

# اثر هیدروژن بر خواص مکانیکی فلز جوش فولاد خط لوله

رضا خطیب‌زاده دوانی<sup>۱</sup>، رضا میراسمعیلی<sup>۱\*</sup> و محمدرضا سلطان محمدی<sup>۲</sup>

۱- بخش مهندسی مواد، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران

۲- دانشکده فنی انقلاب، دانشگاه فنی و حرفه‌ای، تهران، ایران

تاریخ دریافت: ۹۷/۲/۱۱ تاریخ پذیرش: ۹۷/۷/۲۹

## چکیده

در این پژوهش، اثر هیدروژن بر خواص مکانیکی فلز جوش فولاد خط لوله X65 بررسی شده است. خطوط لوله حاوی سیالاتی مانند گاز ترش است که اتم‌های هیدروژن و سایر مواد آسیب‌زا به فلز پایه و فلز جوش دارند. در این پژوهش شارژ هیدروژن جهت نفوذ اتم‌های هیدروژن به درون ماده به روش پیش‌شارژ الکتروشیمیایی با گاز هیدروژن و غوطه‌وری در محلول انجام شد. مطابق نتایج به دست آمده در این پژوهش، استحکام تسلیم فلز جوش حاصل از روش الکتروود دستی، در حضور هیدروژن ۱۶٪ افزایش و سختی آن به‌طور میانگین در دو حالت شارژ هیدروژن به روش مستقیم و غیرمستقیم ۱۰٪ افزایش داشته است. این افزایش نشان‌دهنده سخت‌شدگی است. درصد ازدیاد طول تا زمان شکست ۲۸٪ و درصد شکست نرم ۶۰٪ کاهش داشته است که نشان‌دهنده شکست ترد در حضور هیدروژن است. میزان هیدروژن حاصل آمده با روش اکسیداسیون الکتروشیمیایی هیدروژن در فلز جوش مقدار  $1/5 \times 10^{-6} \text{ mol/cm}^3$  گزارش شد که نسبت به سایر ریزساختارها مقدار قابل توجهی است. با توجه به مشاهدات ریزساختاری (که از طریق تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی به دست آمد)، اطلاعات آماری فوق و گزارش‌های پیشین در این زمینه، می‌توان اینگونه برداشت کرد که هیدروژن با نفوذ خود در ریزساختار فلز جوش که بیشتر آن فریت سوزنی است، با قرار گرفتن در تانگل‌های نابه‌جایی، مرزخانه‌ها، رسوب‌ها و آخال‌ها سبب سخت‌شدگی و افت خواص فلز جوش می‌شود. در کل نتایج این پژوهش نشان می‌دهد هیدروژن بر خواص مکانیکی فلز جوش اثر مخرب می‌گذارد و سبب ایجاد عیوب هیدروژنی می‌شود. البته نمی‌توان از نقش ریزساختار فلز جوش در تاثیر هیدروژن بر خواص ماده چشم‌پوشی کرد.

**کلمات کلیدی:** جوش، ریزساختار، شارژ هیدروژن، خواص مکانیکی، ترک ناشی از هیدروژن

## مقدمه

را به هم جوش داد و از سلامت جوش نیز اطمینان داشت [۱]. در خطوط لوله به دلیل وجود اتم‌های هیدروژن در سیالات، لوله و خط جوش همیشه در خطر عیوب هیدروژنی هستند. هیدروژن با توجه به سبک و کوچک بودن می‌تواند به سطح و حجم ماده نفوذ کند و در مکان‌های با انرژی بالا، فصل

با توجه به فواصل دور انتقال و جهت جلوگیری از نشت سیالات درون خطوط لوله، باید خطوط لوله

ترک با شارژ هیدروژن به سیستم بسیار افزایش می‌یابد. به دلیل اینکه پلاستیسیته در نوک ترک در تنش‌هایی به مراتب کمتر از تنش مورد نیاز برای تغییر فرم مناطق دیگر اتفاق می‌افتد، شکست بدون تغییر فرم ماکروسکوپی رخ می‌دهد و به همین دلیل اصطلاح تردی به آن نسبت داده شده است. با انجام مطالعاتی بر روی مکانیزم HELP<sup>۲</sup>، مشخص گردید که با شارژ هیدروژن، سرعت نابه‌جایی‌ها در نزدیکی نوک ترک بسیار افزایش می‌یابد. میراسمعیلی و همکاران [۸] نیز در مطالعات شبیه‌سازی خود برای سخت شدن و نرم شدن ماده به واسطه هیدروژن فرضیه‌ای را بیان کردند که نرم شدن یا سخت شدن ماده تحت تاثیر تنش برشی بحرانی به دلیل لغزش نابه‌جایی بوده که به غلظت هیدروژن وابسته است. بنابراین مطالعه بر هیدروژن و بررسی تاثیرات آن در جوش فولادهای خطوط لوله امری ضروری است. تا کنون مقالات کمی اثر ریزساختار و همین‌طور تاثیر هیدروژن بر جوش فولاد خط لوله را بررسی کرده‌اند و در اندک موارد تنها اثر هیدروژن بر خواص ماده یا تاثیر عیوب مورد مطالعه قرار گرفته است. هدف اصلی این پژوهش بررسی اثر متقابل ریزساختار فلز جوش و جوشکاری SMAW<sup>۳</sup> بر حساسیت جوش حاصل در برابر هیدروژن تردی است که سعی شده است به‌طور جامع به موارد ذکر شده پاسخ مطلوب داده شود و نیاز صنعت نیز برآورده شود.

## روش کار

### فرآیند جوشکاری

برای جوشکاری از فولاد X65 به ضخامت ۹ mm استفاده شد. فرآیند جوشکاری براساس جدول ۱ انجام شد. الکتروود قلیایی E8018-G به مدت ۱ الی ۲ hr در کوره رطوبت‌زدایی شد.

مشترک‌ها و دام‌های برگشت‌پذیر یا برگشت‌ناپذیر نفوذ کند. نفوذ هیدروژن متاثر از عوامل مختلفی مانند نوع ریزساختار و زیرمجموعه آن شامل فازهای تشکیل شده، باندها، آخال‌ها و سایر عیوب است. همچنین هیدروژن خود می‌تواند سبب به‌وجود آمدن ترک‌هایی چون HIC<sup>۱</sup> و عیوب (مکانیزم‌های تخریب) مانند تردی و تاول هیدروژنی شود. ریزساختار فریت سوزنی با داشتن دام‌های برگشت‌پذیر و ضعیف هیدروژن مانند تجمع‌های نابه‌جایی، اتم‌های هیدروژن بیشتری را به دام می‌اندازد و غلظت هیدروژن بالاتری را نشان می‌دهد [۲]. لطیفی و همکاران [۳] اثر ریزساختار فلز جوش و فلز پایه را بر میزان هیدروژن بررسی کردند. کمترین میزان نفوذ هیدروژن در فلز پایه با ریزساختار زمینه فریتی و باندهای پرلیت/بینیت به‌دست آمد و بیشترین مقدار هیدروژن را فلز جوش با ریزساختار فریت سوزنی داشت. بالستروس و همکاران [۴] خواص جوش فولاد X80 با الکتروود 8018G را در محیط سدیم تیوسولفات بررسی کردند. با کاهش pH، نرخ تولید هیدروژن و ریسک ایجاد ترک را بیشتر یافتند که این اتفاق سبب کاهش داکتیلیتی نمونه آنها شد. هاردی و همکاران [۵] در بررسی خواص فولاد بعد از شارژ هیدروژن، متوجه کاهش سطح مقطع شکست نرم شدند و در بسیاری از نمونه‌های گریدهای مختلف فولاد سری X، افزایش استحکام تسلیم را مشاهده کردند. دانگ [۶] نیز در مطالعات خود به نقش هیدروژن در مکانیزم‌های تخریب پرداخت و مشاهده کرد با افزایش استحکام ماده، مقاومت به ترک ناشی از هیدروژن کاهش می‌یابد. بیربام [۷] در ابتدا با انجام آزمایشات شکست‌نگاری دقیق پیشنهاد کرد که تردی هیدروژنی فولادها در حقیقت مربوط به افزایش پلاستیسیته موضعی در نوک ترک است. مدل او بیان می‌کرد که هیدروژن به نابه‌جایی‌ها اجازه می‌دهد تا در تنش‌های کم، تکثیر شده یا حرکت کنند. همچنین سرعت نابه‌جایی‌ها در نزدیکی نوک

1. Hydrogen Induced Cracking

2. Hydrogen Enhanced Localized Plasticity

3. Shielded Metal Arc Welding

جدول ۱ مشخصات فرآیند جوشکاری

ولتاژ (V)	جریان (A)	قطبیت	قطر الکتروود	الکتروود
۲۲-۱۸	۱۲۰-۷۰	DCRP	۴ mm	E7010-P
۳۰-۲۰	۱۷۰-۱۱۰	DCRP	۲/۳ mm	E8018-G

ناحیه زده شد.

#### نمونه متالوگرافی

به منظور بررسی ریزساختار نمونه‌های فلز جوش، از محلول میکرو اچ نایتال (حاوی ۲ الی ۳٪  $\text{HNO}_3$  و مابقی اتانول) و همچنین از محلول لپرا (حاوی محلول ۱۰٪ سدیم متابی سولفیت و ۴٪ پیکرال شامل پیکریک اسید و اتانول) برای حکاکی مناسب فازها و ساختار فلز جوش استفاده شد. نمونه‌های متالوگرافی از مقطع عرضی و روی فلز جوش به دست آمدند. از تمامی نمونه‌ها تصاویری با استفاده از میکروسکوپ نوری OLYMPUS BX51M تهیه شد. همچنین جهت تجزیه و تحلیل تصاویر، اندازه دانه و درصد کسر فاز در نمونه‌ها، از روش Planimetric طبق استاندارد ASTM-E112-96 با استفاده از نرم‌افزارهای MIP4Students و MIP Cloud استفاده شد.

#### نمونه میکروسختی

نمونه‌های آزمون میکروسختی با ابعاد  $6 \times 8 \times 45$  mm برش یافته و تا سناده شماره ۲۵۰۰ تمام سطح‌ها سناده‌زنی شد. سپس با محلول شوینده و محلول آلومینا حاوی آب مقطر و پودر آلومینا  $0.3 \mu$  پولیش شده و در نهایت توسط محلول نایتال میکرو اچ شدند. این آزمون در ناحیه فلز جوش انجام شد.

#### پیش شارژ هیدروژن

برای پیش شارژ هیدروژن، روش پیش شارژ الکتروشیمیایی با گاز هیدروژن و غوطه‌وری در محلول انتخاب شد. در سل الکتروشیمیایی، از توری فولاد زنگ نزن به‌عنوان آنود، نمونه به‌عنوان کاتد و محلول ۱ نرمال سولفوریک اسید و  $0.25 \text{ g/L}$  تری اکسید آرسنیک (جهت عدم تجمع اتم‌های هیدروژن) برای پیش شارژ هیدروژن استفاده شد.

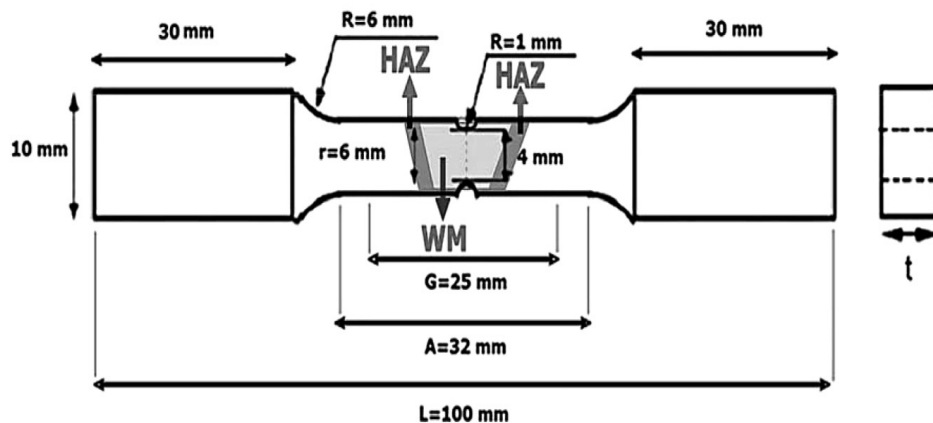
جوشکاری قطعات نمونه در حالت لب به لب و به‌صورت تخت انجام شد. نوع اتصال، اتصال پخ جناقی یک طرفه (V) با زاویه پخ ۳۸ درجه انتخاب شد. نوع دستگاه جوشکاری Rectifier Kemppi و دمای بین پاسی حداکثر باید  $200^\circ\text{C}$  باشد. در این پژوهش، بعد از انجام جوشکاری، قطعات به منظور عملیات حرارتی به کوره منتقل شدند. به‌طور پیوسته در مدت زمان ۴ hr دما به  $600^\circ\text{C}$  رسیده و ۲ hr نیز در این دما باقی‌ماند.

لازم به ذکر است در این مقاله به بررسی فلز جوش شامل الکتروود ۸۰۱۸ پرداخته شده است، زیرا الکتروود ۷۰۱۰ برای پاس ریشه تنها برای نگه داشتن دو قطعه فلز کنار هم زده شد و با سنگ زنی بخش زیادی از این الکتروود برداشته شد. لذا پاس ریشه تاثیری در آزمون‌های متالوگرافی، سختی سنجی و کشش (در این آزمون شیار در فلز جوش و الکتروود ۸۰۱۸ ایجاد شده است) نداشته است و علت ذکر الکتروود ۷۰۱۰ در جدول ۱ تنها شرح جزییات فرآیند جوشکاری بوده است.

#### آماده‌سازی نمونه‌ها

##### نمونه کشش

پس از انجام فرآیند جوشکاری، قطعاتی از مقطع عرضی جوش و با عرض ۱۰ mm برای نمونه کشش بریده شدند. نمونه‌های آزمون کشش سپس مطابق شکل ۱ توسط وایرکات تهیه شدند. نمونه ابتدا براساس استاندارد ASTM E8M تهیه شد و شیار ایجاد شده برای ایجاد تمرکز تنش (به شعاع ۱ mm) و تنش سه بعدی (معادل ۱) براساس رابطه بریجمن [۹] در ناحیه فلز جوش به‌وجود آمد. برای دستیابی به خواص استحکامی فلز جوش باید از شکست در این ناحیه اطمینان حاصل می‌شد لذا شیار در این



شکل ۱ طرح نمونه کشش شیاردار فلز جوش

#### دستگاه سختی‌سنجی

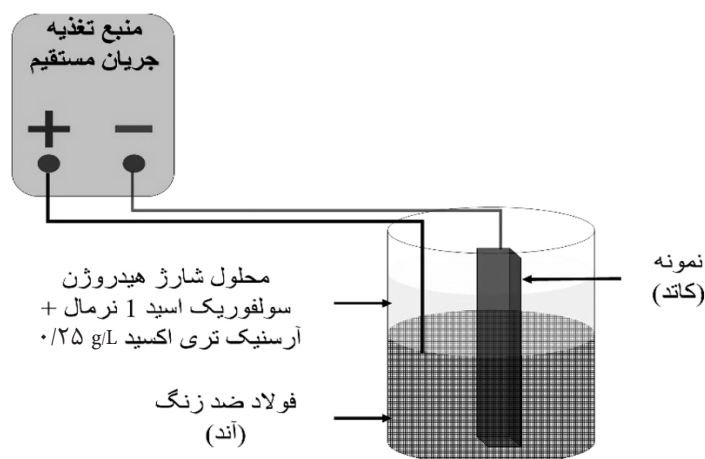
MICROMET 1-BUEHLER LTD-ILLINOIS-60044 با بار اعمالی ۵۰۰ g و زمان بارگذاری اثر ۱۵ s قرار گرفتند. جهت بررسی اثر هیدروژن بر سختی فلز جوش، نمونه‌های بدون شارژ و شارژ‌شده مورد آزمون قرار گرفتند، به این صورت که ابتدا نمونه شاهد سختی‌سنجی شد و بلافاصله بعد از پایان مدت زمان شارژ، سختی‌سنجی بر روی همان نمونه و با فاصله حداقل ۳ اثر فرورونده نسبت به حالت بدون شارژ انجام شد. شارژ هیدروژن مطابق با روش ذکر شده در بخش پیش شارژ هیدروژن انجام شد. شارژ هیدروژن برای این آزمون به دو حالت مستقیم و غیرمستقیم انجام شد. در روش غیرمستقیم قسمتی از سطح نمونه که جهت انجام آزمون مدنظر قرار گرفته، با نوار چسب ضد اسید پوشانده شد و سایر نواحی در تماس مستقیم با محلول شارژ قرار گرفتند. در روش شارژ مستقیم سطحی از نمونه که تحت آزمون میکروسختی قرار خواهد گرفت، به‌طور مستقیم در تماس با محلول قرار داده شد. سختی‌سنجی نمونه‌های شارژ شده بلافاصله بعد از اتمام زمان شارژ و با فاصله زمانی ۵، ۱۰ و ۳۰ min بعد از شارژ انجام گرفت.

دانسیته جریان کاتدی  $5 \text{ mA/cm}^2$  و مدت زمان قرارگیری نمونه در محلول ۱۲ hr و در دمای محیط انتخاب شد. طرح شارژ هیدروژن در شکل ۲ آمده است. این آزمون برای ناحیه فلز جوش اجرا شد. آزمون کشش

نمونه‌ها ابتدا در حالت شاهد (بدون شارژ) مورد آزمون قرار گرفتند. سپس برای بررسی تاثیر هیدروژن بر خواص کششی آنها (خواص کششی فلز جوش)، تحت شارژ هیدروژن قرار گرفتند. شارژ نمونه‌های کشش به‌صورت غیرمستقیم انجام شد. به این صورت که شیار با چسب آکواریوم پوشانده شد. پس از پایان زمان شارژ، نمونه بلافاصله از محلول خارج شده و توسط دستگاه SANTAM با ظرفیت ۱۰۰ تن تحت سرعت  $1 \text{ mm/min}$  با استفاده از اکستنسیومتر، آزمون انجام شد. روند انجام این آزمون با توجه به شرایط موجود از جمله دستگاه، آزمایشگاه و مقایسه با سوابق پیشین (بر اساس استاندارد ASTM E8M) انتخاب و اجرا شد. پس از پایان آزمون، سطح شکست نمونه‌های بدون شارژ و شارژ شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) PHILIPS XL30<sup>1</sup> بررسی شد تا مکانیزم‌های شکست مورد ارزیابی قرار گیرند.

#### آزمون میکروسختی

نمونه‌های آزمون میکروسختی پس از آماده‌سازی، مورد آزمون میکروسختی ویکرز با استفاده از



شکل ۲ شماتیک سل الکتروشیمیایی شارژ هیدروژن [۱۰]

### اندازه‌گیری هیدروژن

در اینجا  $(z=1)$ ،  $F$  ثابت فارادی و برابر  $96487 \text{ C/mol}$  و  $v$  حجم موثر نمونه برحسب  $\text{cm}^3$  است که از حاصل ضرب سطح در تماس با محلول در ضخامت نمونه به دست می‌آید [۱۱].

$$C_H = \frac{Q}{zFv} \quad (1)$$

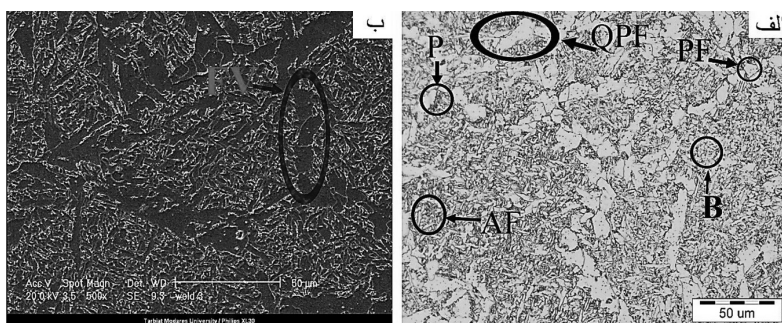
### نتایج و بحث

#### بررسی خواص ریزساختاری

شکل ۳ ریزساختار فلز جوش را نشان می‌دهد. تصاویر با استفاده از میکروسکوپ نوری و SEM تهیه شدند. مطابق شکل، مقدار فریت سوزنی (AF)<sup>۳</sup> زیادی در مناطق مختلف تجمع کرده‌اند و راه‌هایی مابین آنها وجود دارد که از فاز فریت چندوجهی و شبه چندوجهی ایجاد شده‌اند. به این راه‌ها رگه‌های فریتی (FV)<sup>۴</sup> نیز می‌گویند که این رگه‌ها، فریت اولیه مرزخانه‌ای پیوسته هستند [۱۲]. فلز جوش با داشتن میزان فریت سوزنی زیاد در ریزساختار خود می‌تواند از خواص استحکامی مطلوبی برخوردار باشد. در جدول ۲ اندازه دانه و درصد فاز سخت فریت فلز جوش نشان داده شده است.

برای اندازه‌گیری هیدروژن، از روش اکسیداسیون الکتروشیمیایی هیدروژن استفاده شد که اساس آن دشارژ هیدروژن تحت پلاریزاسیون آندی است. این آزمون با استفاده از دستگاه EG&G Model 273A و سه الکتروود انجام گرفت. در این روش یک سل شیشه‌ای، نمونه فلز جوش به عنوان الکتروود کاری<sup>۱</sup>، الکتروود اشباع کالومل SCE (KCl) به عنوان الکتروود مرجع و الکتروود پلاتین به عنوان الکتروود شمارنده<sup>۲</sup> استفاده شدند. محلول  $0.2 \text{ M}$  NaOH به عنوان الکتروولیت به کار برده شد. ابتدا نمونه مورد نظر در حالت بدون شارژ هیدروژن بر روی سل دشارژ قرار داده شد و سطحی از نمونه به مساحت  $0.785 \text{ cm}^2$  (معادل دایره‌ای به قطر  $10 \text{ mm}$ ) در تماس با محلول الکتروولیت قرار گرفت. سپس همان نمونه تحت شارژ الکتروشیمیایی (مطابق ۲-۳) قرار گرفت و بلافاصله پس از شارژ، آزمون انجام شد. پتانسیل ثابت آندی  $+168 \text{ mV (SCE)}$  در طول مدت زمان  $1800 \text{ s}$  ( $\tau_{\text{dis}}$ ) به نمونه‌ها اعمال شد (این عدد براساس سوابق پژوهش و سعی و خطا انتخاب شد) و نمودار جریان پلاریزاسیون برحسب زمان به دست آمد. با محاسبه مساحت بین دو نمودار و استفاده از رابطه ۱، غلظت هیدروژن ( $C_H$ ) برحسب  $\text{mol/cm}^3$  محاسبه شد. در این رابطه  $z$  تعداد الکترون‌های شرکت کننده در واکنش

1. Working Electrode  
2. Counter Electrode  
3. Acicular Ferrite  
4. Ferrite Vein



شکل ۳ تصویر ریزساختار فلز جوش (الف) توسط میکروسکوپ نوری (ب) توسط SEM

جدول ۲ خواص ریزساختاری فلز جوش

نمونه	اندازه دانه فاز فریت ( $\mu\text{m}^2 \pm 0.2$ )	درصد فاز فریت ( $\pm 0.5\%$ )	اندازه دانه فاز سخت ( $\mu\text{m}^2 \pm 0.2$ )	درصد فاز سخت ( $\pm 0.5\%$ )
فلز جوش	۵/۳	۷۰٪	۱/۱	۳۰٪

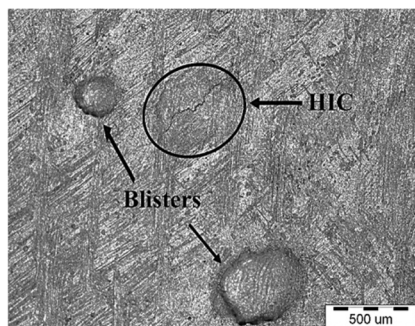
نمونه حین شارژ هیدروژن است که سبب تشکیل ابر هیدروژنی شده و نفوذ هیدروژن به درون ماده را کم می کند که راهکار این مشکل، افزودن آرسنیک تری اکسید به محلول شارژ هیدروژن بوده است. یکی از علل افزایش و سپس کاهش در نمودارهای جریان-زمان مطابق شکل ۵ همین مورد ذکر شده است. علت دیگر آن حفرات تشکیل شده در بالک ماده است که می توانند هیدروژن را به دام انداخته و نفوذ موثر هیدروژن را مختل کند [۴]. ریزساختار فلز جوش، فریت سوزنی است که به دلیل داشتن تجمع نابه جایی زیاد به عنوان دام برگشت پذیر برای هیدروژن، بیشترین غلظت هیدروژن را دارا است. فریت سوزنی با توجه به وجود تجمع های نابه جایی و جهت گیری تصادفی، دام های زیادی را در خود دارد که سبب به دام انداختن هیدروژن می شود. میزان به دام انداختن ریزساختار فریت سوزنی، از ریزساختار بانندی فریتی- پرلیتی/ بینیت بیشتر است اما میزان حساسیت به ترک هیدروژنی آن کم است [۱۳]. دام های ریزساختار نیز نقش موثری در نفوذ هیدروژن دارند. غلظت هیدروژن به دام های برگشت پذیر قوی مانند رسوبات، فصل مشترک های پرلیت- فریت یا سمانتیت لایه ای گره خورده است [۱۴-۱۵].

اندازه دانه نسبتاً پایین فلز جوش می تواند در افزایش خواص استحکامی نقش داشته باشد. همچنین درصد فاز سخت (شامل بینیت و پرلیت) نیز بر بهبود خواص استحکامی تاثیرگذار است. به منظور بررسی عیوب هیدروژنی، آماده سازی نمونه تا مرحله پولیش انجام شد. سپس نمونه ها تحت فرآیند شارژ هیدروژنی به روش الکتروشیمیایی قرار گرفتند. پس از اتمام زمان شارژ، سطح نمونه ها مورد بررسی و تحلیل قرار گرفت. آنالیز تصاویر توسط نرم افزار Image J انجام شد و نتایج حاصل در جدول ۳ آمده است. همچنین تصویری از تاول و ترک هیدروژنی ایجاد شده در ناحیه فلز جوش در شکل ۴ آورده شده است. در این تصویر تاول هیدروژنی و ترک هیدروژنی مشخص شده اند.

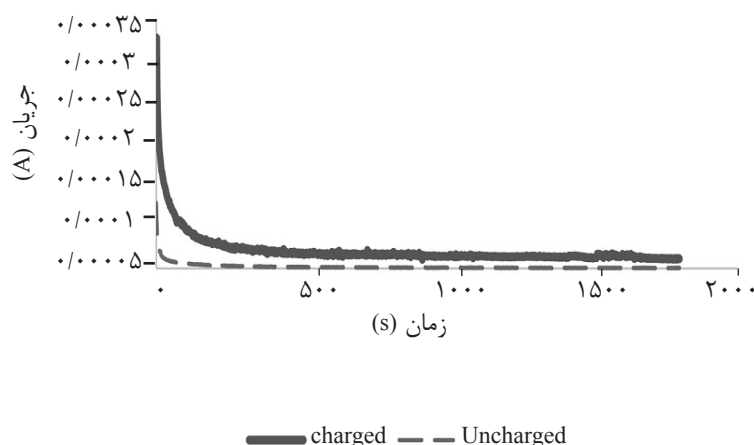
برای اندازه گیری میزان هیدروژن درون ماده از روش اکسیداسیون الکتروشیمیایی هیدروژن استفاده شد. منحنی های جریان پلاریزاسیون بر حسب زمان در شکل ۵ برای نمونه فلز جوش در دو حالت قبل و بعد از شارژ هیدروژن نشان داده شده است. با استفاده از رابطه ۱ میزان هیدروژن  $1/5 \times 10^{-6} \text{ mol/cm}^3$  به دست آمد. نفوذ هیدروژن به عوامل زیادی بستگی دارد. اولین نکته حضور حباب های موجود در اطراف سطح

جدول ۳ عیوب هیدروژنی به دست آمده در نمونه فلز جوش

نمونه شارژ هیدروژن	میزان تاول زدن سطحی (%)	مجموع طول ترک ناشی از هیدروژن ( $\text{mm}^2/\text{mm}^2$ )
فلز جوش	۳	۱۲



شکل ۴ تصویر تاول و ترک هیدروژنی در نمونه فلز جوش



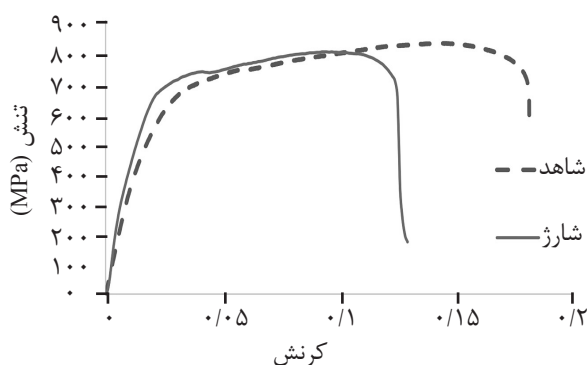
شکل ۵ نمودار جریان زمان نمونه فلز جوش در حضور و عدم حضور هیدروژن

۶ آورده شده است. میانگین نتایج حاصل از آزمون کشش در جدول ۴ آمده است. مطابق جدول ۴ نمونه‌های فلز جوش همگی از شیار در سنجه و فلز جوش شکسته شدند که به دلیل تمرکز تنش و تنش سه بعدی رخ داده است. شیار سبب افزایش تنش سه بعدی می‌شود و یک دلیل دیگر افزایش خواص به واسطه شیار باشد. مشاهده می‌شود پس از شارژ هیدروژن، استحکام کششی ۵٪ نسبت به قبل از شارژ کاهش داشته است. تنش تسلیم در اثر شارژ هیدروژن ۱۶٪ افزایش داشته است که نشان‌دهنده سخت‌شدگی فلز جوش در حضور هیدروژن است.

دام‌های برگشت‌ناپذیر مانند حفرات، مرزدانه‌ها (با زاویه بزرگ)، نابه‌جایی‌ها، آخال‌ها و رسوبات سبب تجمع هیدروژن درون ماده و تشکیل مولکول هیدروژن می‌شوند که در نهایت منجر به ایجاد عیوب مانند تاول هیدروژنی خواهند شد [۱۶-۱۷]. همچنین با افزایش اندازه دانه نسبت سطح به حجم مرزدانه‌ها کم شده و نفوذ هیدروژن به صورت مرزدانه‌ای محدود خواهد شد که نتیجه آن کاهش ضریب نفوذ هیدروژن است. بنابراین هرچه دانه‌بندی ریزساختار ریزتر باشد و یا مرزدانه بیشتر وجود داشته باشد، میزان هیدروژن باقی‌مانده به دلیل به دام افتادن بیشتر، افزایش خواهد یافت [۶ و ۱۳].

#### بررسی خواص استحکامی فلز جوش در حضور هیدروژن

منحنی آزمون کشش نمونه فلز جوش در شکل



شکل ۶ منحنی تنش کرنش نمونه فلز جوش در حضور و عدم حضور هیدروژن

جدول ۴ نتایج حاصل از منحنی تنش کرنش نمونه فلز جوش در حضور و عدم حضور هیدروژن

محل شکست	درصد شکست نرم	$(A_0/A) Ln$	نسبت کاهش سطح مقطع	درصد ازدیاد طول تا زمان شکست	نسبت تسلیم	استحکام کششی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	نمونه فلز جوش
شیار	٪۳۷	۰/۶	۰/۵	٪۱۸	۰/۶	۸۳۰	۵۲۰	شاهد
شیار	٪۱۵	۰/۱	۰/۱	٪۱۳	۰/۸	۷۸۸	۶۰۳	شارژ شده

ترد بوده است. همچنین مطابق جدول ۴ درصد شکست نرم در نمونه شاهد ۶۰٪ بیشتر از نمونه شارژ شده است که نشان‌دهنده شکست ترد در حضور هیدروژن است. با توجه به نتایج به‌دست آمده از جدول ۴ و مطابق با شکل ۷، مقدار کاهش سطح مقطع در نمونه بدون هیدروژن ۵ برابر مقدار کاهش سطح مقطع در نمونه شارژ هیدروژن است. این بدین معناست که مدت زمان مقاومت در برابر شکستن نمونه شاهد بسیار بیشتر از نمونه شارژ هیدروژن است و لذا نمونه شاهد نرم شکسته است اما نمونه شارژ هیدروژن تردی بیشتری از خود نشان داده است. مقدار درصد ازدیاد طول تا زمان شکست و درصد کاهش سطح مقطع در نمونه‌های بدون شارژ بیشتر است که نشان‌دهنده گردنی شدن و نرم شدگی بیشتر است.

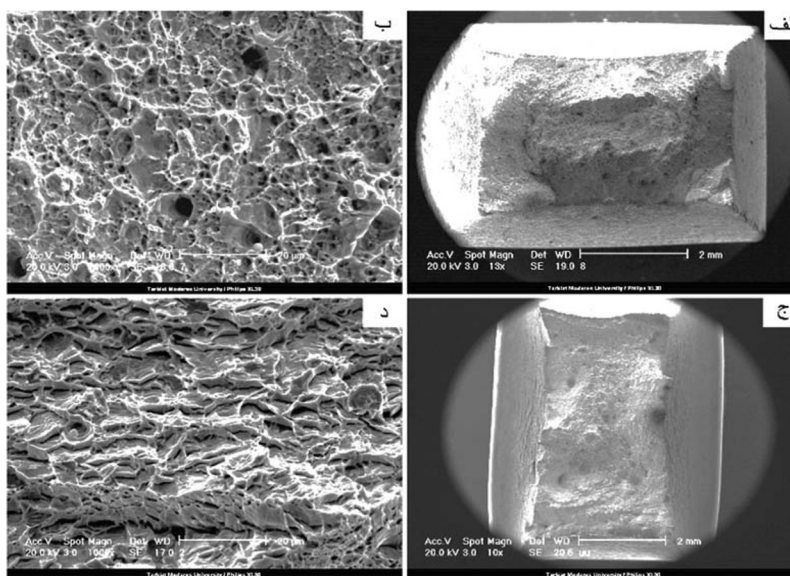
#### تأثیر هیدروژن بر میکروسختی فلز جوش

برای بررسی تأثیر هیدروژن بر خواص الاستوپلاستیک ماده ابتدا روش شارژ غیرمستقیم (مطابق موارد ذکر شده در روش کار) انتخاب شد. نتایج آزمون میکروسختی فلز جوش در دو حالت قبل و بعد از شارژ هیدروژن به روش غیرمستقیم در شکل ۸ نشان داده شده است.

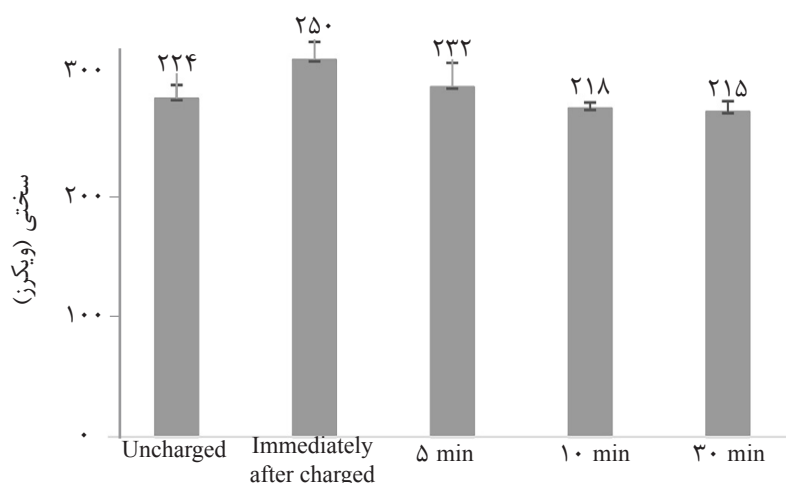
هیدروژن با نفوذ خود به حجم ماده، نابه‌جایی‌ها را به حرکت در می‌آورد و پلاستیسیته موضعی اتفاق می‌افتد. یعنی یک موضع بسیار کوچک تغییر فرم می‌دهد. هیدروژن می‌تواند مواضع زیادی را پلاستیسیته موضعی کند و در واقع مواضع زیادی در حالت میکرو متری دچار شکست و عیب می‌شود. پس در حالت ماکرو هیدروژن سبب تغییر فرم پلاستیک نخواهد شد و فقط سبب تغییر فرم موضعی می‌شود و نرم شدگی رخ نمی‌دهد. حاصل مواضع تغییر فرم یافته پلاستیکی میکرو و موضعی، سخت شدگی می‌شود [۱۸].

درصد شکست نرم با استفاده از نسبت سطح مورب شکست به سطح کل شکست توسط نرم‌افزارهای آنالیز تصاویر Image J، Dino Capture و تصاویر استروسکوپی به‌دست آمد که نتایج آن در جدول ۴ آورده شده است. مطابق شکل ۷، سطح مقطع شکست میکروسکوپی نمونه بدون شارژ (ب)، دارای حفرات زیادی است. در حالی که در نمونه شارژ شده (شکل ۷ د) در حالت میکروسکوپی، دارای خطوط رودخانه‌ای و سطوح صاف زیادتری نسبت به نمونه بدون شارژ است و حفرات کمتر دیده می‌شوند که می‌توان گفت شکست در حضور هیدروژن از نوع





شکل ۷ تصاویر SEM سطح شکست نمونه فلز جوش (الف) حالت ماکروسکوپی نمونه بدون شارژ، (ب) حالت میکروسکوپی نمونه بدون شارژ، (ج) حالت ماکروسکوپی نمونه شارژ شده، (د) حالت میکروسکوپی نمونه شارژ هیدروژن شده



نمونه فلز جوش

شکل ۸ نتایج آزمون میکروسختی نمونه فلز جوش در حضور هیدروژن به روش غیرمستقیم

میزان سختی افزایش یافته است و با گذشت زمان سختی کاهش یافته است که می‌توان به کاهش میزان هیدروژن درون ماده نسبت داد. چندین نظریه برای اثبات سختی در اثر شارژ هیدروژن شده است. هیدروژن درون ماده در روش الکتروشیمیایی بیشتر از سایر روش‌ها ذکر شده است که در این روش هیدروژن در دام‌های برگشت‌پذیر و برگشت‌ناپذیر ماده قرار می‌گیرد. دام‌ها علاوه بر این طبقه‌بندی، طبقه‌بندی دیگری نیز براساس قوی و ضعیف بودن دارند که اولویت

مطابق نتایج نشان داده شده در شکل ۸ و سوابق پژوهش در فلز پایه [۱۰]، فلز جوش دارای سختی بیشتری نسبت به فلز پایه است. نتایج نشان می‌دهد در حالت شاهد (عدم حضور هیدروژن)، سختی فلز جوش به‌طور میانگین ۹٪ و در حضور هیدروژن حدود ۱۲٪ بیشتر از سختی فلز پایه بوده است. فلز جوش ۱۲٪ افزایش سختی در اثر شارژ هیدروژن داشته است. مطالعات اخیر نیز از افزایش سختی در اثر شارژ هیدروژن خبر داده‌اند [۳ و ۱۰]. مشاهده می‌شود بلافاصله بعد از شارژ هیدروژنی

مستقیم با محلول قرار گرفت. مطابق نتایج به دست آمده، در روش شارژ هیدروژن مستقیم، سختی به میزان ۸٪ افزایش داشته است. در شارژ هیدروژن به روش غیرمستقیم، سختی با گذر زمان کاهش یافته است که به کاهش مقدار هیدروژن و خروج هیدروژن از ماده بر می‌گردد. در شارژ هیدروژن به روش مستقیم نیز سختی با گذر زمان کاهش می‌یابد اما در مواردی نیز این قانون رعایت نشده است. دلیل کاهش می‌تواند به کاهش مقدار هیدروژن مربوط باشد اما نمی‌توان از اثر تخلخل و تورق سطحی و زیرسطحی حاصل از شارژ مستقیم هیدروژن به آسانی گذشت و این دلیل نیز می‌تواند تاثیرگذار باشد. یکی از مباحث مطرح شده در این بخش، عیوب ایجاد شده بر روی سطح مورد ارزیابی در آزمون میکروسختی است. در اثر شارژ هیدروژن حفرات<sup>۱</sup> ریز و پاشیدگی سطح در نقاط اطراف اثر فرورونده ایجاد می‌شود. مطالعات نشان می‌دهند در اطراف اثر فرورونده، نواحی سخت شده وجود دارد و در عمق نیز تا ضخامت بسیار کمی این نواحی سخت شده مشاهده شده است. عمق نواحی سخت شده با افزایش دانسیته جریان و یا مدت زمان شارژ هیدروژنی افزایش می‌یابد. همچنین با افزایش دانسیته جریان و مدت زمان شارژ هیدروژنی میزان سختی افزایش یافته است [۱۹ و ۲۰]. با توجه به مستندات فوق، می‌توان نتیجه گرفت عیوب هیدروژنی بر نتایج آزمون میکروسختی تاثیر دارند و اثر هیدروژن بر خواص الاستوپلاستیک ماده بر اثر عیوب هیدروژنی موجود در ماده همپوشانی دارد.

### نتیجه‌گیری

۱- ریزساختار فلز جوش فریت شامل بخش زیادی فریت سوزنی است. همچنین دارای فریت چندوجهی و شبه چندوجهی، پرلیت و مقداری بینیت است.

هیدروژن قرارگیری در دام‌های قوی و سپس دام‌های ضعیف است. اتم‌های هیدروژن محلول به‌عنوان مکان‌های قفل شدگی نابه‌جایی در سطح عمل می‌کنند که سبب کار سختی خواهند شد. یکی از دام‌های ضعیف مطرح، نابه‌جایی است که اتم‌های هیدروژن ناگزیر به سمت آنها متمایل شده و اتمسفری از هیدروژن در اطراف نابه‌جایی‌ها ایجاد می‌کنند و سبب قفل شدن نابه‌جایی‌ها و در نهایت افزایش تنش لازم برای تغییر فرم پلاستیکی می‌شود. حاصل این فرآیند، سخت شدن است [۱۹].

افزایش سختی در نمونه فلز جوش مطابق شکل ۸ تنها بلافاصله پس از شارژ هیدروژن قابل مشاهده است. سختی با گذشت ۵ min از زمان شارژ افزایش داشته است و پس از آن دچار افت شده است و به مقدار اولیه پیش از شارژ می‌رسد. از طرفی در آزمون کشش، زمانی صرف آماده‌سازی دستگاه، بستن نمونه در فک و شروع آزمون می‌شود. بنابراین در این آزمون نمی‌توان اثرات اولیه حضور هیدروژن در حالت اشباع که از جمله افزایش سختی است، در استحکام نهایی مشاهده کرد و تغییرات در استحکام نهایی چندان محسوس نیست. طبق نتایج این پژوهش و نتایج به‌دست آمده در پژوهش‌های مرجع ۳ و ۱۰، سختی در حضور هیدروژن با گذر زمان کاهش می‌یابد. اما اینکه الزاماً سختی بالاتر یا پایین‌تر از مقدار اولیه یا برابر باشد تثبیت نشد. همچنین با توجه به Error bar، لزوماً سختی بعد از مدت زمان زیاد از شارژ تقریباً برابر با سختی پیش از شارژ به‌دست آمد. در گزارش‌ها نتایج متفاوتی آمده است که نشان می‌دهد این تغییرات به عوامل آزمایش، شرایط دستگاه و سایر عوامل بستگی دارد. جهت بررسی دقیق‌تر اثر هیدروژن بر خواص الاستوپلاستیک ماده و تاثیر هیدروژن بر سختی، آزمون میکروسختی تحت شارژ هیدروژن مستقیم انجام شد. در این مرحله سطح مورد نظر برای آزمون میکروسختی در تماس

شارژ هیدروژن گویای شکست نرم نمونه بدون شارژ و شکست ترد در نمونه شارژ شده است. ۴- حضور هیدروژن باعث افزایش سختی نمونه فلز جوش به میزان ۱۲٪ در روش شارژ هیدروژن غیرمستقیم و ۸٪ در روش شارژ هیدروژن مستقیم است. با گذر زمان مشاهده شد میزان سختی کاهش یافت که علت آن کاهش میزان هیدروژن موجود در نمونه است. عیوب سطحی و پاشیدگی سطح در روش شارژ مستقیم بر میزان سختی به دست آمده در این حالت تاثیرگذار است.

### تشکر و قدردانی

نویسندگان این مقاله صمیمانه از شرکت صنعتی آما به دلیل فراهم آوردن الکترودهای جوشکاری و بابت تهیه نمونه‌های مورد نیاز سپاس‌گزارند.

به دلیل وجود فریت سوزنی زیاد و فضای مناسب برای نفوذ هیدروژن، این ریزساختار دارای مقدار هیدروژن زیادی است که در این پژوهش  $1/5 \times 10^{-6} \text{ mol/cm}^3$  گزارش شد.

۲- در حضور هیدروژن، مقدار تنش تسلیم ۱۶٪ افزایش داشت که نشان‌دهنده سخت شدگی است. ۳- با توجه به سطح مقطع شکست در حالت ماکرو، نمونه شارژ شده نسبت به نمونه بدون شارژ، ۶۰٪ شکست نرم کمتر داشت. همچنین درصد ازدیاد طول تا زمان شکست نیز در حضور هیدروژن ۲۸٪ کاهش داشت که نشان‌دهنده شکست ترد در نمونه شارژ هیدروژن است. وجود خطوط صاف و رودخانه ای زیاد در سطح مقطع شکست نمونه شارژ هیدروژن در حالت میکروسکوپی و وجود حفرات ریز و درشت زیاد در سطح مقطع شکست نمونه بدون

### مراجع

- [۱]. رمضان خانی ع.، "جوشکاری خطوط لوله"، انتشارات قرن، تهران ۱۳۹۱.
- [2]. Stroe M., "Hydrogen Embrittlement of Ferrous Materials", 2006.
- [3]. Latifi A., Miresmaeili R. and Abdollah Zadeh A., "The mutual effects of hydrogen and microstructure on hardness and impact energy of SMA welds in X65 steel," Materials Science and Engineering A, Vol. 679, No. 2, January 2017.
- [4]. Ballesteros A., Ponciano J. and Bott I., "Study of the susceptibility of AP5L X80 girth welds to sulfide stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement," 8<sup>th</sup> International Pipeline Conference IPC2010.
- [5]. Hardie D., Charles E. A. and Lopez A. H., "Hydrogen embrittlement of high strength pipeline steels," Corrosion Science, Vol. 48, pp. 4378–4385, 2006.
- [6]. Du X. S., Cao W. B., Wang C. D., Li S. J., Zhao J. Y. and Sun Y. F., "Effect of microstructures and inclusions on hydrogen-induced cracking and blistering of A537 steel," Materials Science and Engineering A 642, pp. 181–186, 2015.
- [7]. Birnbaum K., "Mechanisms of hydrogen related fracture of metals," Technical Report, pp. 1-18, 1989.
- [8]. Miresmaeili R., Liu L. and Kanayama H., "A possible explanation for the contradictory results of hydrogen effects on macroscopic deformation," Int. J. Press. Vessel. Pip. 99–100, pp. 34–43, 2012.
- [9]. Bridgman P. W., "Studies in large plastic flow and fracture", McGraw-Hill New York, 1952.
- [10]. Khatib Zadeh Davani R. and Miresmaeili R., Soltanmohammadi M., "Effect of thermomechanical parameters on mechanical properties of base metal and heat affected zone of X65 pipeline steel in the presence of hydrogen,"

Materials Science and Engineering A, Vol. 718, pp. 135-146, 2018.

[11]. Lunarska E., Ososkov Y. and Jagodzinsky Y., "Correlation between critical hydrogen concentration and hydrogen damage of pipeline steel," International Journal of Hydrogen Energy, Vol. 22, No. 2-3, pp. 279-284, 1997.

[12]. Ghomashchi R., Costin W. and Kurji R., "Evolution of weld metal microstructure in shielded metal arc welding of X70 HSLA steel with cellulosic electrodes: A case study," Materials Characterization, Vol. 107, pp. 317-326, 2015.

[13]. Koh S., Lee J., Yang B. and Kim K., "Effect of Molybdenum and Chromium Addition on the Susceptibility to Sulfide Stress Cracking of High-Strength, Low-Alloy Steels," Corrosion, Vol. 63, pp. 220-230, 2007.

[14]. Zhao Y., Seok M. Y., Choi I. C., Lee Y. H. and Park S. J., Ramamurty U., Suh J.Y., Jang J.i., "The role of hydrogen in hardening/softening steel: Influence of the charging process," Scripta Materialia, Vol. 107: pp. 46-49, 2015.

[15]. Jia H. A., Hung M. Richard H., Gangloff P. J. and Scully R., "Hydrogen diffusion and trapping in a precipitation-hardened nickel-copper-aluminum alloy Monel K-500 (UNS N05500)," Acta Materialia, Vol. 61, pp. 3186-3199, 2013.

[16]. Kong J., Zhen L., Guo B., Li P., Wang A. and Xie C., "Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel," Material Design, Vol. 25 :pp. 723-728, 2004.

[17]. Chu W. Y., Qiao L. J., Li J. X., Su Y. J., Yan Y., Bai Y., Ren X. C. and Huang H. Y., "Fatigue crack growth acceleration caused by irreversible hydrogen desorption in high-strength steel and its mechanical condition," Materials Science and Engineering, Vol. 528, pp. 7729-7738, 2011.

[18]. Robertson I. M., Birnbaum H. K., Sofronis P: Chapter 91 Hydrogen Effects on Plasticity. In: Dislocations in Solids. Edited by Hirth JP, Kubin L, Vol. 15, pp. 249-293, 2009.

[19]. Salman A. and Duheisat A., "An Investigation of Mechanical Degradation of Pure Copper by Hydrogen," Contemporary Engineering Sciences, Vol. 7, No. 4, pp. 165 – 178, 2014.

[20]. Kim S. S., Lee E. W. and Shin K. S., "Effect of cathodic hydrogen charging on tensile properties of 2090 AL-LI alloy," Vol. 22, pp. 1831-1834, 1988.



## Petroleum Research

Petroleum Research 2019 (April-May), Vol. 29, No. 104, 1-7

DOI: 10.22078/pr.2018.3343.2535

# Effect of Hydrogen on Mechanical Properties of Pipeline Steel Weld Metal

Reza Khatib Zadeh Davani<sup>1</sup>, Reza Miresmaeili\*<sup>1</sup> and Mohammadreza Soltanmohammadi<sup>2</sup>

1. Department of Materials Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran

2. Enghelab Technical College, Technical and Vocational University, Tehran, Iran

miresmaeili@modares.ac.ir

DOI: 10.22078/pr.2018.3343.2535

Received: June/01/2018

Accepted: October/21/2018

## INTRODUCTION

According to the long distance and preventing leak of liquids in pipelines, pipelines have to connect together by welding and make sure that welds are without fault [1]. In pipelines, considering the lightness and smallness of hydrogen, it can penetrate through the surface and volume of the material and place in high-energy traps, interfaces, and reversible or irreversible traps. The acicular ferrite microstructure, with its reversible and weak traps of hydrogen, such as dislocation accumulations, traps more hydrogen atoms and shows higher hydrogen concentrations than other microstructures [2-5]. Latifi et al. [3] investigated the effect of the weld metal and the base metal microstructure on the content of hydrogen diffusion. The most diffusive hydrogen was related to a weld metal with an acicular ferritic microstructure and the lowest diffusive hydrogen in base metal was obtained by ferritic matrix microstructure and pearlite / bainite

bands. Ballesteros et al. [4] evaluated mechanical properties of X80 pipeline weld metal by 8018G electrode and find that reduction of ductility in Sodium thiosulfate environment by decreasing PH, happened with higher hydrogen production rate and risk of creating cracks. Dong et al. [6] in his studies investigate effect of hydrogen in damage mechanisms and found that by increasing material's strength, the resistance to hydrogen assisted-cracking reduced. Birnbaum [7] at first by precise fracture analysis, suggested that the hydrogen embrittlement of materials was related to the increase of localized plasticity in the crack tip. Because of creating the plasticity on crack tip in lower stress than stress required for deformation in other places, fracture happens without macroscopic deformation; as such, it is nominated as hydrogen embrittlement. Miresmaeili et al [8]. proposed an explanation for softening and hardening of material by

hydrogen. They discovered that softening and hardening of material is under the influence of the critical shear stress due to the dislocation slip that depends on the hydrogen content.

## EXPERIMENTAL PROCEDURE

### WELDING PROCESS

Welding process carried out with rectifier (KEMPPPI). The 8018G electrode dried in furnace for 1-2 hours. The welding was carried out in flat position and butt joint design and single V-groove joint with a 38-degree angle (Single V). Interpass temperature was considered to be 200 °C. After the welding process, the samples prepared for PWHT (post weld heat treatment). They reached 600 °C for 4 hours, 2 hours remained at this temperature, and then reached ambient temperature for 4 hours.

## SAMPLE PREPARATION

### TENSILE SAMPLE

Tensile samples prepared by wire cut according to Figure 1. The notch created in weld metal was for generating stress concentration and triaxiality in weld metal [9].

### MICROHARDNESS SAMPLE

The surface of the microhardness test samples, polished with distilled water, detergent solution and Alumina powder (0.3µm) and finally micro-etched by Nital solution.

### HYDROGEN PRE-CHARGING PROCESS

Hydrogen charging was performed by 1 normal sulfuric acid solution with 0.25 g/l arsenic trioxide (for preventing accumulation of hydrogen atoms) at room temperature. Electrochemical hydrogen charging carried out at room temperature for 12 h using a 5 mA/cm<sup>2</sup> current density.

### TENSILE TEST

The samples were first tested in uncharged (reference) state. Then, to evaluate the effect of hydrogen on their tensile properties, they were placed in the electrochemical cell of hydrogen charging. A tensile test was carried out using a SANTAM machine with a capacity of 100 tons with an extensometer with the speed of 1 mm / min. After the test, the fracture surface of uncharged and charged samples were examined using the SEM (Philips XL30) to evaluate the fracture surfaces.

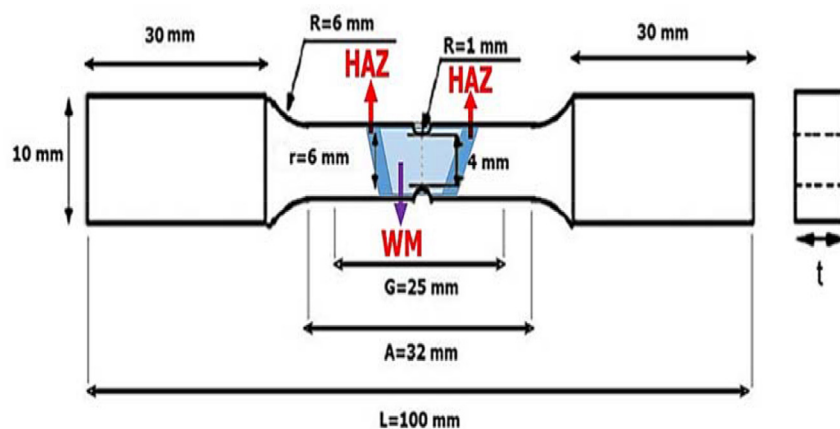


Figure 1: The notched tensile sample of weld metal.

### MICROHARDNESS TEST

Microhardness test of the Vickers method was performed with a load of 500 g and 15 seconds of loading time. The hardness of the samples charged was measured immediately after the charging time and at a time interval of 5 minutes, 10 minutes and 30 minutes after charging.

### MEASUREMENT OF DIFFUSIVE HYDROGEN

This test was performed using EG & G Model 273A and three electrodes. The sample was immediately assembled on hydrogen de-charging cell as working electrode. The saturated Calomel electrode acts as a reference electrode and Platinum electrode acts as a counter electrode. A constant anodic potential (+168 mV (SCE)) was applied for 1800s ( $\tau_{dis}$ ) and curve of polarization current versus time was obtained. Hydrogen content (CH) was calculated through Eq. (1) and the area between two curves (QH abs). In Eq. (1), units are mentioned in parentheses and z is number of electron contributing to the reaction (in this case, z=1), F is Faraday's constant (F= 96,487 C mol<sup>-1</sup>) and v is the effective volume which may be obtained from multiplication of exposed surface by thickness of sample [10].

$$C_H = \frac{Q}{zFv} \quad (1)$$

## RESULTS AND DISCUSSION

### WELD METAL MICROSTRUCTURE

Figure 2 shows the weld metal microstructure. According to Figure 2, some acicular ferrite phase accumulated in different regions and some veins appears between them that includes polygonal and quasi-polygonal ferrite. Also these veins nominates as Ferrite vein [11]. Because of some acicular ferrite in weld metal microstructure, it has sufficient mechanical properties. Small grain size in weld metal has a great role in strength

properties improvement. Also percentage of hard phases (including bainite and pearlite) improves strength properties.

Figure 3 illustrates the current polarization curve. According to Eq.1, the amount of diffusive hydrogen in weld metal using Figure 3, is measured as 1.5E-06 mol/cm<sup>3</sup>.

The major weld metal microstructure is acicular ferrite. The amount of hydrogen trapping in acicular ferrite is more than amount in ferrite-pearlite banded/bainite microstructure, but has lower sensitivity to hydrogen cracks [12]. Microstructure traps has major role in hydrogen diffusion. The concentration of hydrogen diffusion is related to strong reversible traps such as precipitations, pearlite/ferrite interface or ferrite/cementite interface [13-14]. Traps such as voids, grain boundaries (with large angles), dislocations, inclusion and precipitation cause hydrogen accumulation in the material and form hydrogen molecules which finally lead to defects [15-16]. HIC appear in some region that hydrogen blisters appears. Voids create in interfaces between non-metallic and metal lattice due to the difference in thermal expansion coefficient and hydrogen enters these traps. Hydrogen sometimes move through ferrite lath, grain boundaries and interfaces [6, 12]. The smaller the grain, the higher the hydrogen content will be due to more trapping.

### EVALUATE THE STRENGTH PROPERTIES OF WELD METAL IN THE PRESENCE OF HYDROGEN

Figure 4 shows tensile curve of weld metal. All samples fractured from notched and in gage length due to triaxiality and stress concentration.

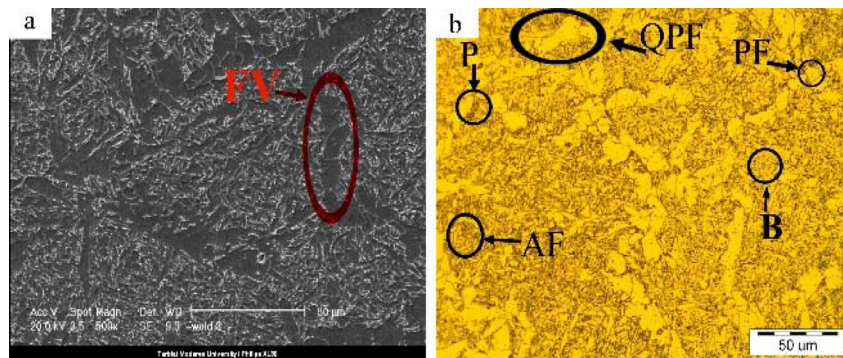


Figure 2: weld metal microstructure obtained by a) optical microscopic b) SEM.

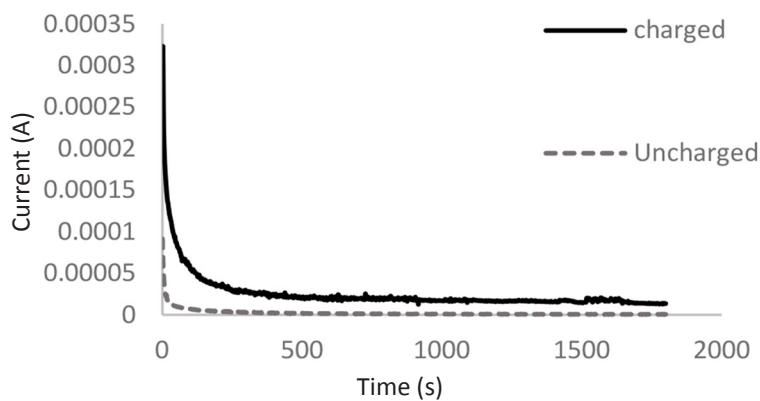


Figure 3: Current-time curves of weld metal before and after hydrogen charging.

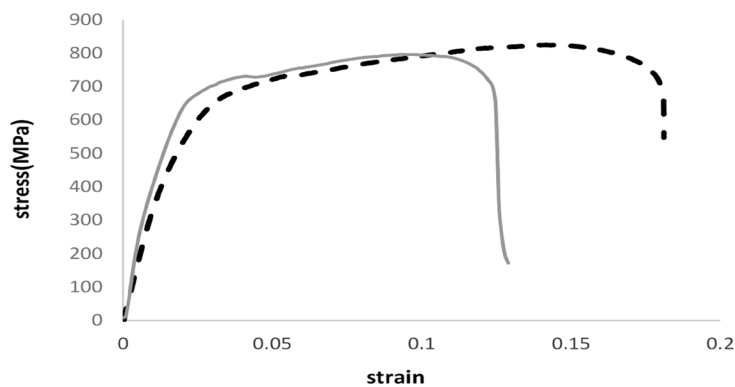


Figure 4: stress-strain curve of weld metal in charged (solid line and uncharged sample (dashed line).

Notch can increase triaxiality and another reason for increasing strength properties of weld metal is due to the strengthening phenomenon due to notch. After hydrogen charging, UTS decreased by 5%, yield strength increased by 16% which indicates hardening in the presence of hydrogen. By hydrogen diffusion, dislocations move and cause local plasticity. Hydrogen promotes

localized plasticity in some regions and in micro-scale, so they are fractured locally, but in macro-scale plastic deformation and as a result softening does not happen. These phenomena lead to hardening.

According to Figure 5, microscopic fracture cross-section of uncharged sample (b) has a lot of dimple and fine voids. But in charged sample (d)

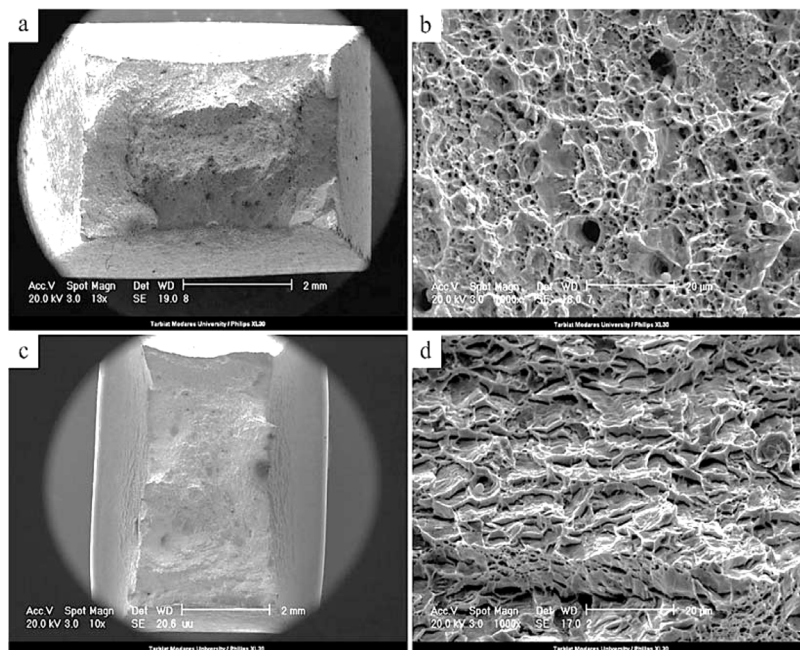


in microscopic mode, there are more flat surfaces and river marks, which indicate a brittle fracture. Due to the charge of hydrogen, the ductile fracture percentage of all base metal samples was reduced by an average of 60% which indicates brittle fracture. The higher amount of elongation and reduction of cross section area in uncharged samples indicate softening and more necking than charged samples.

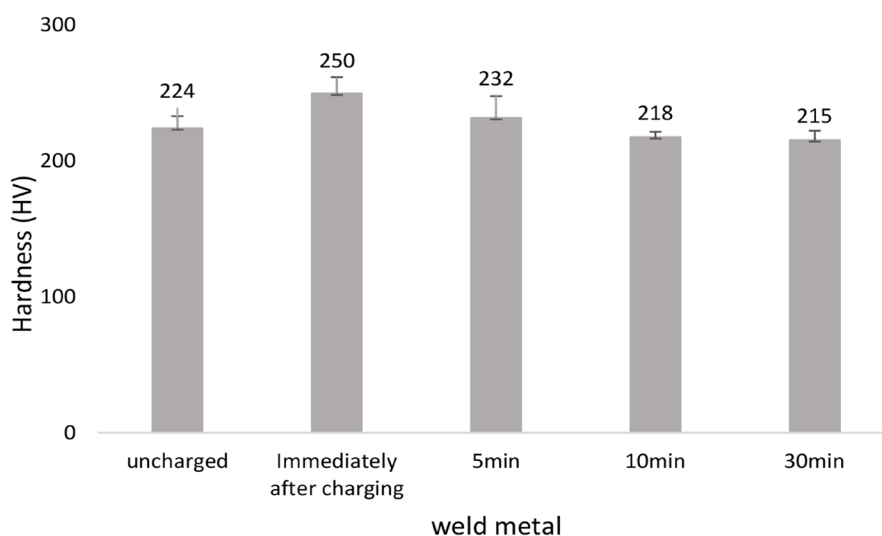
### EFFECT OF HYDROGEN ON WELD METAL MICROHARDNESS

The results of weld metal microhardness in both charged and uncharged samples in indirect mode shows in Figure 6. The hardness of weld metal in the presence of hydrogen increased by 12%.

Recent studies reported that hydrogen lead to hardness increasing [3, 10]. Immediately after charging, the hardness increased, while after that, the hardness decreases, which has a direct relation with reducing the amount of hydrogen in the material. Hydrogen prefer to diffuse in strong traps, then go into weak traps because of no empty place. Hydrogen atoms acts as a locked dislocation traps on the surface which indicates hardening. One of the weak traps is dislocation that hydrogen atoms inevitably lean towards them and produce hydrogen atmosphere around dislocations, so dislocations are pinned and the stress for plastic deformation increases. This phenomenon is called hardening [17].



**Figure 5:** SEM photos of weld metal samples fracture a) uncharged macroscopic mode, b) uncharged microscopic mode, c) charged macroscopic mode, and d) charged microscopic mode.



**Figure 6:** results of weld metal microhardness in the presence of hydrogen in indirect charging.

## CONCLUSIONS

1. According to the microstructure of weld metal, some acicular ferrite phase accumulated in different regions. Also there are some polygonal and quasi-polygonal ferrite, bainite and pearlite phases. Because of existence of some acicular ferrite and sufficient trap in this phase, the amount of hydrogen diffusive is more than others. The amount of diffusive hydrogen in weld metal is measured as  $1.5E-06 \text{ mol/cm}^3$ .
2. In the presence of hydrogen, yield strength increased by 16% indicating hardening. Hydrogen diffuses and causes localized plasticity, but plastic deformation does not happen in macroscopic scale which indicates brittleness.
3. According to the results of fractured cross-section, uncharged sample has a lot of dimples and fine voids. But in charged sample, there are more flat surfaces and river marks, which indicate a brittle fracture.
4. In the presence of hydrogen, weld metal microhardness increased by 12% in indirect

hydrogen charging.

## REFERENCES

- [1] RamezanKhani A., "Pipe line welding," Gharn Publication, Tehran, 2012. (In Persian)
- [2]. Stroe M., "Hydrogen Embrittlement of Ferrous Materials", 2006.
- [3]. Latifi A., Miresmaeili R. and Abdollah Zadeh A., "The mutual effects of hydrogen and microstructure on hardness and impact energy of SMA welds in X65 steel," Materials Science and Engineering A, Vol. 679, 2 January 2017.
- [4]. Ballesteros A., Ponciano J. and Bott I., "Study of the susceptibility of AP5L X80 girth welds to sulfide stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement," 8<sup>th</sup> International Pipeline Conference IPC2010.
- [5]. Hardie D., Charles E. A. and Lopez A. H., "Hydrogen embrittlement of high strength pipeline steels," Corrosion Science, Vol. 48 , pp. 4378–4385, 2006.

- [6]. Du X.S., Cao W.B., Wang C.D., Li S.J., Zhao J.Y., Sun Y.F., "Effect of microstructures and inclusions on hydrogen-induced cracking and blistering of A537 steel," *Materials Science and Engineering A* 642, pp. 181–186, 2015.
- [7]. Birnbaum K., "Mechanisms of hydrogen related fracture of metals," Technical Report, 1989.
- [8]. Miresmaeili R., Liu L., Kanayama H., "A possible explanation for the contradictory results of hydrogen effects on macroscopic deformation," *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 99–100, pp. 34–43, 2012.
- [9]. Bridgman P. W., *Studies in large plastic flow and fracture*, McGraw-Hill New York, 1952.
- [10]. Khatib Zadeh Davani R., Miresmaeili R., Soltanmohammadi M., "Effect of thermomechanical parameters on mechanical properties of base metal and heat affected zone of X65 pipeline steel in the presence of hydrogen," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 718, pp. 135-146, 2018.
- [11]. Lunarska E., Ososkov Y., Jagodzinsky Y., "Correlation between critical hydrogen concentration and hydrogen damage of pipeline steel," *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 22, No. 2–3, pp. 279-284, 1997.
- [12]. Ghomashchi R., Costin W., Kurji R., "Evolution of weld metal microstructure in shielded metal arc welding of X70 HSLA steel with cellulosic electrodes: A case study," *Materials Characterization*, Vol. 107, pp. 317–326, 2015.
- [13]. Koh S., Lee J., Yang B., Kim K., "Effect of Molybdenum and Chromium Addition on the Susceptibility to Sulfide Stress Cracking of High-Strength, Low-Alloy Steels," *Corrosion*, Vol. 63, pp. 220-230, 2007.
- [14]. Zhao Y., Seok M.Y., Choi I.C., Lee Y.H., Park S.J., Ramamurty U., Suh J.Y., Jang J.i., "The role of hydrogen in hardening/softening steel: Influence of the charging process," *Scripta Materialia*, Vol. 107: pp. 46-49, 2015.
- [15]. Jia H. A., Hung M. Richard H., Gangloff P. J., Scully R., "Hydrogen diffusion and trapping in a precipitation-hardened nickel–copper–aluminum alloy Monel K-500 (UNS N05500)," *Acta Materialia*, Vol. 61, pp. 3186–3199, 2013.
- [16]. Kong J., Zhen L., Guo B., Li P., Wang A., Xie C., "Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel," *Material Design*, Vol. 25 :pp. 723-8, 2004.
- [17]. Chu W.Y., Qiao L.J., Li J.X., Su Y.J., Yan Y., Bai Y., Ren X.C., Huang H.Y., "Fatigue crack growth acceleration caused by irreversible hydrogen desorption in high-strength steel and its mechanical condition," *Materials Science and Engineering*, Vol. 528, pp. 7729–7738, 2011.