



سازوکارهای تغییر شکل فولادهای استحکام بالای پیشرفته در حضور هیدروژن

بنیامین امانی راد، رضا میراسمعیلی

دانشجوی کارشناسی ارشد، بخش مواد دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس

دانشیار دانشگاه تربیت مدرس

چکیده

هیدروژن به عنوان یک انرژی جایگزین مورد استفاده در در آینده مورد توجه قرار گرفته است. خواص مکانیکی طیف وسیعی از فولادها در محیطهای هیدروژنی برای کمک به توسعه ی زیرساختهای ایمن و مناسب برای کاربردهایی براساس هیدروژن مورد بررسی قرار گرفته است. تردی هیدروژنی، پدیده ای ناشی از برهم کنش هیدروژن فلزی است و به وفور اثبات شده است که سبب افت شدید خواص مکانیکی و کاهش مقاومت به شکست می شود. این پدیده در فولادهای با استحکام بالا بسیار شناخته شده است. اثر تردی این است که ماده به طور فاجعه باری کمتر از استحکام یا تنش مطلوب خود دچار شکست می شود. همچنین ضرورت استفاده از فولادهای پیشرفته با استحکام بالا در صنعت انرژی هیدروژن مورد بحث و بررسی قرار گرفته است. در این نوشتار سعی شده است اثر تغییر شکل بر فولادهای استحکام بالای پیشرفته در حضور هیدروژن به منظور شناسایی فولادی با بهترین خواص مکانیکی و فیزیکی در برابر تردی هیدروژنی بررسی شود.

واژگان کلیدی: تردی هیدروژنی، تغییر شکل، خواص مکانیکی، فولادهای استحکام بالای پیشرفته، انرژی هیدروژن.

مقدمه

فولادهای پیشرفته با استحکام بالا (AHSS)^۱ به دلیل نسبت استثنایی استحکام به وزن و ویژگی‌های عملکردی بهبود یافته به عنوان مواد حیاتی در صنایع مختلف از جمله خودروسازی، هوافضا و ساخت‌وساز ظاهر شده‌اند. با این حال، حضور هیدروژن می‌تواند به طور قابل توجهی بر سازوکارهای تغییر شکل و خواص مکانیکی AHSS تأثیر بگذارد و منجر به چالش‌ها و نگرانی‌های بالقوه شود. درک سازوکارهای تغییر شکل AHSS در حضور هیدروژن برای طراحی سازه‌ها و اجزای ایمن و قابل اعتماد حیاتی است. تردی هیدروژن زمانی رخ می‌دهد که اتم‌های هیدروژن در ریزساختار فلز منتشر می‌شوند و یکپارچگی مکانیکی آن را به خطر می‌اندازند و منجر به شکست زودرس تحت تنش می‌شوند. در مورد AHSS، که در حال حاضر دارای ریزساختارهای پیچیده و فازهای متعدد است، حضور هیدروژن عوارض اضافی در سازوکارهای تغییر شکل ایجاد می‌کند.

یکی از سازوکارهای تغییر شکل اولیه در AHSS حرکت نابجایی است که در آن نابجایی‌ها - نقص در شبکه کریستالی - تحت تنش اعمال شده حرکت می‌کنند و تغییر شکل پلاستیک را تطبیق می‌دهند. با این حال، حضور هیدروژن می‌تواند رفتار نابجایی در AHSS را تغییر دهد. اتم‌های هیدروژن می‌توانند با نابجایی‌ها تعامل داشته باشند و باعث جلوگیری از حرکت آن‌ها و افزایش غلظت کرنش موضعی شوند. این می‌تواند منجر به کاهش شکل‌پذیری، افزایش حساسیت به تغییر شکل موضعی و در نهایت شکست زودرس شود.

یکی دیگر از سازوکارهای تغییر شکل قابل توجه تحت تأثیر هیدروژن در AHSS، تبدیل فاز است. AHSS اغلب از فازهای مختلفی مانند فریت، آستنیت، مارتنزیت و بینیت تشکیل شده است که هر کدام دارای خواص مکانیکی متمایز هستند. هیدروژن می‌تواند بر سینتیک و میزان تبدیل فاز تأثیر بگذارد و واکنش ماده به تغییر شکل را تغییر دهد. به عنوان مثال، هیدروژن می‌تواند به شکل‌گیری فازهای شکننده کمک کند یا تردی موضعی مناطق ریزساختاری خاص را افزایش دهد که منجر به شروع و انتشار ترک می‌شود. علاوه بر این، پلاستیسیته موضعی تقویت شده با هیدروژن (HELP)^۲ یک سازوکار تغییر شکل خاص برای AHSS در حضور هیدروژن است. HELP شامل کرنش موضعی و تشکیل حفره‌های ریز یا حفره‌های نانومقیاس در امتداد صفحات کریستالوگرافی خاص است، جایی که هیدروژن تجمع می‌کند. وجود هیدروژن در این مکان‌ها باعث تغییر شکل پلاستیک می‌شود و می‌تواند از طریق سازوکارهایی مانند ترک‌خوردگی ناشی از هیدروژن یا تردی بین دانه‌های ناشی از هیدروژن منجر به شکست زودرس شود. برای کاهش اثرات مضر هیدروژن بر سازوکارهای تغییر شکل AHSS، روش‌های مختلفی استفاده می‌شود. اینها شامل روش‌های کاهش هیدروژن مانند پوشش‌های سطحی، حفاظت کاتدی یا استفاده از آلیاژهای مقاوم در برابر هیدروژن است. علاوه بر این، محققان در حال بررسی سازوکارهای به دام انداختن هیدروژن و اثرات ویژگی‌های ریزساختاری، ترکیب آلیاژ و پارامترهای پردازش برای بهبود مقاومت AHSS در برابر تغییر شکل و تردی ناشی از هیدروژن هستند. در نتیجه، سازوکارهای تغییر شکل AHSS در حضور هیدروژن پیچیده و چند وجهی هستند. فعل و انفعالات بین هیدروژن و نابجایی، تبدیل فاز، و ظهور HELP به طور قابل توجهی بر رفتار مکانیکی و یکپارچگی AHSS تأثیر می‌گذارد. توسعه یک درک جامع از این مکانیسم‌های تغییر شکل برای پیشبرد طراحی و کاربرد AHSS در محیط‌های غنی از هیدروژن، حصول اطمینان از توسعه ساختارها و اجزای ایمن و قابل اعتماد بسیار مهم است. نابجایی‌ها نقش مهمی در تغییر

¹ Advanced High-Strength Steel² hydrogen-enhanced local plasticity

شکل پلاستیکی فلزات از جمله AHSS دارند. با این حال، وجود هیدروژن برهمکنش بین نابیایی‌ها و حرکت آنها را تغییر می‌دهد. اتم‌های هیدروژن می‌توانند در هسته‌های نابیایی جدا شوند و از سر خوردن آن‌ها جلوگیری کرده و مقاومت آن‌ها را در برابر حرکت افزایش دهند. این منجر به کاهش شکل‌پذیری و افزایش حساسیت به ترک خوردگی ناشی از هیدروژن می‌شود. هیدروژن همچنین تشکیل شبکه‌های نابیایی متحرک را ترویج می‌کند، که باعث کرنش موضعی می‌شود و منجر به تغییر شکل پلاستیک موضعی می‌شود.

AHSSها اغلب تحت دگرگونی‌های فازی مانند تبدیل از آستنیت به مارتنزیت در طول کوئنچ قرار می‌گیرند. هیدروژن بر سینتیک و میزان این دگرگونی‌ها تأثیر می‌گذارد که می‌تواند بر رفتار تغییر شکل تأثیر بگذارد. در برخی موارد، هیدروژن می‌تواند به تشکیل فازهای شکننده کمک کند یا تردی نواحی ریزساختاری خاصی را افزایش دهد. این می‌تواند منجر به کاهش چقرمگی، افزایش حساسیت به ترک خوردگی و تغییر در پاسخ تغییر شکل شود.

یکی از نگران‌کننده‌ترین پیامدهای هیدروژن در AHSS، ترک خوردگی ناشی از هیدروژن است. این پیامد زمانی اتفاق می‌افتد که ترکیب حضور هیدروژن و تنش اعمالی منجر به شروع و انتشار ترک شود. هیدروژن می‌تواند مواد را ترد کند و چقرمگی شکست آن را کاهش دهد و آن را مستعد ترک خوردن کند. ترک‌ها می‌توانند از طریق سازوکارهای مختلفی از جمله جداشدگی با هیدروژن، برش ناشی از هیدروژن، یا جوانه زنی و رشد حباب‌های هیدروژن در مرزهای دانه منتشر شوند. برای مقابله با چالش‌های ناشی از هیدروژن در AHSS، محققان و مهندسان در حال کار بر روی چندین استراتژی از جمله به دام انداختن هیدروژن به منظور یافتن مکان‌های به دام انداختن درون ماده برای گرفتن و بی حرکت کردن اتم‌های هیدروژن، جلوگیری از انتشار و تجمع آنها در مکان‌های بحرانی هستند. اصلاح ترکیب آلیاژ برای افزایش مقاومت در برابر تردی هیدروژن، از جمله افزودن عناصر آلیاژی که می‌توانند هیدریدهای پایدار تشکیل دهند یا ریزساختار را در برابر تغییر شکل ناشی از هیدروژن تقویت کنند. اجرای فرآیندهایی مانند تصفیه هیدروژن، عملیات حرارتی یا تغییر شکل مکانیکی برای حذف یا کاهش محتوای هیدروژن در AHSS از تکنیک‌های حذف هیدروژن است.

روش تحقیق

۱-۱- سازوکارهای تغییر شکل فولادهای دوفازی (DP)

در مطالعه ای لویدل و کولک^۳ اثر هیدروژن را در خواص مکانیکی فولادهای DP مختلف مانند DP ۱۰۰۰ و DP ۱۲۰۰ توضیح دادند. آنها در طول بررسی دریافته‌اند که استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی به دلیل اثر هیدروژن تغییر قابل‌توجهی نداشته است. اما شکل‌پذیری مواد به طور قابل‌توجهی تغییر کرد. مشخص شد که شکل‌پذیری DP ۱۰۰۰ از ۱۲٪ به ۷٪ و برای فولاد DP ۱۲۰۰ از ۹٪ به ۵٪ تغییر کرده است. شاخص تردی هیدروژنی برای این فولادها به ترتیب ۴۰ و ۴۷ درصد بود. این مقدار بیشتر از فولاد فاز پیچیده و مارتنزیتی با استحکام مشابه و شرایط عملیاتی یکسان است.

³ Loidl and Kolk

بجیک و هدزیپسیک^۴ همچنین تأثیر شارژ هیدروژن را بر ریزساختار برخی از مواد فولادی با استحکام بالا مانند فولادهای DP توضیح داد. آنها همچنین از بررسی به این نتیجه رسیدند که اثر هیدروژن بر خواص مکانیکی ناچیز است؛ اما درصد ازدیاد طول به طور قابل توجهی کاهش یافته است. درصد کشش از ۶۴٪ به ۲۶٪ تغییر کرده است و شاخص تردی هیدروژنی ۵۹٪ بوده است. از این رو مشخص شد که فولادهای DP مقاومت بسیار پایینی در برابر نفوذ هیدروژن دارند و در برابر تردی هیدروژنی بسیار حساس هستند. علت این حساسیت وجود جزایر کربن و مارتنزیتی در ریزساختار فولادهای DP بود [H. Li et al, 2022].

مطالعات بیشتر در مورد اثر هیدروژن در خواص مکانیکی فولاد DP توسط کویاما و دیپاور^۵ انجام شد. آنها دریافتند که شکل پذیری مواد به طور قابل توجهی تغییر کرده است. پارامترهایی که بر نفوذ هیدروژن در فولادهای DP تأثیر می‌گذارند، سرعت و زمان آزمایش برای شارژ هیدروژن است. از بررسی متون تغییرات بیشتر اتم‌های هیدروژن برای نفوذ در داخل ماده به دلیل زمان نفوذ طولانی و بیشتر پیشنهاد شد که حساسیت مواد به HE نیز افزایش می‌یابد. کاهش خواص مکانیکی توسط کویاما^۶ مشاهده شد. این مطالعه در فولادهای Fe-۱۸Mn و Fe-۱۸Mn-۱.۲C TWIP با شارژ کاتدی در چگالی جریان $10 A/m^2$ و در محلول آبی ۳ درصد NaCl حاوی تقریباً ۳ گرم در لیتر NH_4SCN انجام شد. استحکام کششی فولاد Fe-۱۸Mn-۰.۶C TWIP از ۱۲۰۰ مگاپاسکال به ۱۰۱۰ مگاپاسکال کاهش یافت و درصد ازدیاد طول از ۷۰ درصد به ۳۲ درصد به دلیل اثر هیدروژن تغییر یافت. مشاهدات مشابهی در فولاد Fe-۱۸Mn-۱.۲C TWIP یافت شد که در آن استحکام نهایی ۲۰٪ کاهش یافت و درصد ازدیاد طول از ۸۰٪ به ۴۲٪ کاهش یافت. فولاد DP۱۱۸۰ دارای اندازه دانه متوسط ۱۰.۱ میکرومتر بود. اندازه دانه ریز می‌تواند هیدروژن (و تنش) را پراکنده کند و غلظت هیدروژن موضعی را کاهش دهد. ضریب نفوذ پایین هیدروژن این فولاد نشان می‌دهد که هیدروژنی که می‌تواند از دانه‌های همسایه پخش شود تا به نوک شکستگی برسد، می‌تواند کمتر از غلظت بحرانی هیدروژن باشد تا رشد ترک خستگی سریع‌تر را تسهیل کند [H. Li et al, 2022].

افزایش غلظت هیدروژن قابل نفوذ با تغییر شکل سرد به افزایش هیدروژن به دام افتاده برگشت پذیر نسبت داده شد. این کار یک زیربنای تجربی برای افزایش حساسیت تردی هیدروژن ناشی از تغییر شکل پلاستیک فولاد فراهم می‌کند. غلظت هیدروژن برای DP۱۱۸۰ تغییر شکل سرد در یک کرنش مهندسی ۵٪، ۱.۷-۲.۸ میکروگرم بر گرم اندازه‌گیری شد که در شکل ۱-۴ قابل مشاهده است. دقیقاً تحت همان شرایط شارژ هیدروژن، برای فولاد کار نشده و آنیل شده به ترتیب ۰.۵-۰.۸ میکروگرم بر گرم در ۱ و ۰.۲ تا ۰.۳ میکروگرم بر گرم بود. ضریب نفوذ مؤثر هیدروژن در فولاد تغییر شکل سرد، ۴۰٪ کمتر از مقدار DP۱۱۸۰ دریافتی است. چگالی مکان‌های تله هیدروژنی برگشت پذیر در فولاد با تغییر شکل سرد، پانزده برابر بیشتر از فولاد کار نشده بود. سهم هیدروژن به دام افتاده برگشت پذیر علت اصلی افزایش قابل توجه غلظت هیدروژن قابل نفوذ در فولاد تغییر شکل سرد بود. دستگاه نفوذ هیدروژن از دو سلول تشکیل شده است که نمونه فولادی تخت در بین آنها قرار گرفته است، همان‌طور که در شکل ۲-۴ نشان داده شده است. سهم هیدروژن به دام افتاده برگشت پذیر علت اصلی افزایش قابل توجه غلظت هیدروژن قابل نفوذ در فولاد تغییر شکل سرد بود. این کار یک زیربنای تجربی برای افزایش حساسیت HE در حضور تغییر شکل پلاستیک فولاد فراهم می‌کند. شکل ۳-۴ چگالی جریان نفوذ هیدروژن را در مقابل زمان شارژ در چگالی جریان $i_c = 10 mA/cm^2$ به مدت چهار روز برای آماده سازی سطح ورودی در ۰.۱ مولار NaOH نشان می‌دهد.

⁴ Begic and Hadzipasic

⁵ Koyama and Depover

⁶ Koyama

زمان پیشرفت هیدروژن به عنوان زمانی که در آن یک افزایش ناگهانی در چگالی جریان نفوذ وجود داشت، ارزیابی شد که سپس با سرعت بالا به مقدار بالایی افزایش یافت. پس از آن جریان فولاد دریافتی و آنیل شده به طور قابل توجهی افزایش یافت و به ترتیب در ۴۸ و ۸۰ ساعت به حالت ثابت رسید. در مقابل، جریان نفوذ برای غشای فولادی با تغییر شکل سرد به طور مداوم تا ۹۶ ساعت افزایش یافت و به بالاترین مقدار در بین سه شرایط در 6.93 mAcmm^{-2} رسید. در مطالعه دیگری آسیب ناشی از هیدروژن توسط شارژ پلاسمای هیدروژن در محل در فولاد دوفاز (DP) را ارزیابی می‌کند. به‌طور کلی، اثر هیدروژن بر شکل‌پذیری و سطح تنش زمانی که تغییر شکل اعمال می‌شود، افزایش می‌یابد. به دلیل توانایی به دام انداختن هیدروژن از نقص‌های ناشی از تغییر شکل، هنگامی که نمونه‌ها به‌صورت الکتروشیمیایی شارژ می‌شوند و کاهش انعطاف‌پذیری کمی افزایش یافته است، اگرچه تمایلات مشابهی برای هر دو روش شارژ هیدروژن یافت می‌شود. علاوه بر این، نقش مضر اجزاء MnS در خط تفکیک در ترک‌خوردگی ناشی از هیدروژن تنها به‌وضوح برای روش شارژ الکتروشیمیایی مشاهده شد که نشان می‌دهد شارژ پلاسما عمدتاً بر روی سطح و زیر سطح نمونه کششی عمل می‌کند [H. Li et al, 2022].

فولاد DP۶۰۰ کار نشده یک فولاد دوفاز فریتی-مارتنزیتی با تقریباً ۲۳.۶ درصد مارتنزیت است. اندازه دانه‌های مربوطه حدود ۷ میکرومتر برای فاز فریتی و حدود ۲ میکرومتر برای فاز مارتنزیتی بود، همان‌طور که در شکل ۴۴ نشان داده شده است. تغییر شکل سرد به وضوح نوارهای لغزشی را در دانه های فریتی بر اساس نقشه های کیفیت تصویر نشان داده شده در شکل ۴۴ ایجاد کرد. افزایش قابل توجهی، حدود دو برابر شدن، در چگالی نابجایی در دانه های فریتی به دلیل تغییر شکل اعمال شده ۱۵٪ مشاهده شد [T. Depover et al, 2019].

در مطالعه‌ای دیگر دو ماده (DP ۰٪ و DP ۱۵٪) تحت دو شرایط مختلف شارژ هیدروژن، یعنی شارژ پلاسما درجا و شارژ الکتروشیمیایی در محلول بوراکس/گلیسرول مورد ارزیابی قرار گرفتند. هر دو شرایط شارژ با آزمایش های کششی انجام شده بدون شارژ هیدروژن مقایسه شدند. آزمایش‌ها حداقل دو بار برای بررسی تکرارپذیری انجام شد. منحنی های تنش-کرنش مربوطه در شکل ۵۴ ارائه شده است [۱۳]. تخریب مکانیکی ناشی از هیدروژن در فولاد دوفازی با انجام آزمایش‌های کششی تحت شرایط استاتیکی و دینامیکی مورد مطالعه قرار می‌گیرد. نمونه های کششی به صورت الکتروشیمیایی در حضور هیدروژن شارژ شدند و آزمایش کشش در محل پس از شارژ انجام شد. محتویات مختلف هیدروژن با تغییر چگالی جریان به نمونه ها شارژ شد. نرخ کرنش از شرایط ایستا به شرایط دینامیکی افزایش می یابد تا تأثیر نفوذ H در طول آزمایش های کششی بر حساسیت تردی هیدروژن تأیید شود. درصد تردی هیدروژنی همچنین با نرخ کرنش آهسته‌تر افزایش می‌یابد زیرا H قادر به نفوذ به نوک ترک بود و در نتیجه شکست را تسریع می‌کند. حتی در بالاترین نرخ کرنش (۹۰۰-۱-S)، مواد حدود ۱۰٪ از شکل پذیری خود را به دلیل هیدروژن موجود در نمونه و نه به دلیل نفوذ هیدروژن در طول آزمایش از دست دادند. این نتیجه گیری شد زیرا شکست ترد ناشی از هیدروژن در لبه های نمونه با نرخ کرنش آهسته آغاز شد. درجه تردی هیدروژنی برای همه شرایط در جدول ۴-۱ تعیین و خلاصه شد [T. Depover et al, 2018].

سطوح شکست نمونه های کششی توسط SEM آنالیز شد و به طور کلی یک الگوی فرورفتگی شکل پذیر مشاهده شد. با این حال، یک ناحیه شکننده نازک در مرکز نمونه به دلیل خط جداسازی معمولی برای فولادهای DP وجود داشت، همانطور که قبلاً در جاهای دیگر نشان داده شده است [۳۵، ۱۶]. سطح شکست نمونه شارژ نشده و شارژ شده در ۲۵ میلی آمپر بر سانتی متر مربع، که هر دو در ۱.۶۷ ثانیه آزمایش شده بودند، در شکل ۶۴ نشان داده شده است. مقایسه بین هر دو، لایه لایه شدن را در ناحیه مرکزی برای نمونه باردار هیدروژن نشان داد. علاوه بر این، سطوح شکست دو آزمایش دینامیکی در ۴۵۰ ثانیه و هیدروژن شارژ شده در ۰.۸ و ۲۵ میلی آمپر بر سانتی متر مربع در شکل ۴-۷ ارائه شده است [T. Depover et al, 2018].

در مطالعه‌ای که توسط لی و همکاران انجام شد، یک فولاد دوفاز آستنیت مارتنزیت جدید با شکل‌پذیری ۳۰٪ و استحکام کششی بیش از ۱۰۴ گیگاپاسکال ساخته شد. سازوکارهای تغییر شکل فولاد با استفاده از پراش نوترون درجا و میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهد که فاز مارتنزیت پیرسازی تغییر شکل آستنیت نرم را محدود می‌کند و یک قاب اسکلت قوی را با آستنیت نرم درگیر در قاب تشکیل می‌دهد. پلاستیسیته فاز مارتنزیت پیرسازی از طریق تغییر شکل و چرخش هم‌زمان دانه‌های مارتنزیت همراه با اثر ساختار قاب بهبود یافت. این تغییر شکل از طریق اثرات پلاستیسیته ناشی از تبدیل (TRIP) آستنیت نرم بیشتر به شکل‌پذیری کمک می‌کند [۱۶]. طی تحقیقاتی که توسط درکسلر و همکارانش انجام شد، تغییر شکل پلاستیک بر جذب هیدروژن فولادهای دو فازی (DP) مورد بررسی قرار گرفت. قبل و بعد از شارژ، سختی نمونه‌ها اندازه‌گیری شد و خواص کششی شبه استاتیک تک محوری تعیین شد. هیدروژن باعث افزایش برگشت پذیر سختی می‌شود که با برهمکنش قوی هیدروژن با نابجایی‌ها باعث افزایش مقاومت برشی حل بحرانی می‌شود. کرنش پلاستیک ظرفیت جذب هیدروژن فولادهای DP را افزایش می‌دهد. این افزایش تحت تأثیر ریزساختار DP، سطح کرنش پلاستیک و محتوای هیدروژن موجود در طول کرنش است. یک پیک دمای بالا اضافی در طیف‌های TDS ثبت شده اندازه‌گیری شد. به احتمال زیاد این پیک ناشی از برهمکنش قوی بین هیدروژن و نابجایی‌های متحرک است که تکثیر نابجایی را در طول کرنش کردن پلاستیک تشدید می‌کند و کرنش را افزایش می‌دهد و باعث ایجاد هسته‌های عیوب نقطه‌ای بیشتر می‌شود. فولادهای میکروآلیاژی DP۸۰۰، DP۶۰۰ و DP۱۰۰۰ با محتوای کربن >۰.۱۵ وزنی، >۰.۱۸ درصد وزنی و >۰.۲۰ وزنی به ترتیب مورد بررسی قرار گرفتند. ورق‌های تحویلی با ضخامت ۱.۲ میلی‌متر گالوانیزه شدند. کسرهای سطح مارتنزیت f_m در جدول ۱ خلاصه شده است. استحکام کششی نهایی در DD نسبتاً کم بود، در حالی که مقاومت کششی نهایی در RD و TD بالاتر و تقریباً برابر بود [A. Drexler et al, 2022].

سازوکارهای تغییر شکل فولاد با پلاستیسیته ناشی از دوقلویی (TWIP)

دوقلوهایی تغییر شکل به رفتارها و ویژگی‌های تغییر شکل منحصربه‌فرد در تغییر شکل پلاستیک فولادهای TWIP کمک می‌کنند؛ زیرا مرز دوقلویی (TB) حرکت نابجایی‌ها را مسدود می‌کند و آنها را در فرایند تغییر شکل جذب می‌کند. از طرف دیگر، نابجایی‌ها می‌توانند مرز دوقلویی را طی کنند. نتایج شبیه‌سازی DDD نشان می‌دهد که برهم‌کنش‌های نابجایی - مرزدوقلویی به نوع نابجایی و رابطه زاویه‌ای بین جهت بارگذاری و صفحه دوقلو نرمال مرتبط است. اگر جهت بارگذاری عمود بر صفحه دوقلو (۰°) باشد، سل دارای اثر تقویتی قابل‌توجهی است که دلیل آن افزایش تنش برگشتی ناشی از انباشته‌های نابجایی ۶۰° فعال شده است. با این حال، برای سایر جهت‌گیری‌ها (۴۵° و ۹۰°)، کرنش سختی ناچیز می‌شود. سهم مرزدوقلویی در تنش تسلیم و کرنش سختی به تدریج با افزایش زوایای بین جهت بارگذاری و صفحه دوقلو نرمال کاهش می‌یابد، زمانی که زاویه‌ها بزرگ‌تر از ۳۰° درجه باشد، این سهم می‌تواند ناچیز باشد. این نتیجه توضیح داد که چرا دوقلوهایی تغییر شکل سهم محدودی در تنش جریان و کرنش سختی در رفتار تغییر شکل فولادهای TWIP داشتند [X. Guo et al, 2021].

شروع و نفوذ ترک‌های ناشی از هیدروژن (HICs) در فولادهای پلاستیسیته ناشی از دوقلویی (TWIP) بر اساس آمار HIC در سطح کلان و سطح خرد توسط کشش با نرخ کرنش آهسته (SSRT) با هیدروژن درجا به‌طور کمی مورد بررسی قرار گرفت. علاوه بر این، HIC ها مستعد شروع و نفوذ در امتداد مرزهای دانه تصادفی (RGBs) هستند. شکستگی بین‌دانه‌ای معمولی در درجه اول در ناحیه شکننده بر روی سطوح شکستگی به نمایش گذاشته شد. تغییر شکل ناهمگن در طول SSRT، یعنی توانایی لغزش و دوتایی تغییر شکل برای انتقال در مرزهای دانه در هر دو دانه مجاور، شرط لازم و کافی برای شروع HIC است. HIC ها در درجه اول در امتداد RGB ها منتشر می‌شوند، اما می‌توانند در امتداد سایر مرزهای دانه کم Σ CSL نیز منتشر شوند

علاوه بر این، جهت نفوذ HIC تقریباً موازی با رد صفحه لغزش {۱۱۱} در طول نفوذ HIC است که باعث می‌شود رد لغزش روی سطح شکستگی بین دانه‌ای ظاهر شود. تغییر شکل ناهمگن و نوع مرز دانه فولادهای TWIP نقش تعیین کننده ای در هسته زایی ناشی از هیدروژن دارد. تضعیف تمایل تغییر شکل ناهمگن، کاهش FRGB و کنترل توزیع فضایی RGB و همچنین افزایش $F_{\Sigma n}$ (کاهش بی نظمی آن) می تواند به طور موثر مقاومت در برابر تردی هیدروژن را بهبود بخشد [H. Fu et al, 2021].

در مطالعه ای که توسط کیم انجام شد، سه سازوکار تغییر شکل فولادهای TWIP مشاهده شده توسط آزمایش مکانیکی TEM درجا گزارش شد: (۱) تشکیل دوقلوهای تغییر شکل از مرزهای دانه، (۲) تداخل رشد یک دوقلو تغییر شکل توسط یک گسل انباشته، و (۳) حرکت نابجایی های گسترده که به شکل پذیری کمک می کند. تشکیل دوقلوهای تغییر شکل با نفوذ مستقیم نابجایی های جزئی شاکی از منابع مرزی دانه مشاهده شد. درجه متفاوت حرکت نابجایی های جزئی دوقلویی نشان دهنده درجه متفاوتی از سینتیک رشد دوقلوهای تغییر شکل بسته به حالت های تنش محلی است. حرکت کند نابجایی های جزئی شاکی در نزدیکی گسل انباشته نشان دهنده اثر تقویت کننده گسل های انباشته است. ثالثاً، شواهد مستقیمی از حرکت نابجایی گسترده در کل دانه به دست آمد، که نشان دهنده نقش لغزش نابجایی گسترده در انعطاف پذیری فولادهای TWIP است [J.-K. Kim, 2022].

فولاد $Fe-16.6Mn-0.45C-1.57Al-1Si-0.062Ti-0.007N$ (wt/%) برای کار حاضر استفاده شد. شمش ها در دمای ۱۱۸۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱ ساعت همگن شدند و به ضخامت ۲.۵ میلی متر نورد گرم شدند. از آنجایی که فولاد نورد گرم به طور کامل تبلور مجدد نشده است، برای دستیابی به ریزساختار کاملاً تبلور مجدد، آنیل در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۰ دقیقه انجام شد.

نقشه شکل قطب معکوس جهت عرضی (IPF) (EBSD (TD) از مواد آنیل شده (شکل ۴-۸) یک ریزساختار کاملاً تبلور مجدد با اندازه دانه متوسط ۱۱.۶ میکرومتر و جهت گیری دانه تصادفی را نشان می دهد. اندازه گیری های حاضر و مشاهدات TEM، همراه با مطالعات قبلی در مورد سینتیک های دوقلویی/دوقلویی در فشار-کشش روی همان فولاد [۲۹]، نشان می دهد که تحت بارگذاری چرخه ای، دوقلویی مکانیکی نمی تواند مسئول سخت شدن حرکتی قابل توجهی با ماهیت درون دانه ای باشد. در دامنه کرنش پلاستیک ثابت، سخت شدن چرخه ای بیشتر به دلیل افزایش تنش داخلی بود که به توسعه توزیع های نابجایی ناهمگن و افزایش کسر دوقلوی نسبت داده می شد. نرم شدن عمدتاً با کاهش تنش اصطکاک و ایجاد نوارهای تغییر شکل شدید همراه بود. اگرچه دوقلو زایی/دوقلویی مکانیکی بخشی از شکل پذیری حلقوی این فولاد TWIP را در خود جای می دهد،

سخت شدن سینماتیکی که این فولاد ایجاد می کند ماهیت درون دانه ای نیست، بلکه بین دانه ای است [C. D'Hondt, 2022]. ما در اینجا وابستگی نرخ کرنش به رفتار تغییر شکل و سازوکار تغییر شکل همراه در فولاد $Fe-30Mn-0.3C$ TWIP را از طریق آزمایش های تغییر شکل در مقیاس نانو و میکروسکوپ پس از تخریب ناحیه تغییر شکل یافته توضیح می دهیم (شکل ۹-۴). سختی نانو تورفتگی با افزایش نرخ کرنش افزایش یافت. در نرخ کرنش کم، نابجایی ها بر رفتار تغییر شکل با چگالی بالای 2.7×10^{16} متر مربع مسلط بودند. با افزایش نرخ کرنش، نابجایی ها کاهش یافت و نقص در چیده شدن و نانو دوقلوها به تدریج افزایش یافت. با این حال، نانو دوقلوها با دوقلوهای ثانویه فرآیند تغییر شکل غالب در نرخ کرنش بالا بودند. این نشان می دهد که نرخ کرنش پایین تولید نقص در چیده شدن را تسهیل می کند، در حالی که نرخ کرنش بالا ها را تشویق می کند تا به دوقلو تبدیل شوند. رفتار تغییر شکل به طور قابل توجهی تحت تأثیر تعامل بین نرخ کرنش، انرژی نقص در چیده شدن و سازوکارهای تغییر شکل قرار گرفت. یک تحلیل نظری انتقادی نشان داد که نرخ کرنش بر تنش برشی بحرانی برای دوقلویی و

لغزش نابجایی تأثیر می‌گذارد، که منجر به تغییر سازوکار تغییر شکل از لغزش نابجایی به دوقلویی می‌شود. مطالعه تکامل ریزساختاری به عنوان تابعی از نرخ کرنش، تغییر واضحی را در سازوکار تغییر شکل فولاد $\text{Fe-3.0Mn-0.3C TWIP}$ از "لغزش نابجایی" در نرخ کرنش کم به "دوقلویی تغییر شکل" در نرخ کرنش بالا پیشنهاد کرد. سازوکارهای تغییر شکل از لغزش نابجایی به گسل‌های انباشته و حالت دوقلویی با افزایش نرخ کرنش به دلیل رقابت و تفاوت بین تنش برشی بحرانی برای لغزش نابجایی و دوقلویی تغییر کردند. لغزش نابجایی سازوکار تغییر شکل غالب در نرخ کرنش کم بود، زمانی که تنش برشی بحرانی لغزش نابجایی کمتر از دوقلویی بود. این با مشاهدات TEM مطابقت دارد، که نقص در چیدمان‌های بسیار کمی را در نرخ کرنش کم نشان می‌دهد (شکل ۴-۱۱). نمودارهای کششی فولاد آزمایشی در شکل ۴-۱۰ ارائه شده است [J.-K. Kim, 2022]. فولاد دارای استحکام کششی بالا (۷۰۵ مگاپاسکال) و شکل پذیری بالا (ازدیاد طول: ۸۴٪) است. از نمودار تنش-کرنش واقعی، می‌توان به وضوح مشاهده کرد که فولاد سرعت سخت کاری بالایی با شیب تند دارد. دلیل اصلی تغییر شکل دوقلوها است. برخلاف ناپیوستگی‌های دنداندار در نمودارهای تنش-کرنش که توسط دیگران در فولادهای TWIP با ترکیب شیمیایی متفاوت مشاهده شد، این ناپیوستگی‌ها در فولاد ما به دلیل محتوای کربن نسبتاً کم ۰.۳ وزنی مشاهده نشدند [۲۳]. مقایسه تنش‌های برشی بحرانی برای تشکیل دوقلویی و لغزش نابجایی در مقابل نرخ کرنش در شکل ۴-۱۱ نشان داده شده است. همانطور که در بالا مورد بحث قرار گرفت، تنش برشی بحرانی برای دوقلویی مستقل از نرخ کرنش بود، در حالی که تنش برشی بحرانی برای لغزش نابجایی با نرخ کرنش افزایش یافت. همانطور که در شکل ۴-۱۲ نشان داده شده است، لغزش نابجایی سازوکار تغییر شکل غالب در نرخ کرنش کم بود، زمانی که تنش برشی بحرانی لغزش نابجایی کمتر از دوقلویی بود [K. Li et al, 2019].

در مطالعه دیگری، به منظور درک نانوساختار فولادهای FeCrNi در فرآیند همجوشی بستر پودر لیزری (LPBF)، انجماد با استفاده از شبیه‌سازی دینامیک مولکولی در مقیاس بزرگ (LSMDS) شبیه‌سازی شد. برای ارزیابی یکنواختی خواص مکانیکی، آزمایش کشش تک محوری در جهات موازی و عمود بر هم انجام شد. پلاستیسیته ناشی از دوقلویی (TWIP) در امتداد تکامل نابجایی‌های جزئی شاکلی (DLs) در هر دو جهت رخ داد، در حالی که مقاومت‌های کششی نهایی مختلف (UTS) به عنوان نشانه‌ای از رفتار کششی غیریکنواخت به دست آمد. سازوکارهای تغییر شکل پلاستیک مختلف در مقیاس نانو شامل برهمکنش نقص در چیدمان (SFs) با یکدیگر/مرزهای دانه (GBs)/مرزهای دوقلو (TBs)، تشکیل دوقلوهای منسجم معیوب (DCTs)، هال پیچ پویا، گرادیان تنش برشی و سازوکار جدیدی برای تبلور مجدد دینامیکی در دمای اتاق به تفصیل مورد بحث قرار گرفته است. رفتار فولاد پلاستیسیته ناشی از دوقلویی $\text{Fe-2.5Mn-1.0Ni-0.65C}$ کارنشده (as-received) و نورد سرد در محیط هیدروژنی با استفاده از آزمون‌های نرخ رشد ترک خستگی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهد که فولاد TWIP حساسیت تردی هیدروژنی ضعیفی را نشان می‌دهد، که به دلیل تشکیل دوقلوهای تغییر شکل در نوک ترک بدون مارتنزیت ناشی از کرنش است. نورد سرد می‌تواند به طور قابل ملاحظه‌ای مقاومت در برابر تردی هیدروژن و مقاومت در برابر خستگی فولاد TWIP را بهبود بخشد. افزودن نیکل به فولاد TWIP، پایداری آستنیت را افزایش داد و از تشکیل مارتنزیت جلوگیری کرد و در نتیجه حساسیت کمتری نسبت به HE ایجاد کرد. هیدروژن می‌تواند تشکیل دوقلوهای تغییر شکل را در فولاد TWIP تحت بارگذاری خستگی افزایش دهد. و اتم‌های هیدروژن توسط نابجایی‌های ایجاد شده در سطح نوک ترک به دام افتادند و به دسته‌های دوقلویی و نوارهای لغزشی منتقل شدند [M. Bahrmanyan et al, 2021].

در یک مطالعه ژائو و همکاران [X. Zhao et al, 2018]، نقش دوقلویی تغییر شکل در مس نانوبلوری علاوه بر لغزش DL معمولی با استفاده از LSMDS مورد مطالعه قرار گرفته است. بر اساس گزارش آنها، حرکت متوالی قطعات دوگانه شاکلی می‌تواند صفحات دوقلویی نازک ناپایدار را تشکیل دهد. همچنین، عبور متوالی همان DL‌های دوقلو بر روی صفحات لغزش مجاور

می‌تواند دوقلوهای تغییر شکل پایدار را در امتداد یک سیستم دوقلوی اولیه یا سیستم‌های دوقلویی متقارن تشکیل دهد [X. Zhao et al, 2018].

سازوکارهای تغییر شکل فولادهای Q&P

در مطالعه ای، ما تأثیر محتوای Si را بر ویژگی‌های ریزساختار، خواص مکانیکی، تکامل ساختار فاز، و سازوکار تغییر شکل فولاد QP مورد بررسی قرار گرفت. ساختار مخلوطی از فریت، مارتنزیت و RA در فولاد QP مشاهده شد. QP حاوی ۲.۵٪ Si استحکام و انعطاف پذیری بالاتری، نسبت تسلیم کمتر و نرخ کار سختی بالاتری نسبت به فولاد تجاری QP۱۱۸۰ داشت. Si سازوکار تطبیق تغییر شکل بین فازی را افزایش داد همچنین کسر حجمی فریت و RA را افزایش داد و غلظت کربن RA را کمی کاهش داد. در نتیجه، نرخ کارسختی اولیه بالاتری به دست آمد که منجر به سطح TS بالا شد. این کار پتانسیل بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد QP را با افزودن Si نشان داد. فولاد QP تقویت شده حاوی سیلیسیم استحکام کششی، شکل پذیری و انعطاف‌پذیری بهتری را نشان می‌دهد. در این مطالعه آلیاژهای برای QP-۱.۳Si، QP-۱.۷Si، QP-۲.۱Si، و QP-۲.۵Si مورد بررسی قرار گرفتند. همانطور که در شکل ۴-۱۳a نشان داده شده است، ساختار مخلوطی از فریت (F)، مارتنزیت تمپر شده (TM) و آستنیت باقیمانده در فولادهای QP تولید شده توسط فرآیند بازپخت بین بحرانی مشاهده شد. کسر حجمی آستنیت باقیمانده بدست آمده با تحلیل الگوی پیک XRD (شکل ۴-۱۳b) در فولادهای مورد بررسی در شکل ۴-۱۳c نشان داده شده است. کسر آستنیت باقیمانده با افزایش محتوای سیلیسیم افزایش یافت، به ویژه زمانی که محتوای سیلیسیم از ۱.۳ درصد وزنی به ۱.۷ درصد وزنی افزایش یافت. این نتایج تجربی با نتایج EBSD مطابقت داشت (شکل ۴-۱۳a). مورفولوژی آستنیت باقیمانده هم محور و لایه ای توسط TEM مشاهده شد، همانطور که در شکل ۴-۱۳d و e نشان داده شده است. طبق مطالعات قبلی، آستنیت باقیمانده هم محور مجاور فریت از طریق بازپخت بین بحرانی تشکیل شده و متعاقباً حفظ می‌شود. آستنیت باقیمانده لایه ای، که جهت گیری یکسانی را در یک دانه آستنیتی اولیه دارد، در طول فرآیند کوئنچ بین لتهای مارتنزیت باقی می‌ماند. ما از XRD استفاده کردیم، که می‌تواند مقادیر زیادی از دانه‌ها را اندازه‌گیری کند تا اندازه‌گیری‌های متوسط دقیق‌تری نسبت به EBSD ارائه کند، تا کسر آستنیت باقیمانده فولادهای بررسی‌شده تغییر شکل نیافته را تعیین کند. همانطور که در شکل ۴-۱۳f نشان داده شده است، سمنتیت در QP-۱.۳Si رایج بود که مقدار کربن موجود برای پارتیشن بندی به آستنیت را کاهش داد. در سایر نمونه‌ها رسوب قابل توجهی از سمنتیت مشاهده نشد [P. Gao, 2022].

منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی مربوطه در شکل ۴-۱۴ نشان داده شده است. QP-۱.۷Si دارای استحکام ۱۲۰۲ مگاپاسکال و ازدیاد طول کل ۲۰.۶ درصد است که با خواص مکانیکی فولادهای تجاری QP۱۱۸۰ (۱۱۸۰ مگاپاسکال) قابل مقایسه است. QP-۲.۵Si کیفیت بالاتری از نقطه نظر استحکام کششی و ازدیاد طول کل (TS × TE) دارد که با توسعه نسل سوم AHSS مطابقت دارد. خواص مکانیکی QP-۱.۷Si با مارتنزیت بیشتر (فریت کمتر) منجر به استحکام تسلیم بالاتری نسبت به QP۲.۵Si شد که با گزارشات اکبرپور و همکاران و بگ و همکاران مطابقت دارد. تحقیقات قبلی تنش جریان ماکروسکوپی را به یک تابع وزنی از قدرت هر فاز، یعنی "قاعده مخلوط‌ها" تعمیم داد. در مقایسه با مارتنزیت، فریت استحکام تسلیم کمتری دارد و بیشتر مستعد تغییر شکل پلاستیک است. کسر حجمی فاز و مورفولوژی بر خواص مکانیکی کلی تأثیر می‌گذارد. در این مطالعه، فاز BCC فولادهای مورد بررسی شامل فریت و مارتنزیت بود. در QP-۱.۷Si، کسر حجمی بالاتر مارتنزیت و تداوم فاز سخت منجر به استحکام تسلیم بالاتری شد. QP-۲.۵Si دارای محتوای فریت بالا (۴۳٪)

با دانه های فریت در مجاورت و در هم تنیده با چارچوب میکرو مارتنزیت بود (شکل ۴d). کسر حجمی زیاد فریت و تداوم آن، توانایی مسدود کردن حرکت نابجایی ها را کاهش می دهد و به نفع قدرت تسلیم کمتر ماده است [P. Gao, 2022]. شکل ۴ ۱۵ تجزیه و تحلیل درجا EBSD تکامل ریزساختار با کرنش را نشان می دهد. در این شکل (الف) فاکتور اشمید دانه های RA قبل از تغییر شکل. فلش ها دانه های معمولی RA را با فاکتور اشمید بالاتر نشان می دهند. (ب) توزیع دانه RA در مراحل مختلف کرنش. مستطیل ها، دایره ها و فلش ها تبدیل فاز DIM دانه های RA را نشان می دهند. TD و RD جهت عرضی و جهت غلتش را نشان می دهند [E. Norouzi et al, 2023].

سازوکار های تغییر شکل فولادهای با پلاستیسیته ناشی از استحاله (TRIP)

اثر تغییر شکل های پلاستیکی بر تردی هیدروژنی (HE) پلاستیسیته ناشی از تبدیل (TRIP) مورد مطالعه قرار گرفت. آزمایش های کششی درجا نشان داد که با افزایش چگالی جریان هیدروژن، کاهش ازدیاد طول کل به ۳۶.۸ درصد در مقایسه با یک نمونه بدون بار افزایش یافت. مشاهدات پراش پراکندگی برگشتی الکترون (EBSD) نشان داد که شارژ هیدروژن انرژی گسل انباشتگی (SFE) را کاهش می دهد، که منجر به تشکیل یک α' -مارتنزیت بیشتر با تبدیل غیرمستقیم و مستقیم می شود [E. Norouzi et al, 2023].

شکل ۴-۱۷ نمودار تنش-کرنش را برای نمونه های بدون بار و باردار نشان می دهد. برای نمونه بدون هیدروژن، استحکام تسلیم ۱۱۸۶ مگاپاسکال و استحکام کششی نهایی ۹۴۲ (UTS) مگاپاسکال است، در حالی که UTS نمونه هایی که در ۱۰ و ۳۰ میلی آمپر بر سانتی متر مربع شارژ می شوند، ۱۱۶۵ مگاپاسکال و ۱۱۲۶ مگاپاسکال است و استحکام تسلیم آنها برابر است با ۹۳۹ مگاپاسکال و ۹۳۶ مگاپاسکال، نشان می دهد که هیدروژن تاثیر کمی بر استحکام تسلیم دارد.

برای تعیین کمیت شکل پذیری کششی، پارامتر حساسیت HE (IHE) با استفاده از رابطه (۱) به دست آمد:

جایی که E_0 نشان دهنده ازدیاد طول ماده قبل از شارژ هیدروژن و E_H نشان دهنده ازدیاد طول ماده پس از شارژ هیدروژن است. مقدار IHE بیشتر نشان می دهد که مقاومت HE کم است.

شکل ۴-۱۷ شروع ترک و نفوذ نمونه H-شارژ شده پس از آزمایش کشش را نشان می دهد. بسیاری از شکستگی های میان دانه ای یا بین دانه ای از رابط های γ -FCC/ α' -BCC و γ -FCC/ α' -Cr₂B عبور می کنند. هیدروژن تمایل دارد که ترجیحاً در مرزهای بین فاز بین دو فاز پخش شود و یک منطقه غلظت هیدروژن محلی را فراهم کند. به عبارت دیگر، نفوذ هیدروژن باعث ضعیف شدن پیوندهای بین اتمی در طول تغییر شکل می شود. تفاوت در نفوذ و حلالیت هیدروژن بین ماتریس (آستنیت) و فازها می تواند باعث غلظت بالای تنش شود که برای نفوذ ترک بسیار مهم است. از معادله (۲) می توان برای کشف انرژی های فعال سازی پیک های TDS و پیوند آنها با ویژگی های ریزساختار استفاده کرد:

در جایی که میزان گرمایش (K/min) را نشان می دهد، Tmax نشان دهنده بالاترین دما (J/mol)، Ea (K)، انرژی فعال سازی و R ثابت گاز را نشان می دهد [D. De Knijf et al, 2015].

بر اساس تحلیل تجربی، اثر هیدروژن بر ریزساختار فولاد TRIP به طور شماتیک در شکل ۴ ۱۹ خلاصه شده است. می توان نتیجه گرفت که هم تغییر شکل پلاستیک و هم شارژ هیدروژن پتانسیل افزایش نیروی محرکه پشت مارتنزیتی را دارند. در نمونه بدون بار، یک مکان هسته زایی α' -مارتنزیتی در طی تغییر شکل کششی توسط نوارهای لغزشی تشکیل شد و متعاقباً، γ

مستقیماً به α' تبدیل شد. در نمونه شارژ‌شده، علاوه بر تبدیل مستقیم، ϵ گذرا در نوارهای لغزش تشکیل شد و در نهایت به دلیل کاهش انرژی نقص در چیده شدن توسط هیدروژن به صفر تبدیل شد [E. Norouzi et al, 2023].

آزمایش کششی در محل نشان داد که مقادیر مقاومت و شکل‌پذیری پس از شارژ هیدروژن کاهش یافت. علاوه بر این، با افزایش چگالی جریان شارژ هیدروژن، از دست دادن کل کرنش به ۳۶٪ افزایش یافت. نتایج EBSD نشان داد که انرژی نقص در چیده شدن را می‌توان با هیدروژن کاهش داد که منجر به تبدیل مستقیم و غیر مستقیم می‌شود. در همان درجه تغییر شکل، نسبت حجمی یک مارتنزیت صفر در نمونه‌های بدون بار و باردار به ترتیب ۳۱٪ و ۳۹٪ بود. علاوه بر این، نمونه باردار در همان سطح کرنش، نابجایی‌های بیشتری نسبت به نمونه بدون بار نشان داد.

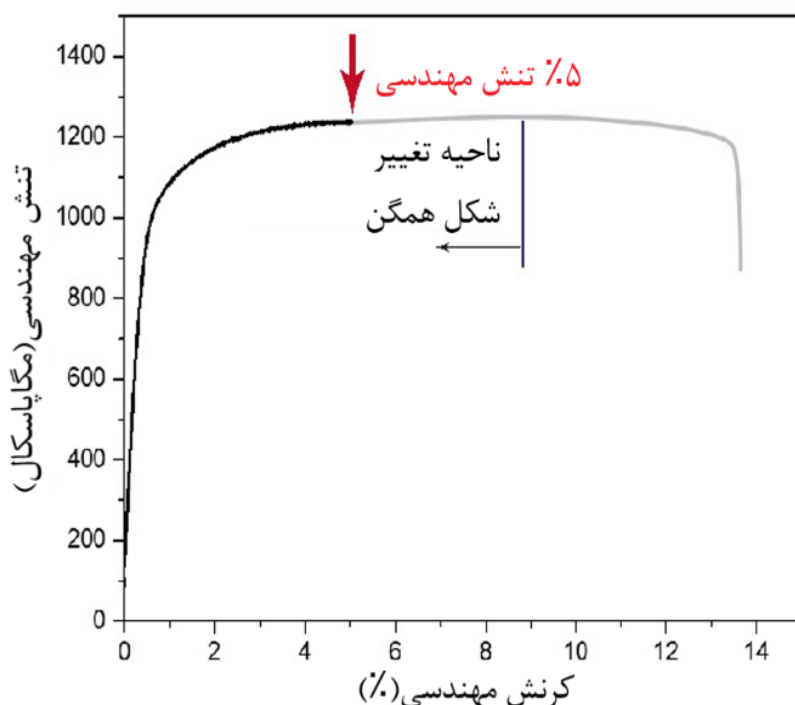
سازوکار های تغییر شکل فولادهای مارتنزیتی (MART)

تأثیر هیدروژن بر روی یک فولاد مارتنزیتی پیشرفته ۱۷۰۰ مگاپاسکال با استحکام بالا مورد بررسی قرار گرفت و با فولادهای مشابه مقایسه شد. MS۱۷۰۰ مقداری تردی هیدروژنی را برای شارژ هیدروژن کاتدی در ۰.۱ مولار NaOH و ۰.۱ مولار HCl نشان داد، اما حداقل حساسیت هیدروژنی را برای شارژ هیدروژن در ۳.۵ درصد وزنی NaCl در مدار باز و پتانسیل روی نشان داد. تأثیر هیدروژن به صورت کاهش شکل‌پذیری و وقوع شکست برشی آشکار شد. عملیات حرارتی مرتبط با پخت رنگ، حساسیت به تردی هیدروژن را افزایش داد. حساسیت بالاتر هیدروژن MS۱۷۰۰ به افزایش به دام انداختن هیدروژن به دلیل محتوای کربن و مارتنزیت بالاتر نسبت داده شد [۳۵]. شکل ۴-۲۰ نشان می‌دهد که ریزساختار MS۱۷۰۰ عمدتاً مارتنزیتی بود که با ریزساختار سوزنی یا سوزنی شکل، با مقدار کمی فریت در مرزهای دانه آستنیت قبلی (PAG) نشان داده شد. اندازه PAG از ۵ تا ۱۵ میکرومتر متغیر بود. تجزیه و تحلیل فازی ریزساختار، که با استفاده از تجزیه و تحلیل نقطه ای مطابق با ASTM E۵۶۲ انجام شد [E. Norouzi et al, 2023]، محتوای مارتنزیت ۹۵٪ را نشان داد که تعادل آن فریت است. در مقابل، MS۱۵۰۰ دارای ۹۲ درصد مارتنزیت بود که کمی کمتر از MS۱۷۰۰ بود. فولادهایی که تحت تأثیر هیدروژن قرار نگرفتند، شکستگی انعطاف پذیر را نشان دادند. نوعی شکستگی فنجانی-مخروطی همانطور که در شکل ۴-۲۱-الف نشان داده شده است دارای دو ناحیه مجزا بود. ناحیه شروع و نفوذ ترک در مرکز شکستگی قرار داشت و شامل گودال‌های گرد و ادغام (MVC) بود، همانطور که در شکل ۴-۲۱-ب نشان‌دهنده بارگذاری کششی است. ناحیه شکست نهایی، واقع در حاشیه ناحیه شکستگی مرکزی، شامل فرورفتگی های سهموی معمولی فرورفتگی های MVC برشی است، همانطور که در شکل ۴-۲۱-ج نشان دهنده برش است [J. Venezuela et al, 2020].

شکل ۴-۲۰ نشان می‌دهد که ریزساختار MS۱۷۰۰ عمدتاً مارتنزیتی بود که با ریزساختار سوزنی یا سوزنی شکل، با مقدار کمی فریت در مرزهای دانه آستنیت قبلی (PAG) نشان داده شد. اندازه PAG از ۵ تا ۱۵ میکرومتر متغیر بود. تجزیه و تحلیل فازی ریزساختار، که با استفاده از تجزیه و تحلیل نقطه ای مطابق با ASTM E۵۶۲ انجام شد [۳۷]، محتوای مارتنزیت ۹۵٪ را نشان داد که تعادل آن فریت است. در مقابل، MS۱۵۰۰ دارای ۹۲ درصد مارتنزیت بود که کمی کمتر از MS۱۷۰۰ بود. فولادهایی که تحت تأثیر هیدروژن قرار نگرفتند، شکستگی انعطاف پذیر را نشان دادند. نوعی شکستگی فنجانی-مخروطی همانطور که در شکل ۴-۲۱-الف نشان داده شده است دارای دو ناحیه مجزا بود. ناحیه شروع و نفوذ ترک در مرکز شکستگی قرار داشت و شامل گودال‌های گرد و ادغام (MVC) microvoid بود، همانطور که در شکل ۴-۲۱-ب نشان‌دهنده بارگذاری کششی است. ناحیه شکست نهایی، واقع در حاشیه ناحیه شکستگی مرکزی، شامل فرورفتگی های سهموی معمولی و فرورفتگی های برشی است [J. Venezuela et al, 2020].

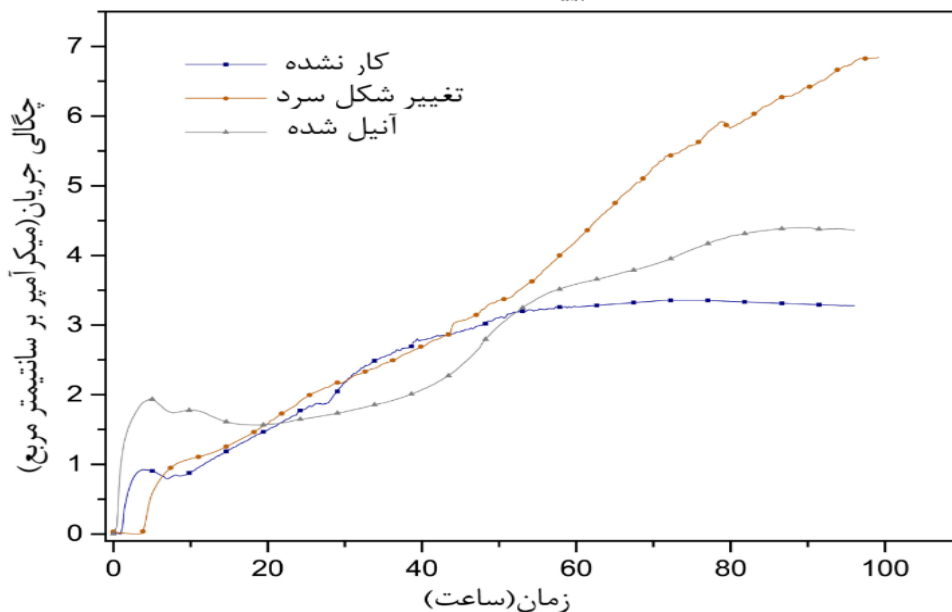
در مطالعه ای دیگر رفتار تردی هیدروژنی فولاد چندلایه متشکل از ۷ لایه متناوب فولاد مارتنزیتی (MART) و فولاد پلاستیسیته ناشی از دوقلو (TWIP) از طریق تغییر در نسبت لایه سخت به لایه نرم و اندازه دانه ها با توجه به دمای احیا بررسی شد. فولادهای چند لایه با کسر بالای MART در برابر تردی هیدروژنی آسیب‌پذیر بودند، اما به دلیل وجود یک لایه TWIP، کمتر مستعد تردی هیدروژنی بودند. علاوه بر این، هنگامی که اندازه دانه بزرگ است، دوقلو شدن در لایه TWIP و تقسیم در لایه MART رخ می دهد، و بنابراین تردی هیدروژن به دلیل به دام افتادن هیدروژن ارتقا می یابد. اثر هیدروژن باردار الکتروشیمیایی بر روی فولاد چندلایه در طول تغییر شکل با استفاده از پراش پراکندگی برگشتی الکترون از نظر روابط ریزساختار-مکانیکی مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت [S. E. Shin et al, 2019].

جداول، شکل ها و نمودارها

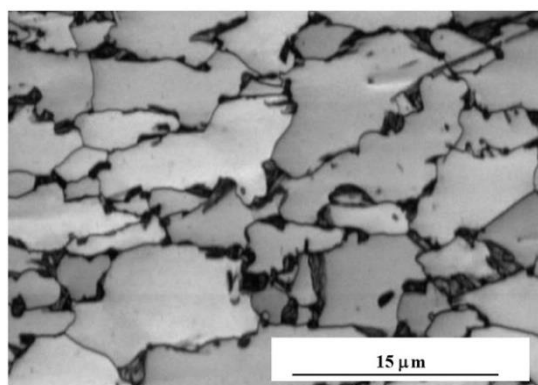


شکل -۲- Error! No text of specified style in document.

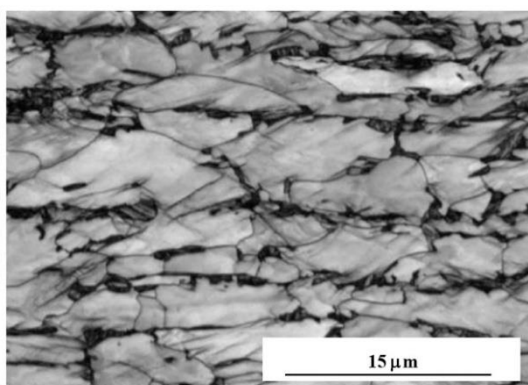
منحنی تنش مهندسی-کرنش مهندسی برای DP۱۱۸۰ تغییر شکل سرد [H.



شکل. Error! No text of specified style in document. -۳. چگالی جریان نفوذ هیدروژن در برابر زمان برای DP ۱۱۸۰ برای شرایط کار نشده، تغییر شکل سرد و آنیل شده [H. Li et al, 2022].



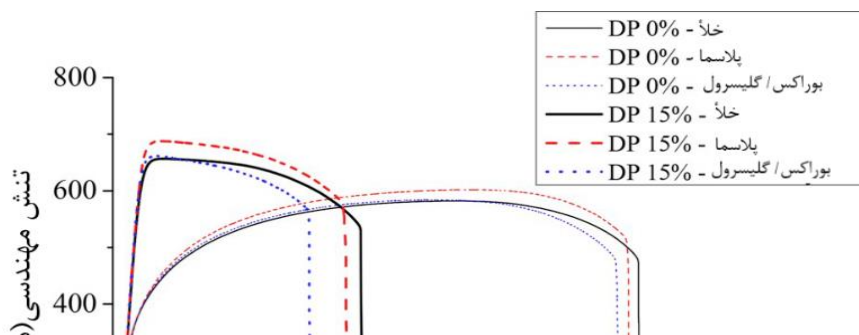
(الف)

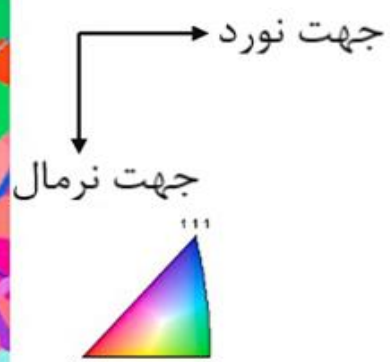
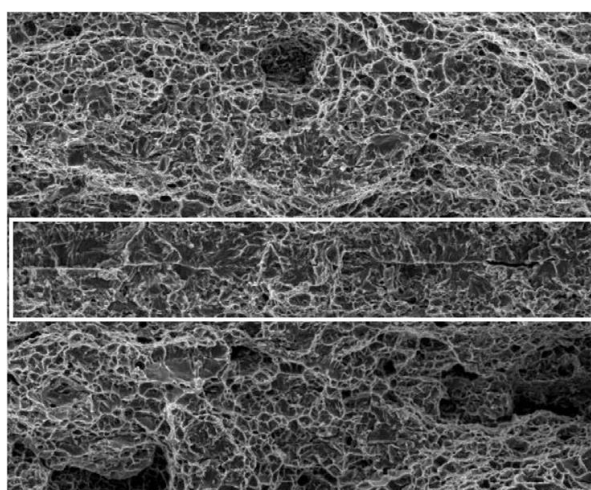
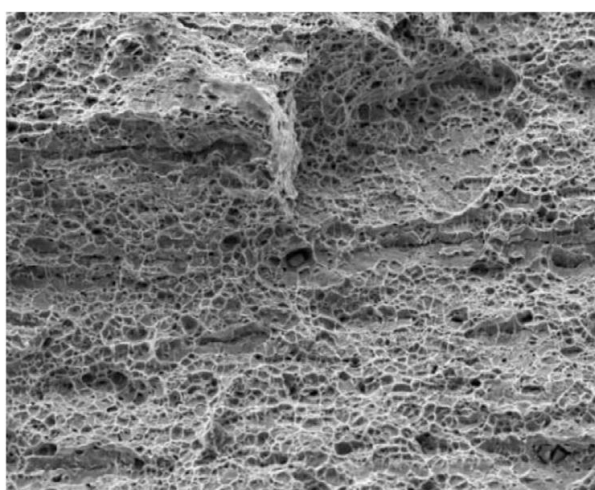


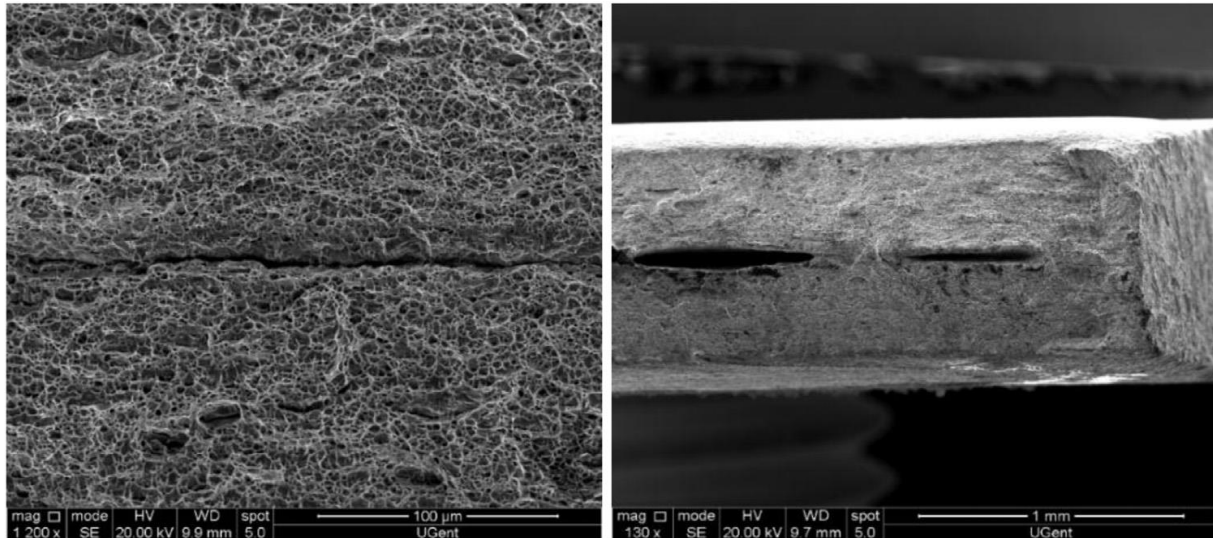
(ب)

جهت نرمال
↑
جهت نورد

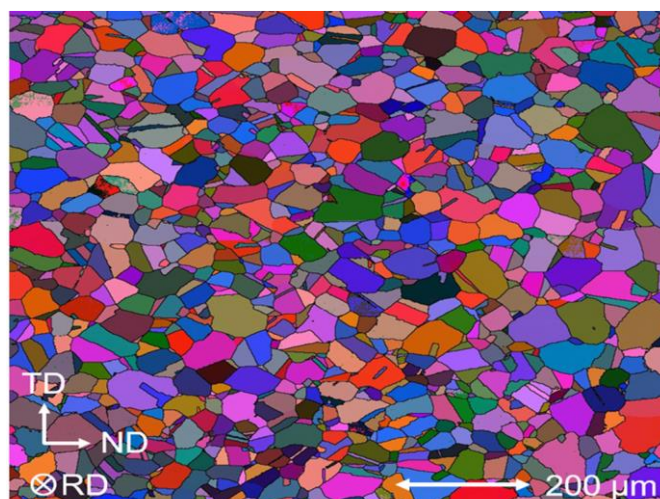
شکل. Error! No text of specified style in document. -۴. نقشه کیفیت تصویر با تجزیه و تحلیل EBSD از ماده دریافتی (الف) DP بدون تغییر شکل و (ب) DP تغییر شکل سرد ۱۵٪ بدست آمد. جهت نورد (RD) و جهت نرمال (ND) نشان داده شده است [H. Li et al, 2022].

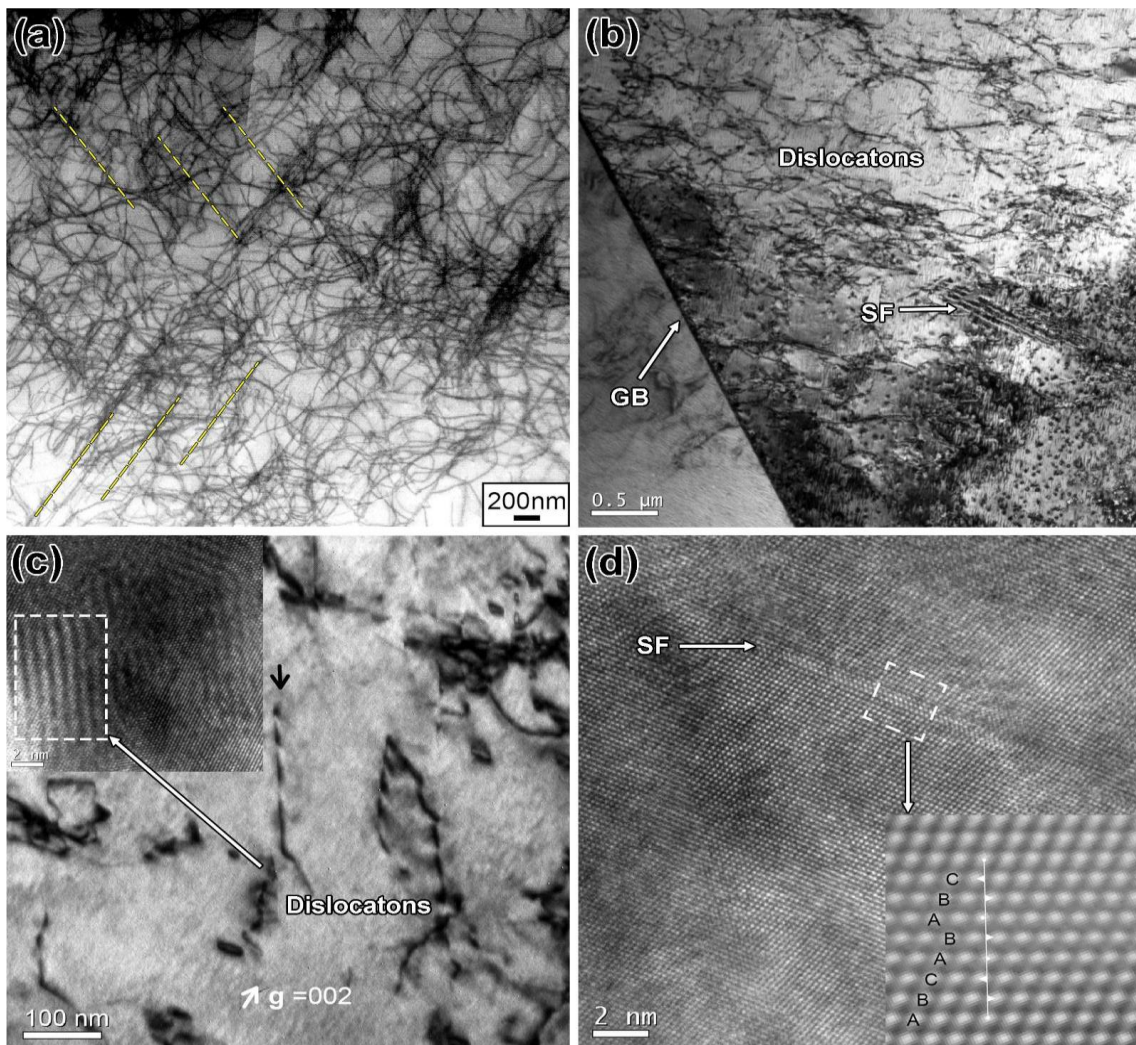




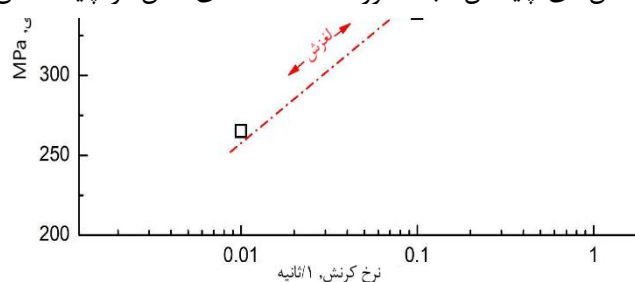


شکل ۸- Error! No text of specified style in document. تصاویر SEM از سطح شکست نمونه H با
۰.۸ mA/cm² (سمت چپ) و ۲۵ mA/cm² (راست)، کشش در 450 s^{-1} آزمایش شده است [E. Van Den Eeckhout et al, ۲۰۲۰]



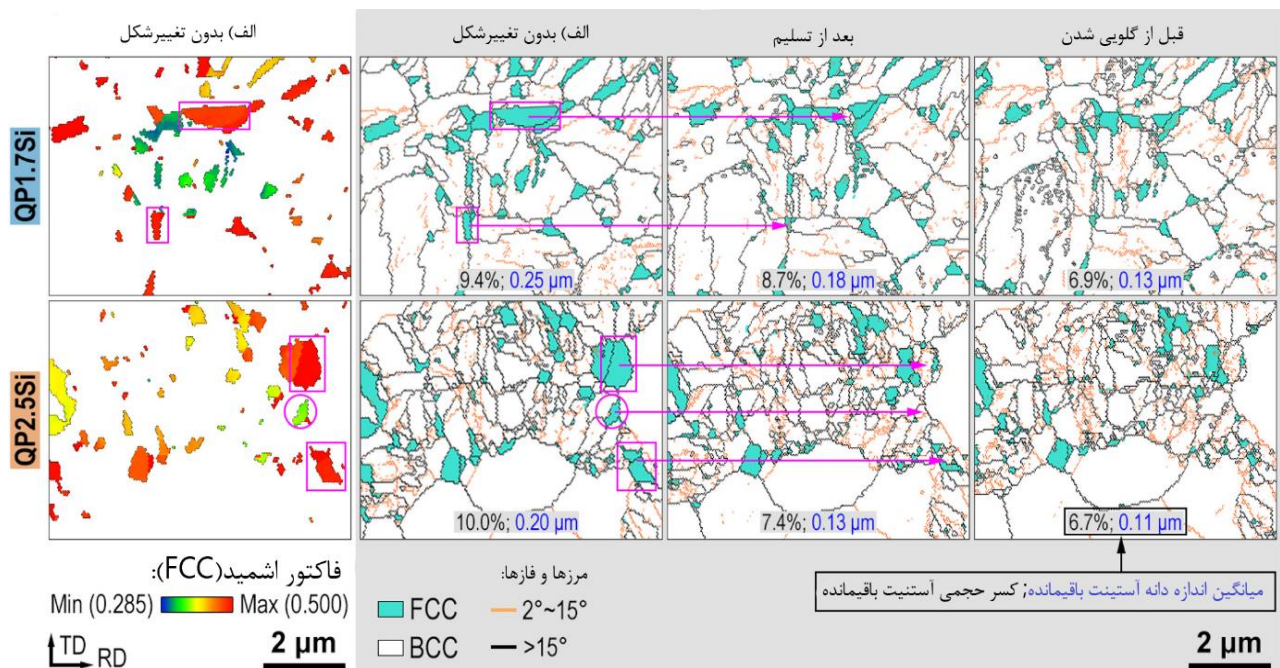


شکل ۱۱- میکروگراف TEM از ناحیه پلاستیکی اطراف فرورفتگی و (ب) نزدیک مرز دانه با نرخ کرنش ۰.۰۱ S-۱ (ج) تصویر بزرگ‌نمایی شده از نایجایی (b)، (د) تصویر با وضوح بالا از نقص‌های چیدمان (ب). (مرز دانه GB، خطای نقص در چیده شدن) [C. D'Hondt et al,]

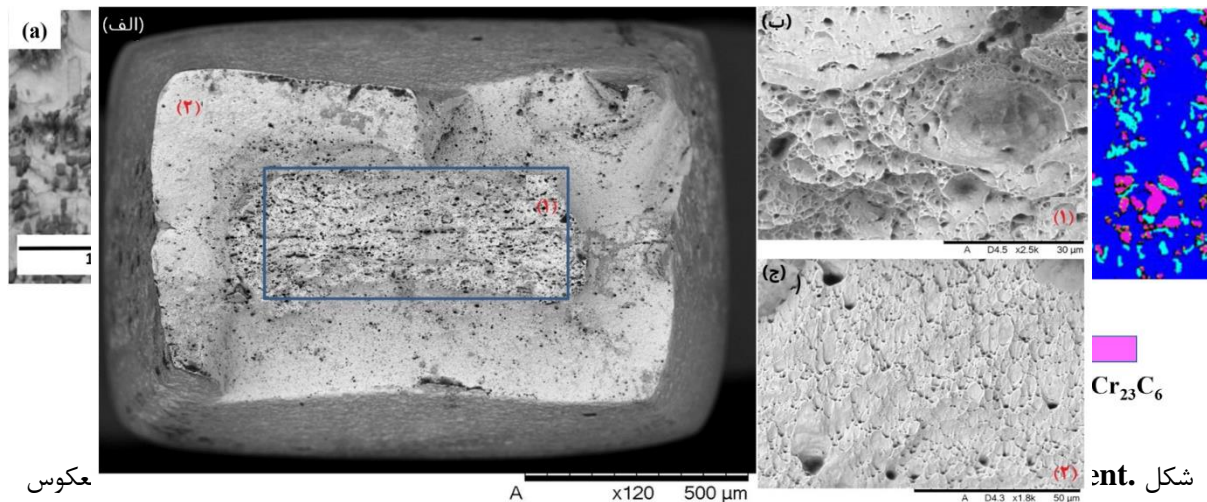


شکل ۱۲- مقایسه تنش‌های برشی بحرانی برای لغزش

document. ۱۲- مقایسه تنش‌های برشی بحرانی برای لغزش



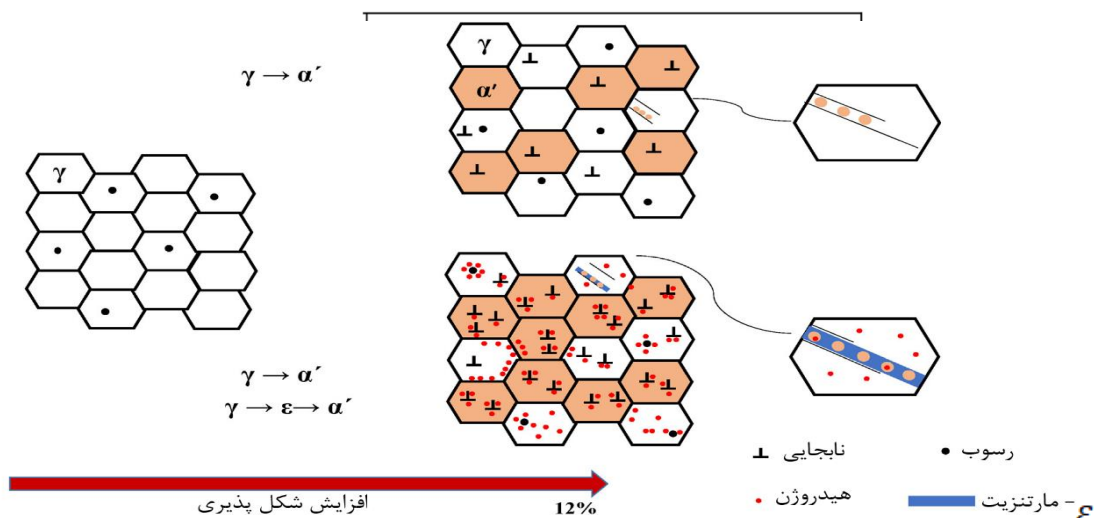
شکل ۱۳- تجزیه و تحلیل درجه EBSD تکامل ریزساختار با کرنش [E. Norouzi et al, 2023]



عکوس

شکل ۱

شکل ۱. SEM (Scanning Electron Microscopy) images of the fracture surface of the 20MnCr₂₃C₆ steel. The images show the fracture surface morphology and the presence of Cr₂₃C₆ precipitates. The fracture surface is characterized by a rough, granular appearance. The Cr₂₃C₆ precipitates are visible as small, dark, irregularly shaped particles. The images are labeled (a) through (e). (a) shows the overall fracture surface. (b) and (c) are high magnification images of the fracture surface. (d) and (e) are EDS spectra showing the presence of Cr₂₃C₆.



شکل ۲. یک نمایش شماتیک از تغییر شکل پلاستیک -۱۵- Error! No text of specified style in document.

جدول ۱-Error! No text of specified style in document. خلاصه درجات تخریب مکانیکی ناشی از هیدروژن [E. Van Den Eckhout et al, 2019].

درصد تردی هیدروژنی	$mA\ cm^{-2}$ ۰.۸	$mA\ cm^{-2}$ ۵	$mA\ cm^{-2}$ ۲۵
s^{-1} ۰.۰۱۶۷	۴۵	۵۸	۷۲
$۱.۶۷\ s^{-1}$	۲۷	۳۷	۴۵

فرمول ها و روابط ریاضی

$$1) I_{HE}(\%) = \left(1 - \frac{E_H}{E_0}\right) \times 100\%$$

$$2) \frac{d(\ln \frac{\varphi}{T_{max}})}{d(\frac{1}{T_{max}})} = -\frac{E_a}{R}$$

بحث و نتیجه گیری

اتم های هیدروژن با نابجایی ها برهم کنش می کنند، که منجر به پین شدن می شود و مانع حرکت آن ها می شود و در نتیجه شکل پذیری کاهش می یابد و کرنش موضعی افزایش می یابد. مطالعات نشان داده اند که وجود هیدروژن می تواند باعث انباشته شدن نابجایی شود که منجر به تمرکز تنش و تغییر شکل موضعی پلاستیک می شود. هیدروژن بر سینتیک و میزان تبدیل فاز در فولادهای AHSS تأثیر می گذارد. تحقیقات نشان داده است که هیدروژن می تواند به شکل گیری فازهای تردی کمک کند یا تردی نواحی ریزساختاری خاص را افزایش دهد که منجر به تغییر رفتار تغییر شکل و افزایش حساسیت به ترک خوردن می شود. HELP به دلیل تجمع هیدروژن در صفحات کریستالوگرافی خاص رخ می دهد که منجر به تشکیل حفره های کوچک یا حفره های نانومقیاس می شود. مطالعات نشان داده اند که انعطاف پذیری موضعی ناشی از هیدروژن می تواند منجر به کرنش موضعی و شکست زودرس شود و بر یکپارچگی مکانیکی کلی AHSS تأثیر بگذارد. وجود هیدروژن به طور قابل توجهی حساسیت AHSS به ترک خوردگی را افزایش می دهد. ترک خوردگی ناشی از هیدروژن می تواند از طریق سازوکارهای مختلفی، از جمله جداسازی با هیدروژن، برش ناشی از هیدروژن، یا هسته زایی و رشد حباب های هیدروژن در مرزهای دانه رخ دهد. محققان استراتژی های کاهش مختلفی را برای کاهش اثرات مضر هیدروژن بر AHSS، مانند مکانیسم های به دام انداختن هیدروژن، اصلاحات طراحی آلیاژ، و تکنیک های حفاظت از سطح، بررسی کرده اند. مطالعات اثربخشی تکنیک های حذف هیدروژن، از جمله تصفیه هیدروژن، عملیات حرارتی، و تغییر شکل مکانیکی را در کاهش محتوای هیدروژن و بهبود مقاومت AHSS در برابر تردی ناشی از هیدروژن بررسی کرده اند.

منابع

- [8] S. E. Shin, S.-J. Lee, S. Nambu, and T. Koseki, "Hydrogen embrittlement in multilayer steel consisting of martensitic and twinning-induced plasticity steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 756, pp. 508–517, May 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.04.085.
- [11] H. Li *et al.*, "Influence of hydrogen on the S–N fatigue of DP1180 advanced high-strength steel," *Corros. Sci.*, vol. 205, p. 110465, Aug. 2022, doi: 10.1016/j.corsci.2022.110465.
- [12] H. Li *et al.*, "Effect of cold deformation on the hydrogen permeation in a dual-phase advanced high-strength steel," *Electrochimica Acta*, vol. 424, p. 140619, Aug. 2022, doi: 10.1016/j.electacta.2022.140619.
- [14] E. Van Den Eeckhout, I. De Baere, T. Depover, and K. Verbeken, "The effect of a constant tensile load on the hydrogen diffusivity in dual phase steel by electrochemical permeation experiments," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 773, p. 138872, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2019.138872.
- [15] T. Depover, F. Vercruysse, A. Elmahdy, P. Verleysen, and K. Verbeken, "Evaluation of the hydrogen embrittlement susceptibility in DP steel under static and dynamic tensile conditions," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 123, pp. 118–125, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2018.10.002.
- [17] A. Drexler, B. Helic, Z. Silvayeh, C. Sommitsch, K. Mraczek, and J. Domitner, "Influence of Plastic Deformation on the Hydrogen Embrittlement Susceptibility of Dual Phase Steels," *Key Eng. Mater.*, vol. 926, pp. 2077–2091, Jul. 2022, doi: 10.4028/p-oeev6l.
- [19] X. Guo, C. Sun, C. Wang, J. Jiang, and M. W. Fu, "Study of dislocation-twin boundary interaction mechanisms in plastic deformation of TWIP steel by discrete dislocation dynamics and dislocation density-based modeling," *Int. J. Plast.*, vol. 145, p. 103076, Oct. 2021, doi: 10.1016/j.jiplas.2021.103076.
- [20] H. Fu, X. Chen, W. Wang, G. Pia, J. Zhang, and J. Li, "Statistical study on the effects of heterogeneous deformation and grain boundary character on hydrogen-induced crack initiation and propagation in twinning-induced plasticity steels," *Corros. Sci.*, vol. 192, p. 109796, Nov. 2021, doi: 10.1016/j.corsci.2021.109796.
- [21] J.-K. Kim, "In-situ TEM investigation of deformation mechanisms of twinning-induced plasticity steel," *Mater. Charact.*, vol. 196, p. 112583, Feb. 2023, doi: 10.1016/j.matchar.2022.112583.
- [22] C. D'Hondt, V. Doquet, and J. P. Couzinié, "Cyclic hardening/softening and deformation mechanisms of a twip steel under reversed loading," *Materialia*, vol. 22, p. 101421, May 2022, doi: 10.1016/j.mtla.2022.101421.



- [23] K. Li *et al.*, "Strain rate dependence on the evolution of microstructure and deformation mechanism during nanoscale deformation in low carbon-high Mn TWIP steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 742, pp. 116–123, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2018.11.006.
- [24] M. Bahramyan, R. T. Mousavian, J. G. Carton, and D. Brabazon, "Nano-scale simulation of directional solidification in TWIP stainless steels: A focus on plastic deformation mechanisms," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 812, p. 140999, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.140999.
- [25] E. Norouzi, R. Miresmaeili, H. R. Shahverdi, M. Askari-Paykani, and L. M. Vergani, "Effect of hydrogen on the deformation mechanisms of metastable 304 austenitic stainless steel," *Mater. Lett.*, vol. 338, p. 134021, May 2023, doi: 10.1016/j.matlet.2023.134021.
- [26] X. Zhao *et al.*, "Deformation twinning and dislocation processes in nanotwinned copper by molecular dynamics simulations," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 142, pp. 59–71, Feb. 2018, doi: 10.1016/j.commatsci.2017.09.055.
- [27] P. Gao, F. Li, K. An, Z. Zhao, X. Chu, and H. Cui, "Microstructure and deformation mechanism of Si-strengthened intercritically annealed quenching and partitioning steels," *Mater. Charact.*, vol. 191, p. 112145, Sep. 2022, doi: 10.1016/j.matchar.2022.112145.
- [34] D. De Knijf, C. Föjer, L. A. I. Kestens, and R. Petrov, "Factors influencing the austenite stability during tensile testing of Quenching and Partitioning steel determined via in-situ Electron Backscatter Diffraction," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 638, pp. 219–227, Jun. 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.04.075.
- [35] J. Zhao and F. Zhang, "In-situ observation of tensile deformation and retained austenite transformation behaviors in carbide-free bainitic steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 771, p. 138637, Jan. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2019.138637.
- [36] E. Norouzi, R. Miresmaeili, H. R. Shahverdi, M. Askari-Paykani, and L. M. Vergani, "Hydrogen embrittlement behavior in FeCCrNiBSi TRIP steel," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 23, pp. 859–868, Mar. 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2023.01.052.
- [38] J. Venezuela *et al.*, "Hydrogen embrittlement of an automotive 1700 MPa martensitic advanced high-strength steel," *Corros. Sci.*, vol. 171, p. 108726, Jul. 2020, doi: 10.1016/j.corsci.2020.

Deformation mechanisms of advanced high strength steels in the presence of hydrogen

Benyamin amani rad

Reza Miresmaeili

Tarbiat modares university student

Tarbiat modares university Associate Professor

Abstract

Hydrogen has been considered as an alternative energy used in the future. The mechanical properties of a wide range of steels in hydrogen environments have been investigated to help develop safe and suitable infrastructure for hydrogen-based applications. Hydrogen embrittlement is a phenomenon caused by the interaction of metal hydrogen and it has been abundantly proven that it causes a severe drop in mechanical properties and a decrease in fracture resistance. This phenomenon is well known in high strength steels. The effect of brittleness is that the material fails catastrophically below its desired strength or stress. Also, the necessity of using advanced high-strength steels in the hydrogen energy industry has been discussed. In this article, an attempt has been made to investigate the effect of deformation on advanced high strength steels in the presence of hydrogen in order to identify steel with the best mechanical and physical properties against hydrogen embrittlement.

Keywords: hydrogen embrittlement, deformation, mechanical properties, advanced high strength steels, hydrogen energy.