت فشار و دمای بالا، نظیر آیزوماکس (Isomax) می‌باشد. این مخازن دارای یک یا چند لایه روکش فولاد زنگ نزن بر روی جدار داخلی راکتور بوده و عمدتاً جهت عملیات هیدروژن دهی در دماها و فشارهای بالا بکار گرفته می‌شوند [۵]. تحت این شرایط و به مرور زمان هیدروژن اتمی حاصل از واکنشهای درون راکتور به جدار مخزن نفوذ می‌نماید. حلالیت هیدروژن با کاهش دما و فشار در حین توقف واحد شدیداً کاهش یافته و بسته به سرعت خروج هیدروژن از فولاد پایه (2.25Cr-1Mo) و سرعت سردکردن، مقداری از اتمهای هیدروژن در دمای محیط در جدار مخزن حبس می‌گردند. اثرات ناشی از حضور هیدروژن نظیر بروز تردی و ترک برداری هیدروژنی که در هر مرحله از توقف واحد ایجاد می‌گردد، سبب افت خواص مکانیکی و کاهش ایمنی سازه می‌گردد [۶-۸]. در صنعت جهت کاهش احتمال بروز پدیده مذکور، سردکردن راکتور از دمای کاری تا دمای محیط مطابق مراحل ویژه‌ای انجام می‌شود [۹ و ۱۰]. اما تحت شرایط اضطراری نظیر بروز آتش سوزی گسترده در پالایشگاه که توقف واحد یکباره و بدون طی مراحل لازم و استاندارد صورت می‌گیرد، احتمال بروز پدیده تردی هیدروژنی افزایش می‌یابد. گام نخست در کاهش و حذف اثرات مخرب یاد شده شناخت هر چه بیشتر پدیده تردی هیدروژنی و اثرات ناشی از آن در این گروه از فولادها می‌باشد. تا کنون نیز مطالعات کمی بر روی سطوح

داده شده است. بطوریکه ملاحظه می‌گردد زمان لازم برای بازیابی خواص مکانیکی در آزمایش بار آویزان برابر ۳۲ ساعت دی‌شارژ می‌باشد.

زمانیکه نمونه‌های مورد آزمایش بلافاصله بعد از اعمال شارژ کاتدی تحت بارگذاری قرار می‌گیرند، علاوه بر سطح شکست اصلی، تعدادی ترکهای حلقوی نیز در مقطع طول سنجۀ نمونه‌ها ایجاد می‌گردد. تصویر ترکهای حلقوی مذکور در شکل (۵-الف) نشان داده شده است. همانطوریکه ملاحظه می‌گردد این ترکها در فواصل مختلف از مقطع شکست اصلی تشکیل می‌گردند. لازم به ذکر است که ترکهای مزبور تنها در ناحیه طول سنجۀ نمونه‌های SSRT با نرخ کرنش $10^{-4} s^{-1}$ ، کشش با سرعت معمولی و نمونه‌های شیاردار در آزمایش بار آویزان ملاحظه گردید.

بررسیهای صورت گرفته بر روی برش مقطع طولی ناحیه طول سنجۀ نمونه‌های یاد شده نشان می‌دهد که ترکهای حلقوی مذکور ابتدا بصورت زیر سطحی و در فصل مشترک آخال با زمینه جوانه زده و سپس به سطح راه می‌یابند (شکل ۵-ب). در ادامه به دلیل بروز تمرکز تنش در نوک ترک (به واسطه اعمال بار کششی بر نمونه) ترک تا عمق ۱۰ تا ۲mm به درون ساختار گسترش می‌یابد. اشاعۀ اولیه ترکهای مذکور بصورت مرزدانه‌ای (در راستای مرزدانه آستنیت اولیه) صورت می‌گیرد.

تصاویر استریو سطح شکست نمونه شیاردار در حالت شارژ نشده و نمونه شیارداری که بلافاصله بعد از اعمال شارژ کاتدی تحت بارگذاری آویزان قرار گرفته در شکل (۶) نشان داده شده است. همانطوریکه ملاحظه می‌گردد با شارژ کاتدی هیدروژن، تغییرات قابل ملاحظه‌ای در مشخصه‌های میکروسکوپی سطح شکست نمونه در مقایسه با حالت شارژ نشده بروز می‌نماید. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مورفولوژی اشاعۀ ترک در سطح شکست نمونه‌های شیاردار شارژ نشده و شارژ شده به ترتیب در شکلهای (۷) و (۸) نشان داده شده است.

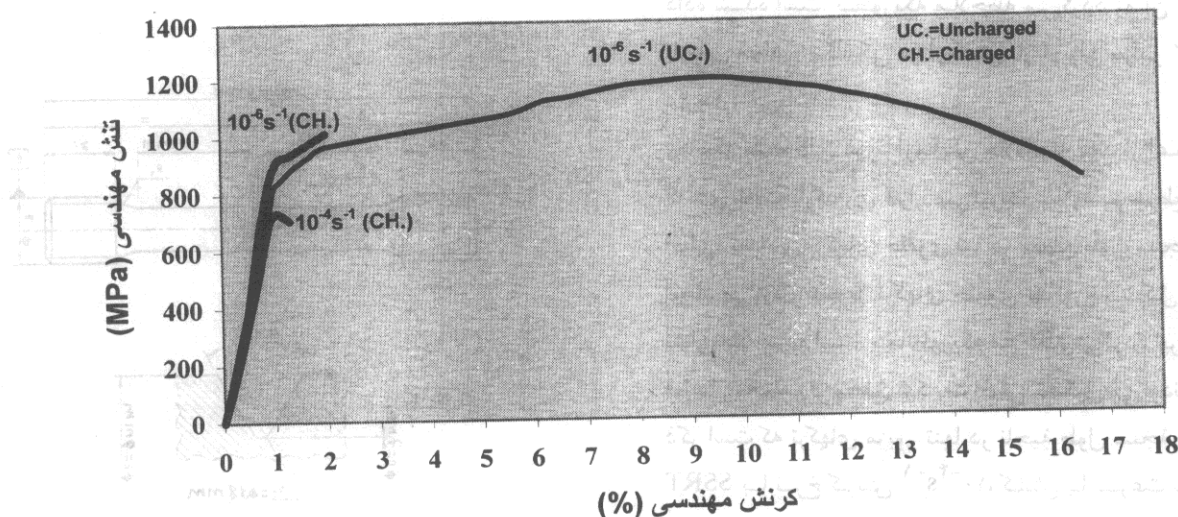


شکل ۱: اندازه و ابعاد نمونه‌های آزمایش بار آویزان (مطابق استاندارد (BSEN 2832:1993). بار اعمالی ۷۵٪ استحکام کششی نمونه شیار دار شارژ نشده و برابر ۲۳۱۴ N می‌باشد.

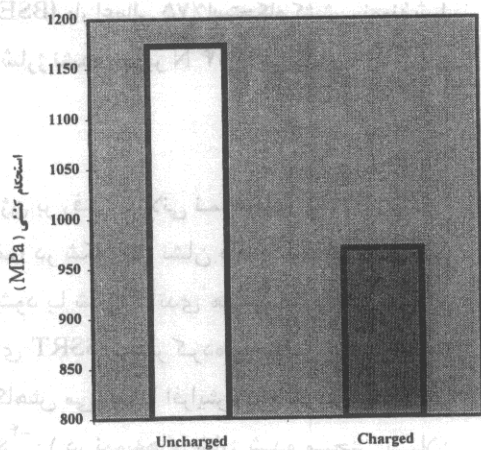
نتایج

تأثیر هیدروژن بر رفتار سیلانی نمونه‌های SSRT (در نرخ کرنشهای مختلف) در شکل (۲) نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می‌شود با شارژ کاتدی هیدروژن، رفتار سیلانی تمامی نمونه‌های SSRT تغییر کرده و خواص استحکامی و انعطاف پذیری کاهش می‌یابد. با افزایش نرخ کرنش اعمالی از $10^{-6} s^{-1}$ به $10^{-4} s^{-1}$ در نمونه‌های شارژ شده منحنی سیلان پلاستیک به شدت افت می‌نماید. مقایسه تغییرات کمتی خواص استحکامی و انعطاف پذیری نمونه‌های کشش با سرعت معمولی که بلافاصله بعد از اعمال شارژ کاتدی تحت بارگذاری قرار گرفته‌اند در شکل (۳) نشان داده شده است. ملاحظه می‌گردد که شارژ کاتدی هیدروژن به درون نمونه‌های مذکور تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر استحکام تسلیم نمونه‌ها نداشته ولی استحکام کششی و تنش حقیقی شکست به مقدار قابل توجهی کاهش یافته است. علاوه بر این انعطاف پذیری نمونه‌های مذکور تا حد شکست کاملاً ترد افت نموده است.

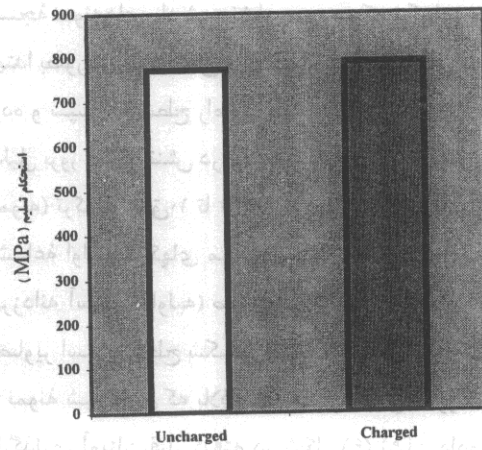
با قرار دادن نمونه‌های شارژ شده در اتمسفر محیط (با دمای $25^{\circ}C$) و خروج هیدروژن از آنها خواص مکانیکی از دست رفته بتدریج بازیابی می‌گردد. این رفتار در قالب اندازه‌گیری زمان لازم تا شکست برحسب مدت زمان دی‌شارژ در دمای محیط در آزمایش بار آویزان بر روی نمونه‌های شیاردار در شکل (۴) نشان



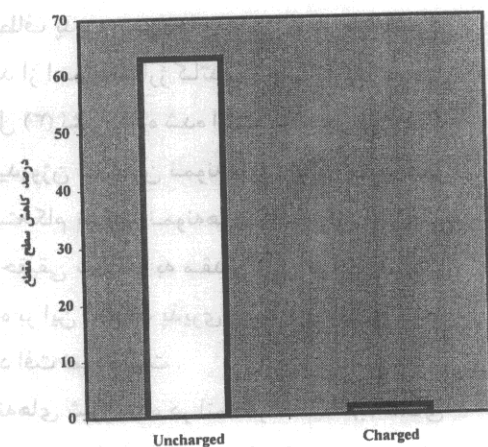
شکل ۲: تاثیر شارژ کاتی بر رفتار تنش - کرنش نمونه‌های SSRT در نرخ کرنشهای مختلف.



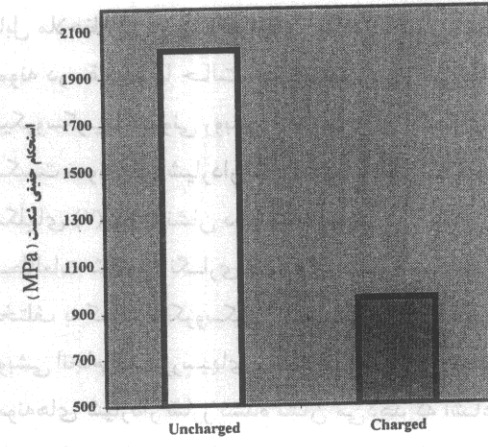
(ب)



(الف)



(د)



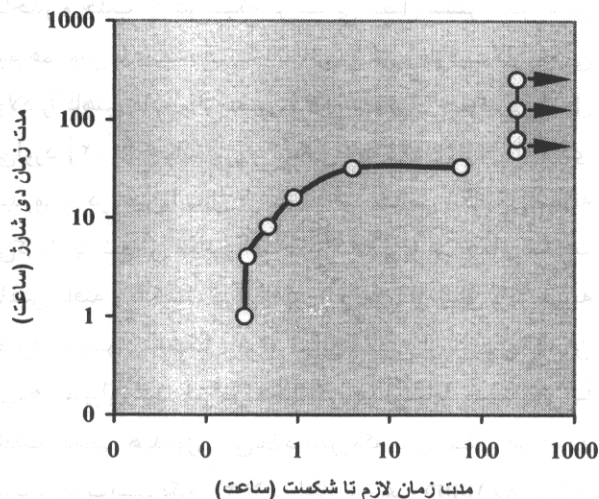
(ج)

شکل ۳: تاثیر شارژ کاتی بر خواص مکانیکی در بارگذاری معمولی کششی.

الف) استحکام تسلیم، ب) استحکام کششی، ج) تنش حقیقی شکست و د) درصد کاهش سطح مقطع.

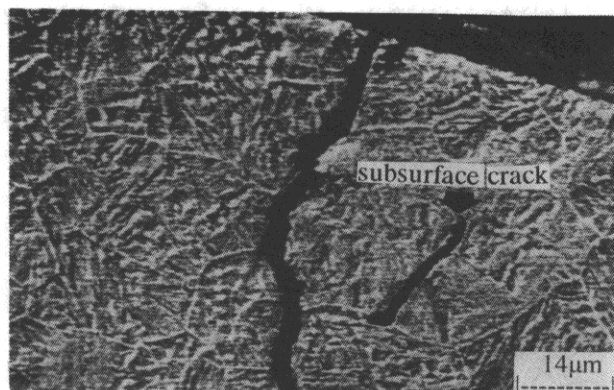
با مشخصه ظاهری جناقی شکل درشت (ناحیه ۱ در شکل ۶-ب) و مکانیزم مرزدانه‌ای (شکل ۸-الف) اشاعه می‌یابد، که پس از کامل شدن حلقه بصورت ترک واحدی به درون ناحیه مدور داخلی پیشروی نموده است. تحت این شرایط ترک حلقوی حاصله همانند شیاری با نوک بسیار تیز عمل کرده و با توجه به افزایش تنش ناشی از کاهش سطح مقطع موثر نمونه، رشد ترک بصورت ناپایدار و سریع با مشخصه خطوط شعاعی شکل (ناحیه ۲ در شکل ۶-ب) و مکانیزم شبه کلیواژی (شکل ۸-ب) صورت می‌گیرد. در انتها به دلیل پخش شدن انرژی توسعه ترک در داخل ساختار، افت سرعت رشد ترک، کاهش ضخامت باقیمانده و نزدیک شدن شرایط کرنش صفحه‌ای به تنش صفحه‌ای ناحیه هلالی کوچکی با مشخصه شکست رشته‌ای تشکیل شده (ناحیه ۳ در شکل ۶-ب) و شکست با مکانیزم بهم پیوستن حفرات خاتمه می‌یابد (شکل ۸-ب).

بررسی مورفولوژی و مکانیزم اشاعه ترک در نمونه‌های کششی با سرعت معمولی و SSRT در نرخهای کرنش مختلف طی مقاله جداگانه‌ای به تفصیل مورد بررسی قرار گرفته است [۱۲]. در خاتمه تأثیر هیدروژن، بر مورفولوژی سطح شکست در نمونه‌های شیاردار و بدون شیار بصورت مدلهای شماتیک در شکل (۹) نشان داده شده است.

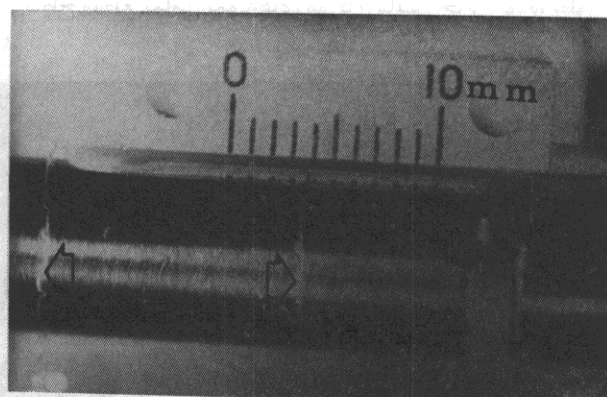


شکل ۴: تغییرات زمان لازم تا شکست برحسب مدت زمان دی شارژ هیدروژن از نمونه‌های شیاردار در دمای محیط (۲۵°C) در آزمایش بار آویزان.

(شکل ۶). بررسی‌های نشان می‌دهد که سطح شکست نمونه شارژ شده از دو ناحیه مجزا بصورت یک حلقه بیرونی و یک ناحیه مدور داخلی تشکیل شده است. مشخصات ظاهری و علائم مشاهده شده در حلقه بیرونی سطح شکست حاکی از آن است که جوانه زنی ترک از یک یا چند ناحیه جلوی نوک شیار آغاز شده و



(ب)



(الف)

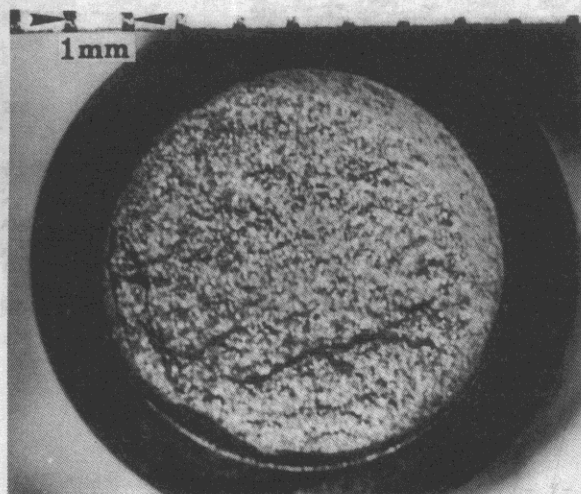
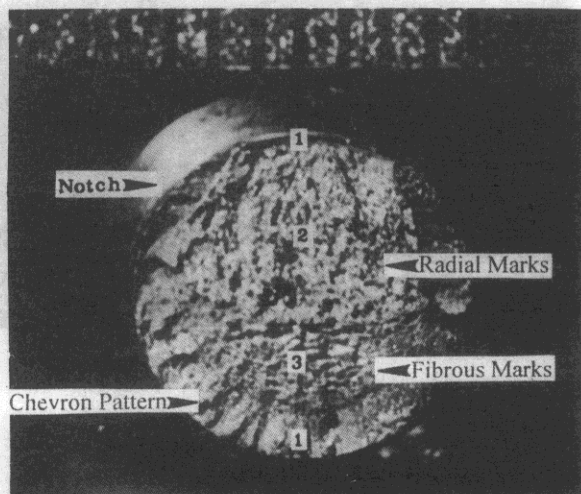
شکل ۵: ترکهای حلقوی ایجاد شده در ناحیه طول سنجه نمونه‌های شارژ شده (الف) - SSRT با نرخ کرنش اعمالی $10^{-4} s^{-1}$ و نمونه شیار دار در آزمایش بار آویزان. و (ب) - تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از مقطع ترکهای حلقوی ایجاد شده در ناحیه طول سنجه نمونه‌ها و مسیر اشاعه مرزدانه‌ای ترک در داخل ریزساختار بینیتی

ساختار و جذب آن در شبکه کریستالی، فصل مشترک ذرات فاز دوم همدوس با زمینه، هسته نابعائیه و غیره ظرفیت کار سختی فولاد را کاهش داده و از تغییر شکل ساختار جلوگیری بعمل می‌آورد [۱-۳]. جوانه زنی و تشکیل ریز ترکهای ناشی از تردی هیدروژنی در حین اعمال بار سبب افت خواص مکانیکی نمونه می‌گردد. به تبع آن مقادیر استحکام کششی و استحکام شکست کاهش یافته و شکست در مقادیر پائین تری از تنش و کرنش به وقوع می‌پیوندد (شکل ۲و۳). نتایج بعضی از بررسیها نشان می‌دهد میزان افت خواص مکانیکی در ارتباط مستقیمی با غلظت حجمی هیدروژن می‌باشد بطوریکه برای مثال در فولاد کم کربن و پر استحکام ۴۳۴۰ با افزایش هر ۱ ppm به غلظت هیدروژن موجود در نمونه استحکام شکست در حدود ۵۰۰ MPa افت می‌نماید [۱۴].

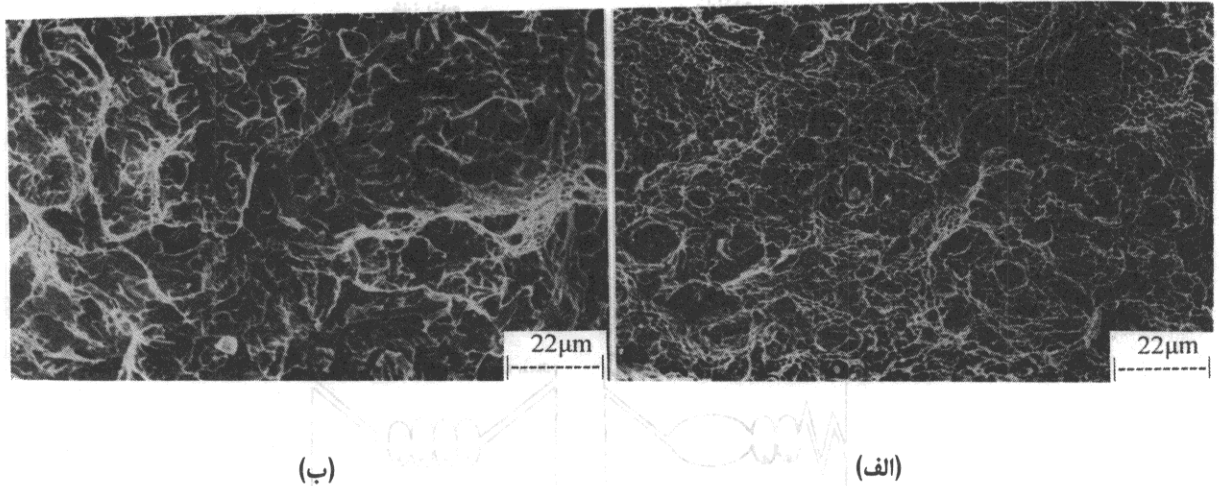
در بررسی حاضر نیز ملاحظه می‌گردد که با افزایش نرخ کرنش اعمالی و در نتیجه کاهش مدت زمان آزمایش و به تبع آن بالاتر بودن میزان هیدروژنهای متحرک باقیمانده در نمونه، استحکام کششی و شکست افت بیشتری می‌نماید (شکل ۲). میزان افت حاصله برای نمونه کشش با سرعت معمولی به ترتیب برابر ۲۰۰ و ۱۱۶۰ MPa در مقایسه با نمونه شارژ نشده می‌باشد (شکل ۳، ب و ج). تاثیر هیدروژن بر کاهش قابلیت انعطاف پذیری نمونه‌های ترد شده در هر دو آزمایش SSRT و کشش با سرعت معمولی بسیار شدید می‌باشد. اندازه گیریها نشان می‌دهد، درصد کاهش سطح مقطع تمامی نمونه‌های مورد آزمایش جزئی بوده، بطوریکه

بحث (۱) شکل (الف) نشان دهنده ریزشکست در نمونه ۱ است. بر طبق تحقیقات صورت گرفته هیدروژن به دو شکل به دام افتاده^۴ و متحرک^۵ در درون ساختار فلزات حضور می‌یابد [۱۳]. هیدروژن بدام افتاده به هیدروژنی اطلاق می‌گردد که در مواضع خاصی از ریز ساختار بدام افتاده و به تنهایی از قابلیت نفوذ در داخل ساختار برخوردار نمی‌باشد (نظیر تجمع مولکولی هیدروژنها در بعضی از نواقص موجود در ساختار). هیدروژن متحرک نیز به هیدروژنی اطلاق می‌گردد که بصورت اتمی یا یونی (پروتون) بوده و از قابلیت جابجایی نفوذ در داخل ساختار و رساندن خود به مناطق حساس و ضعیف نمونه برخوردار می‌باشد. هیدروژن متحرک بعنوان عامل اصلی در بروز پدیده تردی هیدروژنی به شمار می‌رود [۱۳]. تشکیل ترکهای هیدروژنی بستگی به غلظت هیدروژن موجود در داخل ساختار دارد. جوانه زنی و ترک برداری هیدروژنی زمانی رخ می‌دهد که غلظت هیدروژن در مناطق ضعیف و حساس نمونه و همچنین مناطق تنش سه محوری به یک حد بحرانی برسد، تا هیدروژن بتواند اثرات تردی خود را نمایان سازد [۱۴، ۱۵].

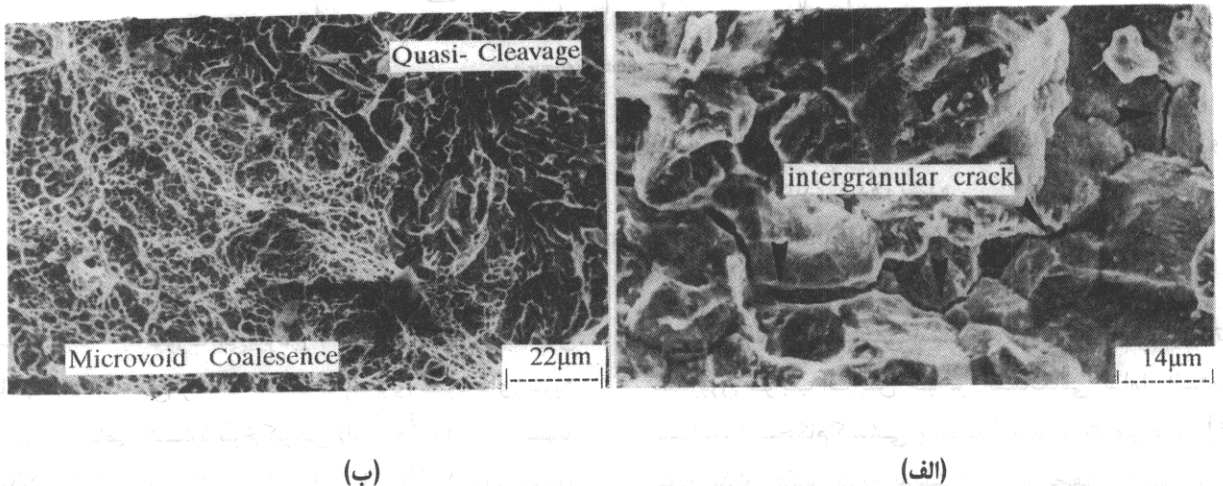
هیدروژن قادر است رفتار سیلانی، خواص استحکامی و انعطاف پذیری آلیاژ مورد بررسی را تحت تاثیر قرار دهد. در نمونه‌های SSRT با نرخ کرنشهای مختلف، شارژ کاتدی هیدروژن قابلیت سیلان ساختار را کاهش داده و با افزایش نرخ کرنش اعمالی اثرات مذکور تشدید می‌گردد. در واقع ورود هیدروژن به داخل



شکل ۶: تصاویر استریو سطح شکست نمونه‌های شیاردار (الف) - شارژ نشده و (ب) - شارژ کاتدی شده.



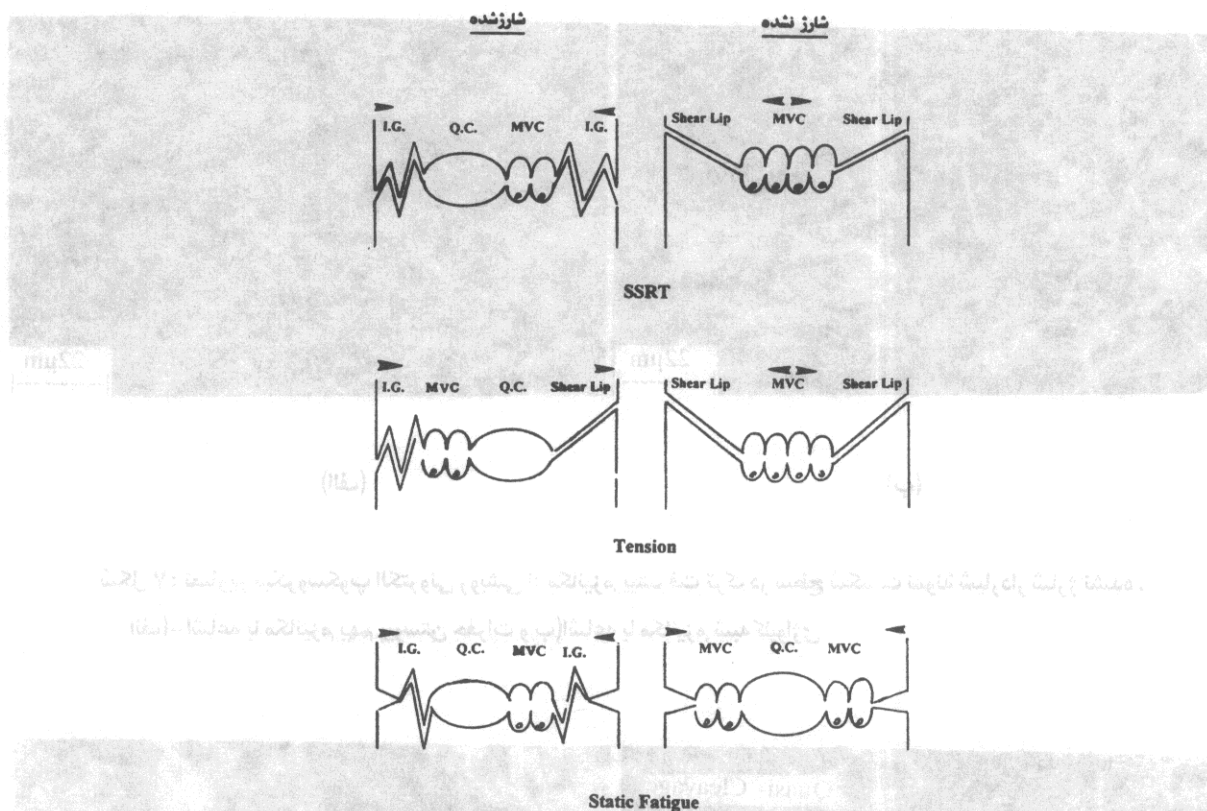
شکل ۷: تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مکانیزم پیشرفت ترک در سطح شکست نمونه شیاردار شارژ نشده. (الف) - اشاعه با مکانیزم بهم پیوستن حفرات و (ب) اشاعه با مکانیزم شبه کلیواژی



شکل ۸: تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مکانیزم پیشرفت ترک در سطح شکست نمونه شیاردار شارژ کاتدی شده (الف) - مکانیزم اولیه اشاعه ترک و (ب) - انتقال از مکانیزم شبه کلیواژی به مکانیزم اتصال حفرات

انعطاف پذیری نمونه‌ها کاهش نیافته، بلکه اثرات تردی بنحو شدیدتری بروز نموده است. از آنجا که تردی هیدروژنی یک پدیده وابسته به زمان و نرخ کرنش به شمار می‌رود، عموماً انتظار می‌رود با افزایش نرخ کرنش اعمالی، هیدروژن فرصت رساندن خود به مناطق حساس و ضعیف نمونه را نداشته، لذا اثرات تردی کاهش یابد. به همین علت عموماً این بررسی در نرخ کرنشهای

عملاً شکست بصورت کاملاً ترد صورت گرفته است (شکل ۳ و ۲). مقایسه رفتار انعطاف پذیری نمونه‌های SSRT در نرخ‌های کرنشی مختلف و کشش با سرعت معمولی با رفتار عمومی مورد انتظار در حوزه پدیده تردی هیدروژنی قبلاً مورد بحث و بررسی قرار گرفته است [۱۶]. اجمالاً نتایج بررسی مذکور نشان می‌دهد که نه تنها با افزایش نرخ کرنش اعمالی تأثیر هیدروژن بر قابلیت



شکل ۹: شماتیک مدل‌های اشاعه ترک در نمونه‌های الف) - کشش با نرخ کرنش آهسته (SSRT)، ب) - کشش با سرعت معمولی و ج) - Static Fatigue (بار آویزان) در هر دو حالت شارژ کاتدی شده و نشده.

(MVC= Microvoid Coalescence, I.G.= Inter- Granular, Q.C.= Quasi- Cleavage)

با ریز ساختار کاملاً بینیتی تمپر شده نشان می‌دهد شارژ کاتدی هیدروژن موجب افزایش خواص استحکامی شامل استحکام تسلیم، استحکام کششی و استحکام شکست می‌گردد [۱۸]. نتایج مذکور عکس نتایج بدست آمده در تحقیق حاضر (بر روی ریز ساختار کاملاً بینیتی تمپر نشده) می‌باشد. به نظر می‌رسد تمپر نمودن ساختار بینیتی به دلیل کاهش دانسیته و بی‌نظمی نابجائیهای موجود در ریز ساختار، حذف تنشهای پسماند و تاثیر مفید آن در جهت افزایش انرژی به دام اندازی هیدروژنهای متحرک توسط دامها، موجب افزایش مقاومت به تردی هیدروژنی ریز ساختار کاملاً بینیتی تمپر شده می‌گردد. علاوه بر این احتمالاً توزیع هیدروژن در ریز ساختار مذکور و اندر کنش آن با فازهای موجود در ریز ساختار به گونه‌ای است که سبب افزایش خواص استحکامی در مقایسه با حالت شارژ نشده می‌گردد (به عبارتی موجب سخت تر شدن ساختار می‌گردد). با این وجود خواص

کمتر از $10^{-5} s^{-1}$ صورت می‌گیرد [۱۶]. حال آنکه در آزمایش حاضر ملاحظه می‌گردد که انعطاف پذیری نمونه‌های مورد آزمایش در تمامی گستره نرخ کرنش (از $10^{-6} s^{-1}$ برای نمونه SSRT با کمترین نرخ کرنش اعمالی تا $10^{-2} s^{-1}$ برای نمونه کشش با سرعت معمولی) بسیار جزئی بوده و شکست بصورت کاملاً ترد صورت می‌گیرد. لذا این یافته در خصوص تردی اثرات تردی هیدروژنی بر خواص مکانیکی نمونه‌های فولادی ترد شده یکسان نمی‌باشد. بررسیهای صورت گرفته بر روی فولاد 2.25Cr-1Mo با ریز ساختار فریتی- بینیتی [۱۷] و فولاد 3Cr-1Mo [۱] نشان می‌دهد شارژ هیدروژن به درون ساختار تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر رفتار سیلانی و خواص استحکام تسلیم و کششی آلیاژهای مذکور نداشته و تنها شکست در تنشها و کرنشهای حقیقی پائین تری بوقوع می‌پیوندد. مطالعات انجام شده توسط Bowker و همکارانش بر روی فولاد 2.25Cr-1Mo

نزدیک به سطح آزاد نمونه‌ها شروع شده که پس از اشاعه اولیه بصورت مرزدانه‌ای، به ترتیب با مکانیزمهای شبه کلیواژ و مکانیزم اتصال حفره‌ها گسترش می‌یابد.

در نمونه‌های شیاردار در حالت شارژ نشده، اشاعه اولیه ترک با مکانیزم بهم پیوستن حفرات از جلوی نوک شیار آغاز شده و با پیشروی بطرف مغز نمونه با مکانیزم شبه کلیواژ خاتمه می‌یابد. تحت شرایط اعمال شارژ کاتدی هیدروژن، مکانیزم اشاعه ترک در جلوی نوک شیار از مکانیزم بهم پیوستن حفرات به اشاعه مرزدانه‌ای تغییر یافته و در انتها شکست با مکانیزم بهم پیوستن حفرات خاتمه می‌یابد.

همانطور که ملاحظه می‌شود در تمامی نمونه‌های آزمایش با اعمال شارژ کاتدی هیدروژن، مکانیزم اشاعه اولیه ترک از بهم پیوستن حفرات به اشاعه مرزدانه‌ای تغییر یافته و در انتها شکست با مکانیزم بهم پیوستن حفرات خاتمه می‌یابد. نتایج این بررسی حاکی از آن است که ورود هیدروژن اتمی بداخل ساختار و انباشت آن علی‌الخصوص در نواحی نزدیک به سطح (با عمق ۲ تا ۳mm در زیر سطح نمونه‌ها) سبب ترد شدن ساختار و به تبع آن سوق دادن اشاعه ترک از مکانیزم بهم پیوستن حفرات از مغز نمونه به سمت اشاعه مرزدانه‌ای ترک در لبه‌ها و نوک شیار نمونه‌ها می‌گردد. علاوه بر این در ادامه رشد ترک، مکانیزم اشاعه شبه کلیواژی که نوعی فرآیند شکست کم انرژی می‌باشد بصورت گسترده‌ای در نمونه‌های کششی و SSRT فعال می‌گردد.

نتیجه‌گیری

- ۱- هیدروژن موجب تغییر رفتار سیلانی در جهت افت خواص مکانیکی آلیاژ 2.25Cr-1Mo با ریزساختار کاملاً بینیتی می‌گردد، بطوریکه خواص استحکام کششی و شکست، کاهش قابل ملاحظه‌ای یافته (بترتیب ۲۰۰ و ۱۰۰۰MPa) و انعطاف پذیری نمونه‌های مورد آزمایش با ۹۶ درصد کاهش تا حد شکست کاملاً ترد افت می‌نماید.
- ۲- بارگذاری کششی در نرخ کرنشهای 10^{-4} و 10^{-2} s⁻¹ و نیز بارگذاری آویزان علاوه بر سطح مقطع شکست اصلی، ترکهای حلقوی شکلی نیز در ناحیه طول سنج نمونه‌های ترد شده ایجاد می‌گردد.
- ۳- ترک ناشی از تردی هیدروژنی ابتدا بصورت زیر سطحی و در فصل مشترک آخال با زمینه جوانه زده و سپس به سطح راه می‌یابد.

انعطاف پذیری فولاد 2.25Cr-1Mo با ریز ساختار کاملاً بینیتی در هر دو حالت تمپر شده و نشده افت می‌نماید.

تردی هیدروژنی یک فرآیند برگشت پذیر می‌باشد. بطوریکه با خروج هیدروژن از ساختار، خواص مکانیکی به سمت نمونه ترد نشده بازگشت می‌نماید. فرآیند هیدروژن زدایی فولادها (عملیات پختن) در گستره دمایی ۱۰۰ الی ۳۰۰°C و طی مدت زمان چند ساعت تا چند روز صورت می‌گیرد [۳].

در تحقیق حاضر بررسیهای مقدماتی صورت گرفته نشان می‌دهد که هیدروژن در دمای محیط نیز قادر به فرار از ساختار فلز و به تبع آن بازگشت خواص مکانیکی به سمت نمونه عاری از هیدروژن می‌باشد. این رفتار در قالب منحنی تغییرات مدت زمان لازم تا شکست برحسب مدت زمان دی شارژ در آزمایش بار آویزان در شکل (۴) نشان داده شده است. بطوریکه ملاحظه می‌شود بازبایی خواص مکانیکی از همان ساعتهای اولیه آغاز شده و در زمانهای بالاتر از ۳۲ ساعت دی شارژ شکستی در نمونه‌ها ملاحظه نمی‌گردد. مطابق استاندارد BSEN 2832:1993 چنانچه شکستی در نمونه‌های شیاردار در آزمایش حاضر در زمانهای دی شارژ بالاتر از ۲۰۰ ساعت ملاحظه نشود، حالت تردی زدایی حاصل شده است. لازم به ذکر است که ابعاد قطعه نیز پارامتر مؤثری در مدت زمان تخلیه هیدروژن و بازبایی خواص مکانیکی به شمار می‌رود. در منحنی حاصل از آزمایش مذکور ابعاد قطعه ثابت بوده و تنها تأثیر مدت زمان دی شارژ بر زمان لازم تا شکست مورد بررسی قرار گرفته است. بررسی دقیق تر فرآیند خروج هیدروژن از فولاد 2.25Cr-1Mo و برگشت خواص مکانیکی از موضوعات آتی تحقیق حاضر می‌باشد که پس از اتمام آزمایشها طی مقاله جداگانه‌ای مورد بحث و بررسی قرار خواهد گرفت.

تأثیر هیدروژن بر مورفولوژی سطح شکست

مکانیزمهای شکست در نمونه‌های کشش با سرعت معمولی و SSRT در نرخ کرنشهای مختلف بهمراه مکانیزمهای شکست در نمونه‌های شیاردار، در شرایط شارژ نشده و شارژ شده در مدل شماتیک شکل (۹) آورده شده است. همانطور که ملاحظه می‌گردد در نمونه‌های کششی و SSRT در حالت شارژ نشده، ترک از مغز نمونه با مکانیزم بهم پیوستن حفرات جوانه زده و در انتها بصورت ایجاد لبه برشی خاتمه می‌یابد. از طرف دیگر در نمونه‌های مذکور در حالت شارژ شده، جوانه‌زنی ترک در ناحیه‌ای

۵- براساس نتایج حاصل از آزمایش بار آویزان مدت زمان لازم برای خروج هیدروژن از نمونه‌ها و بازیابی خواص مکانیکی در دمای محیط برابر ۳۲ ساعت دی‌شارژ تعیین گردید. **تشکر و قدردانی** بدین وسیله از مسئولین محترم پژوهشگاه صنعت نفت که امکانات لازم جهت تحقیق حاضر را فراهم نمودند تشکر و قدردانی می‌گردد.

۴- با ورود هیدروژن بداخل ساختار در نمونه‌های کشش و SSRT، محل جوانه زنی ترک از مغز نمونه به ناحیه‌ای نزدیک به سطح آزاد انتقال یافته و مکانیزم اشاعه اولیه ترک از اتصال حفرات به مکانیزم مرزدانه‌ای تغییر می‌یابد. علاوه بر این در ادامه رشد ترک، مکانیزم شکست شبه کلیواژی که نوعی فرآیند شکست کم انرژی می‌باشد بصورت گسترده‌ای فعال می‌شود. در نمونه‌های شیار دار نیز اشاعه اولیه ترک با مکانیزم مرزدانه‌ای از نوک شیار آغاز می‌گردد و در مغز نمونه با مکانیزم اتصال حفرات خاتمه یافته و شکست بوقوع می‌پیوندد.

مراجع

- 1 - Timmins, P. F. (1997). *Solution to hydrogen attack in steels*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio.
- 2 - Bernstien, I. M., and Thompson, A. W. (1976). "Effect of metallurgical variables on environmental fracture of steels." *Int. Metals Reviews*, PP. 269-287.
- 3 - Corrosion. (1992). *ASM Handbook*, Ninth ed., Vol. 13, ASM International, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, PP. 163-173.
- Hirth, J. P. (1984). "Theories of hydrogen induced cracking of steels." in *Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking. A Triano Festschrift*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, PP. 29-39.
- 4 - Moore Jr, E. M., and McIntyre, D. R. (1998). "Common misconceptions about hydrogen induced cracking." *Materials Performance*, Oct., PP. 77-81.
- 5 - Murakami, Y., Nomura, T., and Watanabe, J. (1982). "Heavy section $2\frac{1}{4}$ -Cr-1Mo steel for hydrogenation reactors." in *Application of $2\frac{1}{4}$ -Cr-1Mo Steel for Thick Wall Pressure Vessels*, ASTM STP755, American Society for Testing and Materials, PP. 383-417.
- 6 - Watanabe, J., Ohnishi, K., Chiba, R., Murakami, Y., and Nomura, T. (1982). "Hydrogen embrittlement of pressure vessels overlaid with stainless steel." *Document No. R.(PV)82-022*, The Japan Steel Works, Muroran, Japan.
- 7 - Smit, K., and Ivens, P. F. (1993). "Hydrogen in thick walled, high temperature hydrogen reactors during service and during shutdown." in *Int. Conf. on Interaction of Steels with Hydrogen in Petroleum Industry Pressurs Vessel service*, The Materials Properties Council, New York, PP. 305-310.
- 8 - Kayano, R., Hasegawa, T., and Tanaka, Y. (1999). "Serviceability assessment of hydrogen processing pressure vessels and damage repair welding." *Document No. XI. 706.99*, The Japan Steel Works, Muroran, hokkaido, Japan.
- 9 - Mclaughlin, B. D., and Yon, T. Y. (1994). "Outgassing for hydroprocessing vessels." *Chemical Engineering Communication*, Vol. 129, PP. 123-134.

- 10 - Brouwer, R. C. (1993). "Hydrogen distribution in the wall of pressure vessels made of conventional and V-modified steels.", *Int. J. of Pressure Vessels & Piping*, Vol. 56, PP. 133-148.
- ۱۱ - عابدی، س. ش. "ایجاد تردی هیدروژنی در فولاد 2.25 Cr-1Mo بار ریز ساختار کاملاً بینیتی و بررسی برگشت خواص مکانیکی و سینتیک خروج هیدروژن از فولاد مذکور در دمای محیط."، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران، (۱۳۸۰).
- ۱۲ - عابدی، س. ش.، فرهنگی، ح. و قاسم، ح. "بررسی مورفولوژی شکست حاصل از ترک برداری هیدروژنی در فولاد کم کربن و کم آلیاژ حاوی کروم و مولیبدن." پنجمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، ص ۲۵۵-۲۴۷ (۱۳۸۰).
- 13 - Townsend, H. E. (1981). "A study of the entry and removal of hydrogen during coating and thermal treatment of steels." *Corrosion*, Vol. 37, No. 2, PP. 115-120.
- 14 - Nair, S. V. (1989). "Atomistic modeling of hydrogen assisted fracture threshold: K_{ISCC} ." *Fracture Mechanics: Microstructure and Micromechanism*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, PP. 169-199.
- 15 - Uhlig, H. H., Revie, R. W. (1985). *Corrosion and corrosion control*, 3rd ed., John Wiley & Sons, New York, PP. 142-146.
- ۱۶ - عابدی، س. ش.، قاسم، ح. و فرهنگی، ح. "تأثیر نرخ کرنش بر شکست ناشی از هیدروژن در فولاد کم کربن و کم آلیاژ 2.25Cr-1Mo" نشریه زنگ، انجمن خوردگی ایران، شماره ۳، ص ۲۹-۳۳ (۱۳۸۰).
- ۱۷ - جمالی فر، ع. "بررسی اثر تردی تمپر و تردی هیدروژنی بر خواص مکانیکی فولاد 2.25Cr-1Mo." پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، (۱۳۷۲).
- 18 - Bowker, J., Piggott, M. R., and Weatherly, G. C. (1984). "The effects of hydrogen on the mechanical properties of a $2\frac{1}{4}$ -Cr-1Mo alloy steel." in *Conf. Proc. of Advances in Fracture Research (ICF6)*, Oxford, England, PP. 2371-2378.

واژه‌های انگلیسی به ترتیب استفاده در متن

- 1 - Hydrogen Embrittlement
- 2 - Slow Strain Rate Test (SSRT)
- 3 - Sustained Load
- 4 - Trapped
- 5 - Mobile