J. Adv. Mater. Eng., 2025;44(3)41-60. https://doi.org/10.47176/jame.44.3.1078

Journal of ADVANCED MATERIALS IN ENGINEERING

Journal of Advanced Materials in Engineering

Journal homepage: https://jame.iut.ac.ir/?lang=en

ISSN: 2251-600X EISSN: 2423-5733

Research Article

Investigating the Effect of Tempering Temperature on the Microstructure, Hardness and Burst Pressure of 34CrMo4 Steel

Ali Zareei, Mohammad Mahdi Piran* and Masoud Atapoor

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran
* Corresponding author, Email: mohammadmahdipiran@gmail.com

(Received: 10 September 2024; Accepted: 13 February 2025; Accepted: 15 February 2025; Available online: 16 April 2025)

ABSTRACT

Introduction and Objectives: 34CrMo4 steel has the ability to increase its strength through quenching and annealing heat treatment due to its moderate carbon content. The aim of the present study is to obtain the optimal annealing temperature in order to achieve optimal structural and mechanical properties, including hardness and burst pressure.

Materials and Methods: In the present study, 34CrMo4 steel was used as the starting material. After going through the stages of the natural gas tank construction process and performing heat treatment, hardness testing, hydraulic pressure testing, burst pressure testing, and microstructural studies were performed to investigate the microstructural and mechanical properties of the produced tanks.

Results: The results showed that in the annealing temperature range of 505 to 585°C, the hardness decreased from 392 to 310 Brinell and the breaking pressure decreased from 620 to 500 bar. Compared to the national standard (ISIRI 7598), the samples made at temperatures of 505, 525, and 545°C do not meet the standard conditions and the optimum heat treatment temperature is in the range of 565 to 585°C for compressed natural gas tanks.

Conclusion: With increasing tempering temperature, the strength of the material decreases and bursting occurs with less pressure. With increasing annealing temperature, the fracture surfaces will progress from brittle fracture to quasi-brittle and ductile fracture. The annealing temperature range at which optimal mechanical properties will be achieved in accordance with the National Standard 7598 will be between 565-585°C.

Keywords: 34CrMo4 steel, Annealing temperature, Pressure vessel, Mechanical properties, Microstructure.

How to Cite: Zareei A, Piran MM, Atapoor M. Investigating the effect of tempering temperature on the microstructure, hardness and burst pressure of 34CrMo4 steel. J Adv Mater Eng. 2025;44(3):41-60. https://doi.org/10.47176/jame.44.3.1078

Copyright © 2025 Isfahan University of Technology, Published by IUT press.

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/). Non-commercial uses of the work are permitted, provided the original work is properly cited.

https://doi.org/10.47176/jame.44.3.1078 .۴۱-۶۰:۴۴(۳)؛۱۴۰۴ مواد پیشرفته در مهندسی

مواد پیشرفته در مهندسی

صفحه خانگی فصلنامه:/https://jame.iut.ac.ir

شاپا: ۶۰۰X-۲۲۵۱ شاپا الکترونیکی: ۵۷۳۳-۲۴۲۳

مقاله پژوهشی

بررسی تأثیر دمای بازپخت بر ریزساختار، سختی و فشار ترکیدن فولاد 34CrMo4

علی زارعی، محمدمهدی پیران* و مسعود عطاپور

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان ۸۴۱۵۶-۸۳۱۱۱، ایران

* **نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: mohammadmahdipiran@gmail.com**

(دریافت: ۱۴۰۳/۶/۲۰، بازنگری: ۱۴۰۳/۱۱/۲۵، پذیرش: ۱۴۰۳/۱۱/۲۷، انتشار: ۱۴۰۴/۱/۲۷)

چکیده

مقدمه و اهداف: فولاد 34CrMo4 به دلیل داشتن محتوای متوسط کربن، امکان افزایش مقاومت خود را از طریق عملیات حرارتی خنک‌کردن و بازپخت دارد. هدف از پژوهش حاضر به‌دست آوردن دمای بهینه بازپخت به‌منظور دست‌یابی به خواص بهینه ساختاری و مکانیکی از جمله سختی و فشار ترکیدن است.

مواد و روش‌ها: در پژوهش حاضر، فولاد 34CrMo4 به‌عنوان ماده اولیه مورداستفاده قرار گرفته است. پس از طی مراحل فرایند ساخت مخزن گاز طبیعی و انجام عملیات حرارتی، به‌منظور بررسی خواص ریزساختاری و مکانیکی مخازن تولیدشده، آزمون‌های سختی‌سنجی، بررسی فشار هیدرولیک، فشار ترکیدن و مطالعات ریزساختاری انجام شد.

یافته‌ها: نتایج نشان داد که در محدوده دمای بازپخت ۵۰۵ تا ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد، سختی از ۳۹۲ تا ۳۱۰ برینل کاهش یافت و فشار شکست از ۶۲۰ تا ۵۰۰ بار کاهش یافت. در مقایسه با استاندارد ملی (ISIRI 7598) نمونه‌های ساخته‌شده در دماهای ۵۰۵، ۵۲۵ و ۵۴۵ درجه سانتی‌گراد، شرایط استاندارد را برآورده نمی‌کنند و دمای عملیات حرارتی بهینه در محدوده ۵۶۵ تا ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد، برای مخازن گاز طبیعی فشرده است.

نتیجه‌گیری: با افزایش دمای بازپخت، استحکام ماده کاهش‌یافته و با اعمال فشار کمتری ترکیدن اتفاق افتاده است. با افزایش دمای بازپخت سطوح شکست از شکست ترد به سمت شبه‌ترد و شکست نرم پیش خواهد رفت. محدوده دمای بازپخت که خواص مکانیکی بهینه مطابق با استاندارد ملی ۷۵۹۸ حاصل خواهد شد، بین ۵۶۵-۵۸۵ درجه سانتی‌گراد خواهد بود.

واژه‌های کلیدی: فولاد 34CrMo4، دمای بازپخت، مخازن تحت‌فشار، خواص مکانیکی، ریزساختار.

حق انتشار این مستند، متعلق به دانشگاه صنعتی اصفهان است. ۱۴۰۴ ©.

این مقاله تحت گواهی زیر منتشر شده و هر نوع استفاده غیرتجاری از آن مشروط بر استناد صحیح به مقاله و با رعایت شرایط مندرج در آدرس زیر مجاز است:

Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/).

۱- مقدمه

34CrMo4، یک فولاد آلیاژی با استحکام بالا است که به دلیل چقرمگی و توانایی مقاومت در برابر استرس بالا شناخته شده است. به دلیل خواص مکانیکی چشمگیر مانند استحکام خستگی بالا و مقاومت در برابر سایش، به‌طور گسترده در صنایع مختلف، به‌ویژه در بخش‌های خودرو و هوافضا استفاده می‌شود. این فولاد در دسته فولادهای آلیاژی قرار می‌گیرد که با توجه به مقدار متوسط عنصر کربن در ترکیب شیمیایی، می‌توان با عملیات فرونشانی[1]- بازپخت[2] به آن استحکام بخشید. این فولاد برای ساخت قطعاتی که تحت بارهای ثابت و چرخه‌ای هستند، همچون میل‌لنگ، اکسل، محور پینیون ماشین‌آلات، رینگ تایر خودرو، غلتک‌های صنایع فولاد و همچنین سایر قطعات فورج و زنجیرها استفاده می‌شود (۱). فولاد مذکور دارای خواص مکانیکی ویژه‌ای از جمله سختی‌پذیری خوب در کنار حفظ استحکام و انرژی ضربه است که به همین دلیل کاربردهای ویژه‌ای برای این فولاد در نظر گرفته شده است. فولادهای آلیاژی سخت‌شده، ترکیبی عالی از خواص مکانیکی، سختی‌پذیری و مقاومت در برابر خوردگی را ارائه می‌دهند. 34CrMo4، یک فولاد کربن متوسط و کم‌آلیاژ است که به دلیل ترکیب خوبی از استحکام بالا، چقرمگی و مقاومت در برابر سایش به‌طور گسترده استفاده می‌شود (۲). در سال ۲۰۰۹، بال و همکاران (۳) اشاره کردند که هیدروژن برای دستیابی به اهداف اصلی نیازهای انرژی، کاهش گازهای گلخانه‌ای، امنیت انرژی و محدودیت آلاینده‌های هوا، امیدوارکننده است. از آن زمان، استفاده از هیدروژن به‌عنوان یک ماده تأمین انرژی موردتوجه قرار گرفته است. با این‌حال، زمانی‌که یک زنجیره تأمین ایمن در دسترس باشد، هیدروژن به یک انرژی مناسب تبدیل خواهد شد. حداکثر چهار امکان ذخیره‌سازی وجود دارد: فشرده در فشار بالا، مایع برودتی، فشرده در دمای متوسط پایین و فشار بالا و فرم جامد در هیدریدها که هر یک از آن‌ها باید الزامات نگهداری متفاوتی را برآورده کنند (۴). مخازن فلزی، مقرون‌به‌صرفه‌ترین راه‌حل برای ذخیره‌سازی هیدروژن فشرده تا فشار ۱۰۰ مگاپاسکال هستند. فولادهای خانواده Cr-Mo، گزینه‌ای برای حمل‌ونقل و ذخیره‌سازی هیدروژن تحت‌فشار و سایر گازهای حاوی هیدروژن هستند (۵ و ۶). در سال‌های اخیر و با رشد چشمگیر مصرف سوخت‌های فسیلی، تجدیدناپذیر و گران‌قیمت از جمله بنزین و گازوئیل، استفاده از سوختی جایگزین و به‌صرفه، امری اجتناب‌ناپذیر است. گاز طبیعی فشرده یا گاز سی‌ان‌جی[3]، با توجه به ارزان‌بودن، آلودگی کمتر و همچنین فراوانی بیشتر نسبت به بنزین و گازوئیل، می‌تواند به‌عنوان جایگزین خوبی برای سوخت‌های مذکور باشد. سی‌ان‌جی، با فشرده‌سازی گاز طبیعی به‌صورت خام ایجاد می‌شود؛ به‌گونه‌ای که حجم اشغال‌شده کمتر از یک درصد حجمی است که گاز طبیعی در شرایط عادی اشغال می‌کند (۷ و ۸). گاز طبیعی بیشتر از متان تشکیل می‌شود و از چاه‌های گاز طبیعی، چاه‌های نفتی و فراوری زباله‌ها (زیست‌گاز) تولید می‌شود. با توجه به اینکه یکی از معایب اصلی و مخاطره‌آمیز مخازن سی‌ان‌جی، مناسب نبودن خواص فولاد مورداستفاده در این مخازن بوده که منجر به حوادث جبران‌ناپذیری از جمله انفجار در هنگام سوخت‌گیری می‌شود، پرداختن به خواص مکانیکی، ریزساختاری و خوردگی فولاد مورداستفاده، امری اجتناب‌ناپذیر است. فولادهای آلیاژی سخت‌شده، ترکیبی عالی از خواص مکانیکی مانند استحکام کششی نهایی تا ۱۰۰۰ مگاپاسکال، استحکام تسلیم ۸۰۰ مگاپاسکال، ازدیاد طول بیشتر از ۱۱ درصد و انرژی ضربه بیشتر از ۳۵ ژول را ارائه می‌دهند. این خواص همراه با قابلیت عملیات حرارتی آن‌ها، سختی‌پذیری آسان، تمایل کمتر به شکنندگی و مقاومت در برابر خوردگی خوب، این فولادها را به گزینه‌ای عالی برای کاربردهای ساختاری تبدیل کرده است. در میان آن‌ها، 34CrMo4 به دلیل تعادل خوب در استحکام بالا، چقرمگی و مقاومت در برابر سایش، یکی از پرکاربردترین فولادهای کربن متوسط و کم‌آلیاژ است. با توجه به موارد گفته شده، فولاد مذکور برای ساخت مخازن تحت‌فشار، به‌ویژه برای ساخت سیلندرهای گاز در حمل‌ونقل، ذخیره و رهاسازی گاز استفاده

جدول ۱- ترکیب شیمیایی مواد اولیه وارداتی از کشور چین (بر حسب درصد وزنی)

Fe	V	Mo	Al	Cu	Ni	Cr	S	P	Mn	Si	C
					MAX ۰/۲۵	۰/۹-۱/۲	MAX ۰/۰۱۰	MAX ۰/۰۲۰	۰/۶-۰/۹	۰/۱۵-۰/۳۵	۰/۳۲-۰/۳۷
۹۷/۲	۰/۰۰۱	۰/۱۸	۰/۰۳۶	۰/۰۹	۰/۱	۰/۹۹	۰/۰۰۳	۰/۰۱۴	۰/۸۳	۰/۱۹	۰/۳۵

می‌شود (۲). یکی از کاربردهای اصلی فولاد 34CrMo4، در ساخت مخازن تحت‌فشار به‌ویژه مخازن بدون درز گاز طبیعی است. فولاد مذکور به‌منظور استفاده در ساخت مخازن گاز طبیعی فشرده، با توجه به استاندارد ملی ۷۵۹۸، باید خواص ویژه‌ای از قبیل فشار ترکیدن[۴] بیشتر از ۴۸۰bar، سختی در محدوده ۲۹۰-۳۶۰ برینل[۵]، استحکام کششی در محدوده ۹۸۲-۱۱۰۰ مگاپاسکال، استحکام تسلیم بیشتر از ۸۹۰ مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول بیشتر از ۱۴ درصد را دارا باشد. بدین منظور مخازن گاز طبیعی باید تحت عملیات حرارتی مناسب قرار گیرند تا به شرایط ایده‌آل از نظر مکانیکی، ریزساختاری و خوردگی منجر گردد. با توجه به گفتار بالا، تعریف چرخه مناسب عملیات حرارتی، مهم‌ترین بخش از طراحی مخازن مذکور است. بدین منظور پژوهش حاضر، به بررسی تغییرات ریزساختاری در دماهای مختلف بازپخت و تأثیر آن بر روی خواص مکانیکی مخازن ساخته‌شده از جنس فولاد 34CrMo4 می‌پردازد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- ماده اولیه

در پژوهش حاضر فولاد 34CrMo4، به‌عنوان ماده اولیه مورداستفاده قرار گرفته است. فولاد مذکور، به شکل لوله به ضخامت اسمی ۷/۵ میلی‌متر و قطر داخلی ۳۵۶ میلی‌متر به‌صورت بدون درز[۶] تهیه گردید. لوله بدون درز، لوله‌ای است که هیچ درز جوشکاری ندارد. لوله اولیه تحقیق موردنظر، به سفارش شرکت انرژی صنعت خاورمیانه از کشور چین وارد شده است. شماره ذوب لوله مورداستفاده 20D4663V می‌باشد که ترکیب شیمیایی آن به‌طور مجزا در جدول (۱) ارائه شده است.

۲-۲- فرایندهای ساخت مخازن گاز طبیعی مورد آزمایش

با توجه به این‌که برای ساخت مخازن گاز طبیعی هیچ‌گونه درز و جوشی نباید به‌کار برده شود، عملیات شکل‌دهی بدون درز و همچنین عملیات حرارتی مناسب پس از آن برای رسیدن به خواص ریزساختاری و مکانیکی قابل‌قبول الزامی است. در ادامه به‌ترتیب فرایندهای ساخت مخازن گاز طبیعی تشریح می‌گردد. فرایندهای ساخت مخازن گاز طبیعی مورد آزمایش به‌ترتیب، شامل مراحل برش لوله برای عملیات شکل‌دهی دمابالا، عملیات شکل‌دهی داغ ته مخازن، کف‌تراشی سمت داخل، عملیات شکل‌دهی داغ سر مخازن، عملیات حرارتی مخازن، ساچمه‌زنی خارجی، ماشین‌کاری سر مخازن و ساچمه‌زنی داخلی است. به دلیل اهمیت بالای فرایند عملیات حرارتی در ادامه به تشریح این بخش پرداخته شد.

عملیات حرارتی مخازن. پس از انجام مراحل فوق، فرایند شکل‌دهی نهایی مخازن موردنظر تکمیل می‌گردد. مخازن شکل‌دهی‌شده نهایی در شکل (۱) مشاهده می‌گردد. همان‌طور که مشخص است مخازن از شماره ۱ تا ۱۰ شماره‌گذاری شده‌اند. همه مخازن دارای حجم ۶۲ لیتر می‌باشند.

عملیات حرارتی مخازن گاز طبیعی، فرونشانی و بازپخت است. عملیات مذکور شامل سه مرحله آستنیته‌کردن، سردکردن و بازپخت است. در پژوهش پیش‌رو همه پارامترهای عملیات حرارتی از قبیل دما و زمان آستنیته‌کردن، ماده فرونشانی، زمان فرونشانی و زمان بازپخت برای همه مخازن ثابت است و پارامتر موردبحث و بررسی، دمای بازپخت مخازن خواهد بود.

کوره آستنیته مورد استفاده در بخش عملیات حرارتی دارای اتمسفر اتاق و همچنین سه بخش است که دمای بخش اول یا ورودی ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد، بخش میانی ۸۶۰ درجه

شکل ۱- مخازن شکل‌دهی‌شده نهایی پژوهش.

سانتی‌گراد و بخش پایانی یا خروجی ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد خواهد بود. به‌عبارتی دمای مخازن هنگام خروج از کوره آستنیت ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد خواهد بود. دمای قبل از ورود به محیط فرونشانی طبق استاندارد باید بیشتر از ۸۳۰ درجه سانتی‌گراد باشد. سرعت حرکت ریل کوره آستنیته باید به‌گونه‌ای تنظیم گردد که زمان ماندگاری مخزن در آن ۷۵ دقیقه باشد. پس از تنظیمات ذکرشده، ۱۰ مخزن پژوهش به داخل کوره آستنیته منتقل شدند تا عملیات آستنیته انجام شود.

پس از آستنیته‌کردن، همه مخازن در حوضچه فرونشانی به مدت ۸۰ ثانیه سردسازی می‌شوند. ماده فرونشانی، نوعی ماده پلیمری است که میزان غلظت مواد پلیمری آن مطابق با ۲/۴ درصد است که عملاً معادل عدد رفرکتومتر ۹/۰ است. دمای خروج مخازن از حوضچه فرونشانی کمتر از ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد است.

پس از عملیات فرونشانی، مخازن به شکل زیر تحت عملیات بازپخت در کوره بازپخت قرار می‌گیرند:

۱- مخزن شماره ۱ و ۲ در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه

۲- مخزن شماره ۳ و ۴ در دمای ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه

۳- مخزن شماره ۵ و ۶ در دمای ۵۴۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه

۴- مخزن شماره ۷ و ۸ در دمای ۵۶۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه

۵- مخزن شماره ۹ و ۱۰ در دمای ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه

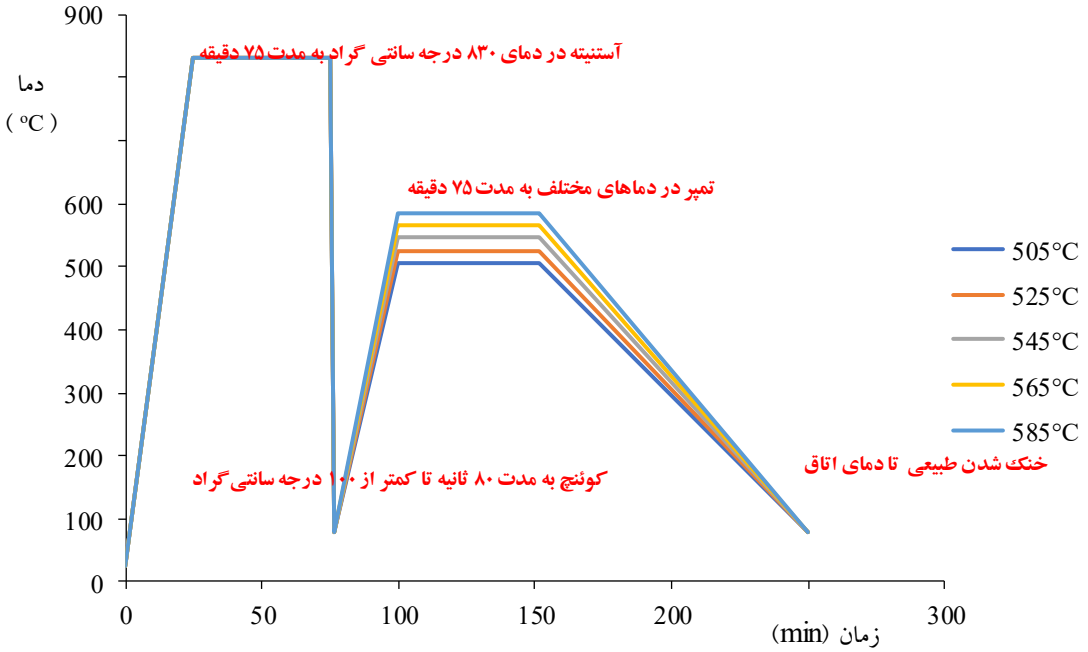
شکل (۲)، به‌طور شماتیک چرخه‌های عملیات حرارتی انجام‌شده را نشان می‌دهد.

پس از انجام چرخه‌های عملیات حرارتی و همچنین تکمیل فرایند ساخت و بازرسی غیرمخرب مخازن، خواص مکانیکی و ریزساختاری فولاد $34CrMo_4$، ازطریق آزمون‌های مختلف بررسی‌شده و به چرخه بهینه جهت ساخت مخازن گاز طبیعی منجر می‌گردد.

۲-۳- آزمون‌های مشخصه‌یابی

سختی‌سنجی. آزمون سختی‌سنجی با مقیاس برینل، بر روی قسمت استوانه‌ای مطابق با استاندارد ISO 6506-1 و پس از عملیات حرارتی نهایی انجام شد. در هر چرخه عملیات حرارتی، دو مخزن تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. در هر چرخه، یک مخزن به‌منظور آزمون ترکیدن و یک مخزن به جهت انجام آزمون‌های مکانیکی و ریزساختاری تعبیه شد. از نمونه‌های مورد آزمایش در هر چرخه، پنج آزمون سختی تحت شرایط ذکرشده گرفته شده و همچنین میانگین سختی در هر چرخه گزارش شد.

آزمون‌های هیدرولیک فشار ثابت و غیرمخرب. پس از رزوه‌زنی، همه مخازن تحت آزمون‌های هیدرولیک فشار ثابت و غیرمخرب قرار می‌گیرند. در آزمون هیدرولیک فشار ثابت، برای اطمینان از عدم نشتی انتهای مخازن، مخازن تحت‌فشار هیدرولیک آب به مدت حداقل ۳۰ ثانیه و فشار ۲۰۰ بار قرار می‌گیرند. همچنین سطح استوانه‌ای مخازن به جهت نداشتن



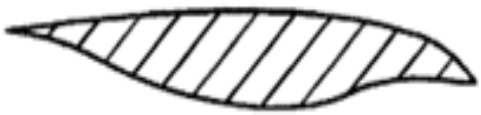
شکل ۲- چرخه‌های عملیات حرارتی مختلف انجام‌شده روی مخازن.

عیوب سطحی، زیرسطحی و داخلی، تحت آزمایشات غیر مخرب آلتراسونیک[۷] و ذرات مغناطیسی[۸] قرار می‌گیرند.

آزمون ترکیدن. پس از انجام مراحل فوق از هر چرخه عملیات حرارتی انجام شده، یک مخزن برای انجام آزمون ترکیدن آماده می‌گردد. استاندارد ECE R110 به‌منظور انجام آزمون ترکیدن مورد استفاده قرار گرفت که الزامات خاصی را برای آزمایش ترکیدگی سیلندرهای گاز طبیعی فشرده (CNG)، با تمرکز بر ایمنی و عملکرد در شرایط فشار بالا لحاظ می‌کند. فشار ترکیدگی سیلندرها، باید به میزان قابل توجهی از فشار تست هیدرواستاتیک بیشتر باشد. طبق شرایط این استاندارد، فشار ترکیدگی باید حداقل ۲/۲۵ برابر فشار سرویس باشد، به این معنی که حداقل فشار ترکیدگی تقریباً ۴۵ مگاپاسکال (۴۵۰ بار) برای سیلندرهای دارای فشار سرویس ۲۰ مگاپاسکال انتظار می‌رود. پس از اطمینان از کالیبره بودن وسایل اندازه‌گیری به‌خصوص گیج فشار، سیلندر به‌وسیله آب پر شده و تحت‌فشار تا ترکیدن قرار می‌گیرد. سرعت افزایش فشار تا قبل از ۳۶۰bar نیاز به کنترل ندارد؛ ولی پس از ۳۶۰bar، نباید بیشتر از ۳bar/s شود و به هنگام رسیدن به حداقل فشار ترکیدن، نرخ افزایش فشار باید به مدت پنج ثانیه متوقف شود.

شکست اصلی باید در قسمت استوانه‌ای سیلندر ایجاد شده و نباید به‌صورت شکست ترد باشد، یعنی لبه‌های گسیخته‌شده دیواره باید شیب‌دار باشد و همچنین نباید شکست ناشی از وجود عیب در فلز باشد و در هیچ حالتی نباید به گلویی برسد. برای انتهای مقعر، شکست نباید جلوتر از قسمت استوانه‌ای انتهای ته پیش برود و برای انتهای محدب، نباید به مرکز ته سیلندر برسد. شکل (۳)، مقاطع گسیختگی مورد قبول در آزمون ترکیدن را نشان می‌دهد که مربوط به الزامات طراحی و ساخت مخازن گاز طبیعی فشرده طبق استاندارد ۷۵۹۸ ملی است.

مطالعات ریزساختاری. از مخازن عملیات حرارتی‌شده در چرخه‌های مختلف و همچنین فلز پایه، ابتدا نمونه‌های ریزساختاری با استفاده از سنگ فرز و سپس وایرکات برش داده شد. در ابتدا نمونه‌ها مانت شدند، سپس با استفاده از سری سنباده‌های با مش ۸۰، ۱۸۰، ۳۲۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۲۰۰ سنباده‌زنی شدند. در ادامه با استفاده از پارچه پولیش با برند



شکل ۳- مقاطع گسیختگی مورد قبول در آزمون ترکیدن (۹).

شرکت BOHLER و با استفاده از پودر Al_2O_3 در دو مرحله با اندازه پودر یک میکرومتر و در ادامه با ۰/۳ میکرومتر پولیش گردید. جهت اچ‌کردن نمونه‌ها از محلول نایتال استفاده شد. سپس تصویربرداری از ریزساختار نمونه‌های عملیات‌حرارتی-شده و پایه آزمایش، با استفاده از میکروسکوپ نوری[۹]، میکروسکوپ الکترونی روبشی[۱۰] مدل Philips-XL30 و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی[۱۱] صورت گرفت. همچنین به‌منظور بررسی سطوح شکست، پس از انجام آزمون کشش، از سطوح شکست با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی تصویربرداری شد.

۳- نتایج و بحث

هدف از تحقیق حاضر، بهینه‌سازی دمای بازپخت مخازن به‌منظور دست‌یابی به خواص مطلوب مکانیکی و ریزساختاری است. بدین منظور، مخازن پس از آستنیته‌شدن در دمای ۸۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه و فرونشانی به مدت ۸۰ ثانیه تا کمتر از ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، در پنج دمای مختلف بازپخت شدند. دماهای بازپخت، به‌ترتیب، ۵۰۵، ۵۲۵، ۵۴۵، ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه بودند. ترکیب شیمیایی اولیه همه مخازن ثابت و از جنس فولاد کربن متوسط 34CrMo4 است. همچنین فرایند ساخت همه مخازن در مقایسه با یکدیگر یکسان است. همان‌طور که در بخش مواد و روش تحقیق-عملیات حرارتی بیان گردید، دما و زمان آستنیته‌کردن و همچنین زمان نگهداری کوره بازپخت برای همه مخازن ثابت بود. در ادامه به بررسی و تغییرات ریزساختاری نمونه‌های چرخه‌های مختلف آزمایش و همچنین تأثیر آن بر روی خواص مکانیکی پرداخته خواهد شد.

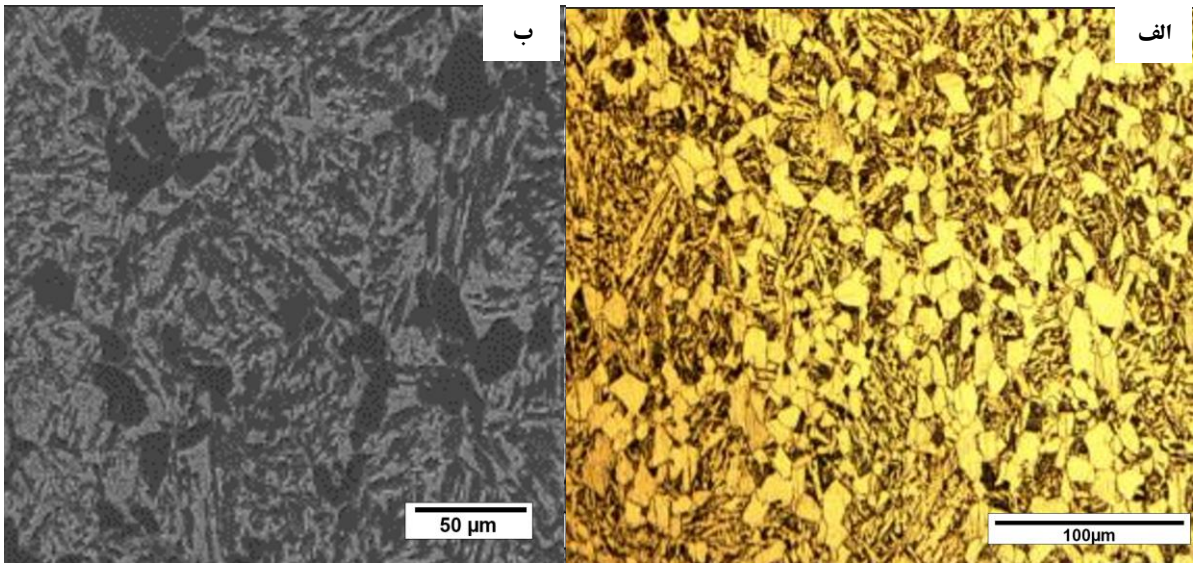
۳-۱- مطالعات ریزساختاری

در این بخش به مطالعه ریزساختار نمونه‌های آزمایش‌شده، پرداخته خواهد شد. در ابتدا نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفتند. در ادامه برای بررسی‌های بیشتر و تکمیلی، از میکروسکوپ الکترونی روبشی برای مشاهده ریزساختارها استفاده شد. همچنین سطوح شکست با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی، مورد شکست‌نگاری قرار گرفت.

تصاویر میکروسکوپی ماده اولیه. پس از انجام چرخه‌های مختلف آزمایش که در بخش‌های قبل با جزئیات به آن اشاره شد، از هر چرخه یک نمونه برای انجام متالوگرافی استخراج شد. شکل (۴)، ریزساختار ماده اولیه از جنس فولاد $34CrMo_4$ را نشان می‌دهد.

همان‌طور که در شکل (۴) مشاهده می‌شود، ریزساختار ترکیبی از پرلیت در زمینه فریتی می‌باشد. با توجه به درصد کربن فولاد مذکور که در محدوده ۰/۳۴ تا ۰/۳۷ است، این فولاد یک فولاد هیپویوتکتوئید[۱۲] می‌باشد. با توجه به اینکه تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با استفاده از الکترون‌های ثانویه[۱۳] تهیه گردیده است، مناطق مشکی رنگ که فقیر از کربن می‌باشد، نمایان‌گر فریت است. همچنین مناطق لایه‌ای تیره و روشن پرلیت را نشان می‌دهد.

تصاویر میکروسکوپی ریزساختار نمونه‌های بازپخت‌شده در دماهای مختلف. دمای بازپخت برای فولاد 34CrMo4، معمولاً بین ۵۴۰ تا ۶۸۰ درجه سانتی‌گراد است (۱۰). در این دما، ساختار مارتنزیتی که در طی فرآیند فرونشانی ایجاد شده، به حالت پایدارتر تبدیل می‌شود و خواص مکانیکی فولاد بهبود می‌یابد. بازپخت‌کردن باعث کاهش تنش‌های داخلی و افزایش



شکل ۴- الف) تصویر میکروسکوپی نوری ب) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ریزساختار ماده اولیه از جنس فولاد 34CrMo4.

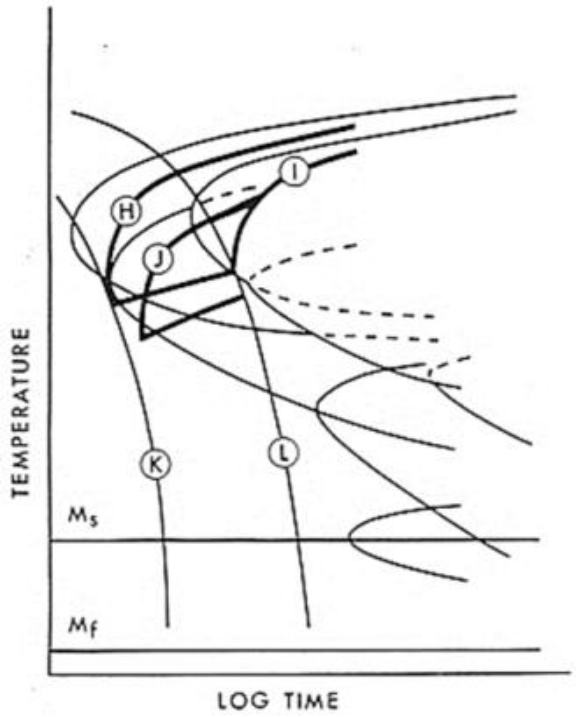
چقرمگی می‌شود، اما اگر دما بیش از حد بالا باشد، ممکن است منجر به درشت‌ترشدن دانه‌ها شود.

در هنگام بازپخت‌کردن، اگر دما به‌طور مداوم بالاتر از محدوده مناسب نگه داشته شود، می‌تواند باعث رشد دانه‌ها شود. این پدیده به دلیل افزایش حرارت و حرکت اتم‌ها در ساختار کریستالی فولاد اتفاق می‌افتد. در فولاد 34CrMo4، وجود عناصر آلیاژی مانند کروم و مولیبدن کمک می‌کند تا این رشد دانه‌ها کنترل شود، زیرا این عناصر به تشکیل کاربیدهای پایدار کمک کرده و از رشد غیرمطلوب دانه‌ها جلوگیری می‌کنند (۱۰). لی و همکاران (۱۰)، به مطالعه تأثیر دمای بازپخت بر روی خواص ریزساختاری و مکانیکی این آلیاژ پرداختند و نتایج نشان می‌دهند که با افزایش دمای بازپخت، اندازه دانه‌ها به‌طور قابل‌توجهی افزایش می‌یابد. به‌طور خاص، در دماهای بالاتر از ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، ساختار مارتنزیتی به‌تدریج به ساختار فریتی تبدیل می‌شود که این امر منجر به درشت‌ترشدن دانه‌ها می‌گردد.

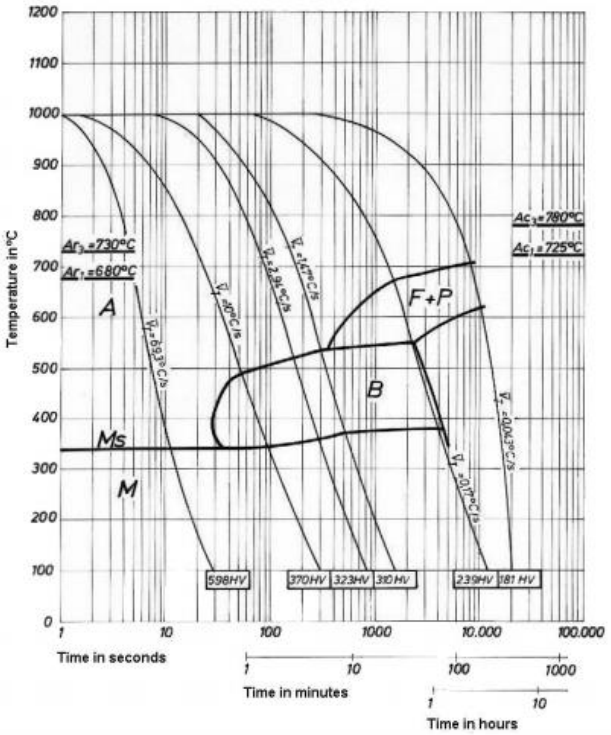
طبق مشاهدات، ریزساختار حاصل تمامی نمونه‌ها پس از فرونشانی قطعات به‌صورت مارتنزیت همراه با مقدار کمی آستنیت باقیمانده است. علت این موضوع آن است که احتمالاً دمای M_f این فولاد کمتر از دمای محیط است؛ لذا فرایند مارتنزیتی‌شدن به‌صورت کامل انجام نشده است. در طی آهسته سردشدن، آستنیت با یک تبدیل نفوذی به فریت و کاربید تجزیه می‌شود؛ اما در سردشدن سریع تبدیل نفوذی سرکوب شده و آستنیت توسط یک فرایند بدون نفوذ تبدیل به مارتنزیت می‌شود.

مطابق شکل (۵)، اگر سرعت خنک‌سازی به‌اندازه‌ای بالا باشد که از دماغه منحنی عبور کند، تبدیل نفوذی سرکوب می‌شود و تبدیل مارتنزیتی با فراهم‌شدن نیروی‌محرکه در دمای پایین‌تر رخ می‌دهد. نیروی‌محرکه تبدیل فاز، کاهش انرژی آزاد سیستم است و زمانی که در حداقل انرژی آزاد خود باشد، سیستم در حالت پایدار است. دمای M_s و M_f، نشان‌دهنده این هستند که تبدیل مارتنزیتی یک تبدیل حرارتی است و تنها تابع دما و مستقل از زمان است. همپوشانی این محصولات نشان می‌دهد که مکانیسم‌های تشکیل متفاوت است اما ممکن است از آستنیت به طور هم‌زمان و مستقل تشکیل شوند.

شکل (۶)، نمودار مقایسه سرعت‌های سردشدن متفاوت برای تشکیل فازهای مختلف فولاد مورد بررسی این پژوهش را از استاندارد DIN آلمان نشان می‌دهد. اگر سرعت سردشدن بالا باشد در محدوده دمایی ۳۴۰ درجه سانتی‌گراد تشکیل مارتنزیت شروع خواهد شد و در محدوده دمایی ۳۵۰ تا ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد تشکیل بینیت برای آن متصور است و اگر سرعت



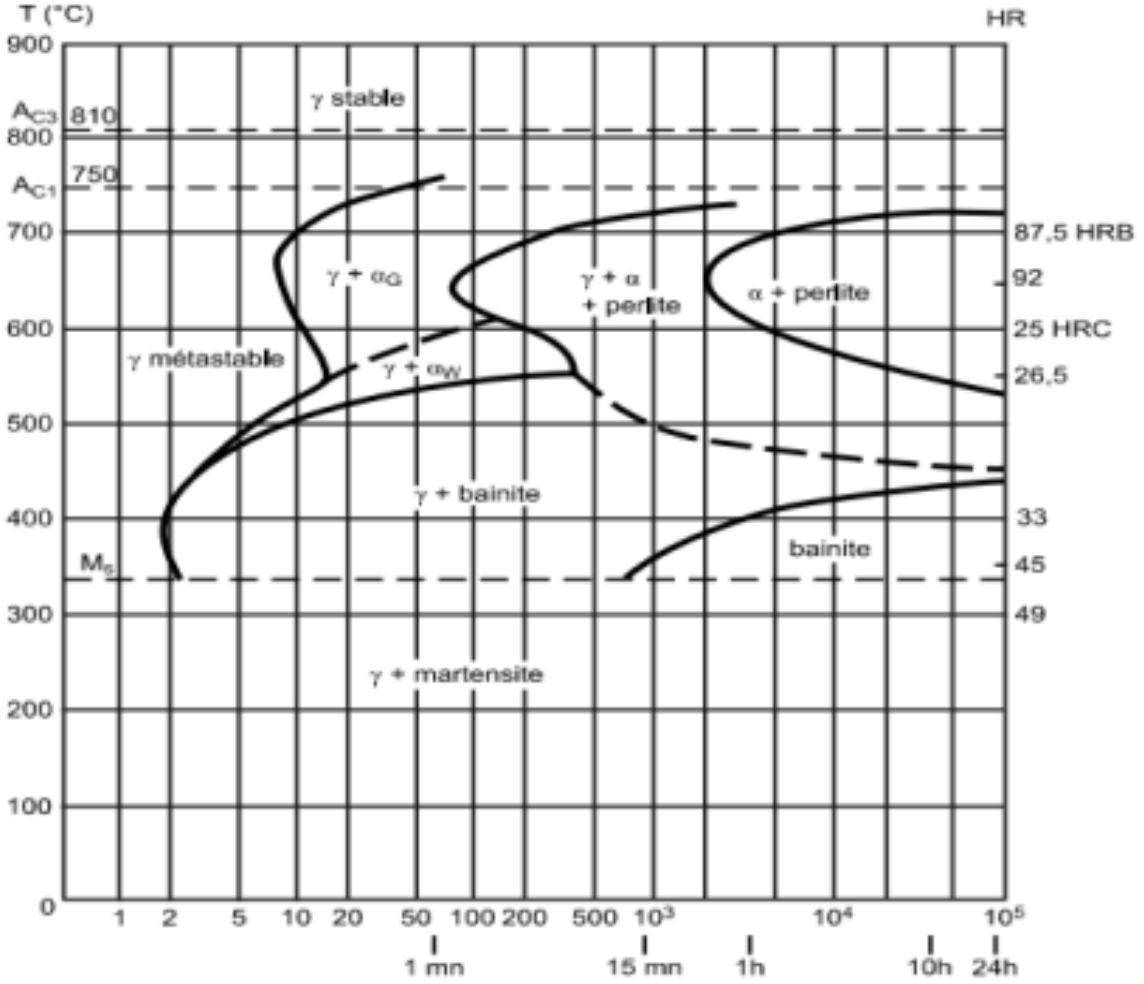
شکل ۵- نمودار CCT فولاد ساده کربنی (۱۱).



شکل ۶- نمودار مقایسه سرعت سردشدن لازم برای تشکیل پرلیت، بینیت، فریت و مارتنزیت در فولاد 34CrMo4 در استاندارد DIN (۱۲).

سردکردن کمتر باشد فاز فریت و پرلیت تشکیل خواهد شد. نمونه‌های پژوهش حاضر پس از آستنیته در دمای ۸۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه، به مدت ۸۰ ثانیه فرونشانی شده و دمای آن‌ها به زیر ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌رسد و سرعت سردشدن تقریباً برابر با ۱۳ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه است.

با توجه به شکل (۶)، می‌توان استدلال کرد که ریزساختار نمونه‌های پژوهش پس از فرونشانی شامل فاز مارتنزیت خواهد بود (۱۱). مارتنزیت سخت‌ترین، مقاوم‌ترین و تردترین ریزساختار است و در واقع دارای قابلیت چکش‌خواری ناچیزی است. مارتنزیت فازی نیمه‌پایدار و بسیار سخت و ترد است. از این‌رو برای کاهش سختی و تردی بیش از حد فاز مارتنزیت برای اغلب کاربردهای صنعتی، لازم است فولاد مارتنزیتی‌شده در محدوده دمای ۲۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد حرارت داده شود. درنتیجه بخشی از اتم‌های کربن حل شده و با تشکیل کاربیدها از محلول جامد جدا می‌شوند. بدین صورت با شکل‌گیری ذرات کاربید که سختی پایین‌تری دارند از سختی بالای مارتنزیت کاسته می‌شود؛ بنابراین در این نوع عملیات حرارتی که به بازپخت موسوم است، با انجام فعل‌وانفعالاتی که از نظر ترمودینامیکی فعال می‌باشد، ساختار به حالت تعادلی نزدیک‌تر می‌شود (۱۳). مراحل اولیه شامل خوشه‌بندی اتم‌های کربن میانی است که قبل از ناپدید شدن در حدود ۳۷۰ کلوین، دوباره مرتب می‌شوند تا ساختارهای مدوله‌شده را تشکیل دهند. در یکی از مراحل تشکیل کاربید که بین ۳۷۰ تا ۴۷۰ کلوین رخ می‌دهد، در ماتریس مارتنزیتی رسوب می‌کند (۱۳). این امر با تبدیل آستنیت باقی‌مانده به سمانتیت و فریت در دماهای بالاتر انجام می‌شود (۱۴). انرژی‌های فعال‌سازی برای فرآیندهای رسوب متفاوت است، تشکیل کاربید اولیه به دلیل نفوذ به ۱۲۵-۱۱۰ کیلوژول بر مول نیاز دارد، درحالی‌که تشکیل کاربید تعادلی انرژی‌های بالاتر (۱۹۵-۲۰۵ کیلوژول بر مول) را نیاز دارد (۱۵). در طول بازپخت، شبکه مارتنزیت تغییر جهت‌گیری قابل‌توجهی را تجربه می‌کند و تغییرات پارامترهای شبکه به دلیل تشکیل کاربید را تطبیق می‌دهد (۱۶).

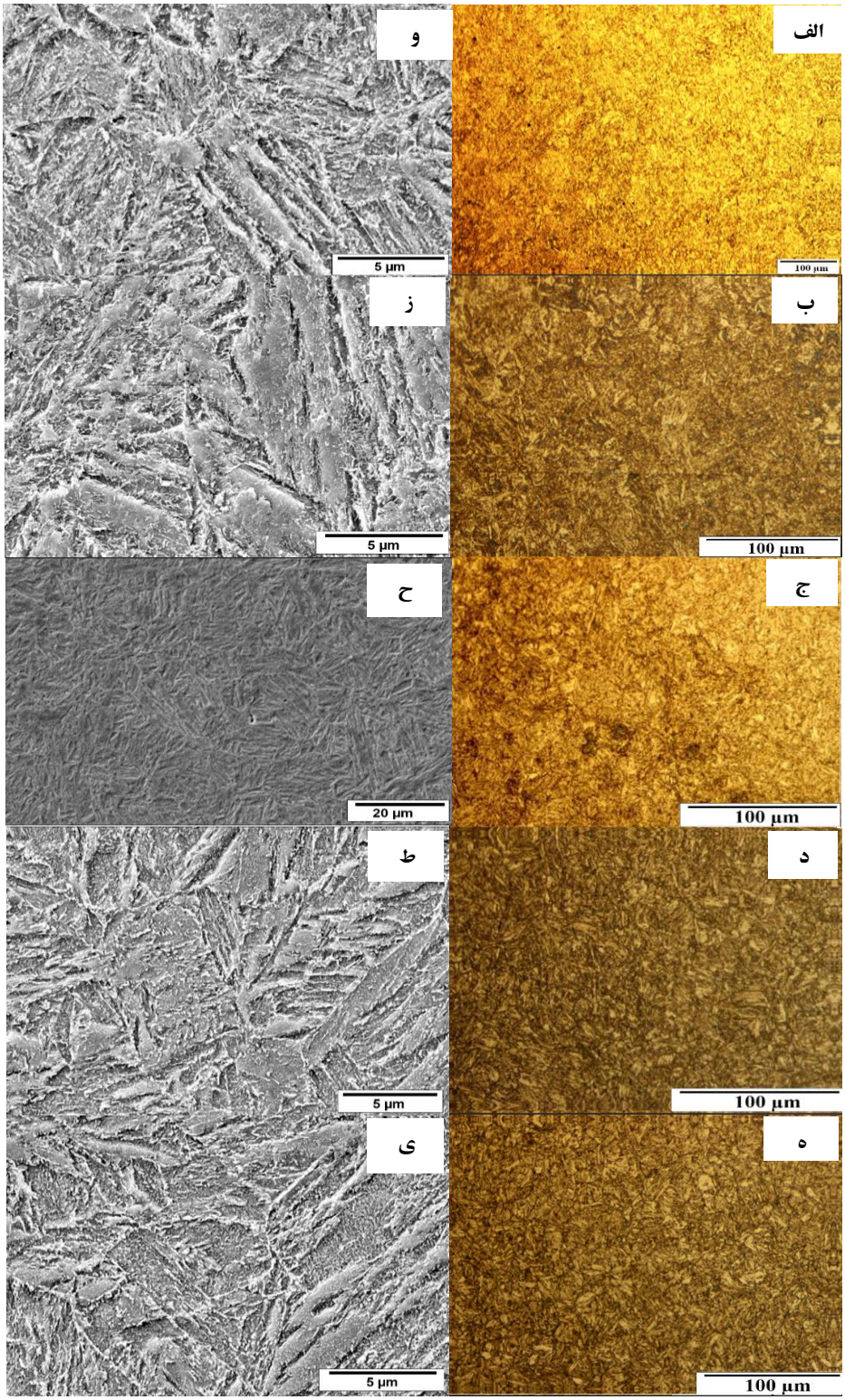


شکل ۷- نمودار فازی فولاد 34CrMo4 در زمان و دماهای مختلف بازپخت در استاندارد DIN (۱۷).

مارتنزیت بازپخت‌شده ممکن است از نظر سختی و استحکام با مارتنزیت بازپخت‌نشده خصوصاً در عملیات حرارتی دما پایین برابری کند باشد؛ ولی ذاتاً دارای چکش‌خواری و چقرمگی بالایی است (۱۷). این سختی و مقاومت را می‌توان با بزرگی سطح لایه‌مرزی فاز فریت- سمنتیت در واحد حجم که از خصوصیات ذرات ریز و بسیار زیاد سمنتیت است توجیه کرد. مجدداً فاز سمنتیت سخت زمینه فریت را در امتداد مرزها تقویت می‌کند. این مرزها نیز به نوبه خود به‌عنوان مانعی در مقابل حرکت نابجایی در تغییر شکل پلاستیک عمل می‌کنند. فاز ممتد فریت زمینه نیز بسیار چکش‌خوار و نسبتاً چقرمه است که این‌ها خود دلایلی بر پیشرفت این دو خاصیت مارتنزیت بازپخت‌شده هستند (۱۸).

شکل (۷)، نمودار فازی فولاد $34CrMo_4$ را حین بازپخت در دما و زمان‌های مختلف نشان می‌دهد. مشخص است که ریزساختار پس از عملیات بازپخت در دمای ۵۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه شامل فریت، پرلیت (مارتنزیت بازپخت شده) و مقداری آستنیت باقیمانده خواهد بود.

شکل (۸-الف)، تصویر میکروسکوپی نوری ریزساختار نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد را در بزرگنمایی 500X نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ریزساختار شامل فریت در زمینه و پرلیت است. مشاهدات شکل (۸-الف)، منطبق بر نتایج نمودار فازی فولاد 34CrMo4 در شکل (۷) است و نتایج آن را تأیید می‌کند. شکل (۸) تصویر میکروسکوپی الکترونی ریزساختار نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۵۰ درجه



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه‌های الف) بازپخت‌شده در دمای ۵۰۵، ب) بازپخت‌شده در دمای ۵۲۵، ج) بازپخت‌شده در دمای ۵۴۵، د) بازپخت‌شده در دمای ۵۶۵، ه) بازپخت‌شده در دمای ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد؛ همچنین تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه‌های و) بازپخت‌شده در دمای ۵۰۵، ز) بازپخت‌شده در دمای ۵۲۵، ح) بازپخت‌شده در دمای ۵۴۵، ط) بازپخت‌شده در دمای ۵۶۵ و ی) بازپخت‌شده در دمای ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد.

سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. با شروع فرایند بازپخت با تشکیل کاربیدهای انتقالی و خروج کربن از ساختار bct، همراه با حذف مرزهای سلولی، از درصد کربن مارتنزیت کاسته شده و شبکه بلوری غیر تعادلی bct به‌سمت شبکه بلوری تعادلی bcc فریت متمایل می‌شود. بدین ترتیب با افزایش دمای بازپخت صفحات فریتی جایگزین صفحات مارتنزیتی در ساختار می‌شوند. کاربیدها نیز با افزایش دمای بازپخت به لایه‌های سمنتیت تبدیل می‌شوند (۱۹). کاهش کربن در زمینه، موجب کاهش سختی و استحکام شده و چقرمگی را افزایش می‌دهد. مارتنزیت بازپخت‌شده ترکیبی از فریت و سمنتیت است. مکان‌های ترجیحی رسوب سمنتیت، غالباً مرز تیغه‌های مارتنزیت در دماهای پایین و مرزدانه‌های فریت در دماهای بالاتر است (۱۷ و ۲۰). به‌نظر می‌رسد عملیات بازپخت در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد موجب کاهش تنش‌های داخلی به دلیل انحلال کربن و خروج از ساختار مارتنزیت خواهد شد.

از طرفی به‌نظر می‌رسد استحکام و سختی نمونه بازپخت-شده در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد، از باقی نمونه‌ها بالاتر باشد. بالابودن سختی و استحکام در این نمونه را می‌توان متأثر از تیغه‌های خشن و کشیده مارتنزیت در ریزساختار این نمونه دانست.

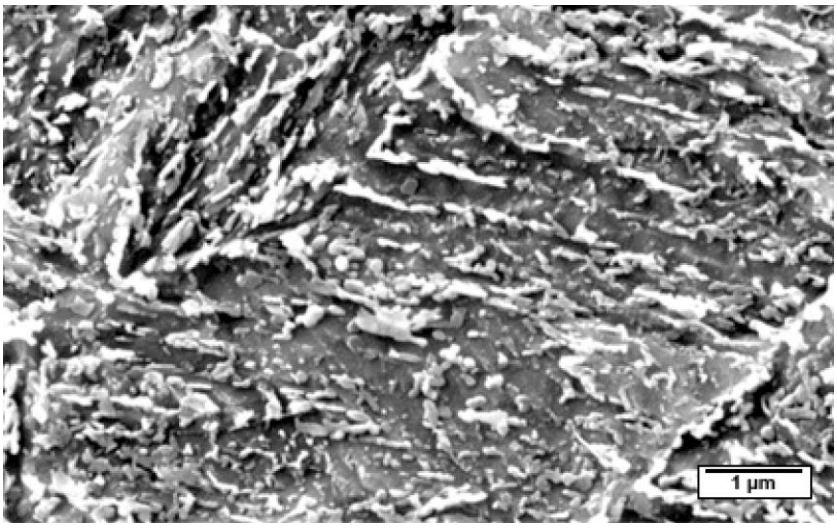
شکل (۸-ب)، تصویر میکروسکوپی نوری ریزساختار نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. همچنین در شکل (۸-ز) که نشان‌دهنده تصویر میکروسکوپی الکترونی نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد است، به‌نظر می‌رسد نسبت به دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد از میزان آستنیت باقیمانده کاسته شده و با افزایش دمای بازپخت، بخشی از آستنیت باقیمانده به پرلیت تبدیل شده است.

جوانه‌زنی و رشد کاربیدها در اثر افزایش دمای بازپخت مشهود است که در واقع افزایش دمای بازپخت سبب رشد ذرات سمنتیت شده که موجب کمترشدن ساختار مارتنزیتی و بیشتر دیده‌شدن ساختار فریتی می‌شود (۲۰).

همان‌طور که دیده می‌شود، افزایش دمای بازپخت از ۵۰۵ به ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد موجب یکنواخت‌ترشدن ریزساختار شده است. به‌نظر می‌رسد ظریف‌شدن تیغه‌های مارتنزیت سبب افزایش داکتیلیته و کاهش سختی و استحکام به نسبت نمونه بازپخت‌شده در ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد شود. همچنین می‌توان استنباط کرد که تنش‌های داخلی نیز نسبت به نمونه ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد کاهش بیش‌تری داشته است. گزارش‌ها نشان می‌دهد که با افزایش زمان بازپخت، مورفولوژی کاربیدها تدریجاً کروی شده و در زمینه فریت توزیع می‌شوند (۱۱).

شکل (۸-ج)، تصویر میکروسکوپی نوری ریزساختار نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۴۵ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. مطابق شکل (۸-ح)، با افزایش دمای بازپخت از میزان آستنیت باقیمانده کاسته شده و روند تشکیل پرلیت تشدید شده است. همچنین باتوجه به دمای بازپخت ۵۴۵ درجه سانتی‌گراد و همچنین دمای تشکیل پرلیت نمودار های شکل (۵) و (۶)، محتمل است عمده آستنیت باقیمانده به پرلیت تبدیل شده باشد. همچنین ساختار همگن‌تر و ریزتری حاصل شده است. توزیع رسوبات سمنتیت در زمینه‌ای از فاز فریت، باعث بهبود داکتیلته و کاهش سختی و استحکام در این دما می‌شود.

شکل (۸-د)، تصویر میکروسکوپی نوری ریزساختار نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۶۵ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. شکل (۸-ط) نیز نشان‌دهنده تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی این نمونه است. ساختار مشاهده‌شده در شکل نشان می‌دهد که با افزایش دمای بازپخت تا ۵۶۵ درجه سانتی‌گراد، مارتنزیت ظریف‌تر حاصل شده که ضخامت و پهنای تیغه‌ها کمتر شده، ساختار نسبت به بازپخت در دمای ۵۴۵ درجه سانتی‌گراد همگن‌تر شده، تیغه‌های مارتنزیت خشن به مارتنزیت بازپخت‌شده تبدیل شده و همچنین از میزان آستنیت باقیمانده کاسته شده است که تبدیل به فریت و کاربید شده است. مسئله دیگری که قابل مشاهده و مقایسه است، مورفولوژی سمنتیت می‌باشد. سمنتیت رفته رفته از حالت لایه‌ای در دماهای بازپخت کمتر به شکل کروی در دماهای ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد درآمده است. سمنتیت کروی، پایدارترین ریزساختار موجود در



شکل ۹- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ریزساختار نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۶۵ درجه سانتی‌گراد.

فولادها است که توزیع آن در زمینه فریت باعث افزایش داکتیلیته و چقرمگی ضربه فولاد می‌شود که با افزایش زمان بازپخت و وقوع تبلور مجدد در این دما سبب کاهش سریع در دانسیته نابجایی‌ها و کرنش‌های داخلی شده و همین امر موجب توزیع مناسبی از دانه‌ها خواهد شد.

شکل (۸-ه)، تصویر میکروسکوپی نوری ریزساختار نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. شکل (۸-ی) نیز نشان‌دهنده تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی این نمونه است. با افزایش دمای بازپخت، با خروج مقدار بیشتر کربن از ساختار bct مقدار مارتنزیت بیش‌تری تجزیه شده، درنتیجه تتراگونالیته را کاهش می‌دهد و میزان فریت و سمنتیت افزایش پیدا کرده است. همچنین بازیابی نابجایی‌ها و تبلور مجدد دانه‌های جدید افزایش یافته، ساختار همگن‌تر شده، کاربیدهایی که در مراحل قبل در مرزدانه‌ها تشکیل شده بودند با افزایش دمای بازپخت با تجزیه آستنیت باقیمانده و غنی‌سازی کاربیدها به کاربیدهای کروی تبدیل می‌شوند و رشد کرده‌اند.

البته با افزایش دمای بازپخت، تراکم نابجایی‌ها در ساختار کاهش می‌یابد؛ چون انرژی فعال‌سازی آن صرف درشت‌ترشدن کاربیدها شده است. به‌دلیل کاهش تراکم نابجایی و همچنین با توجه به گزارش‌های نمودارهای شکل‌های (۵) و (۶)، اکثر آستنیت باقیمانده به پرلیت تبدیل شده است و ساختار متشکل از فریت و پرلیت است (۲۱).

شکل (۹)، تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ریزساختار نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۶۵ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. همان‌طور که دیده می‌شود کاربیدهای کروی به‌خوبی در زمینه‌ای از فریت پراکنده شده‌اند. فریت در زمینه، عامل بهبود چقرمگی و کاربیدهای پراکنده‌شده، عامل بهبود استحکام هستند. به‌نظر می‌رسد ترکیب فریت در زمینه و کاربیدهای کروی در ریزساختار نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد، ساختار بهینه از نظر استحکام و چقرمگی را به وجود آورده است که برای بررسی‌های بیشتر انجام آزمون‌های مکانیکی ضروری است (۲۲).

۳-۲- سختی‌سنجی

پس از مطالعات ریزساختاری، انجام آزمون‌های مکانیکی برای بررسی‌های تکمیلی امری ضروری است. بدین منظور در هر دمای بازپخت، از مخزن موردنظر در جهت شعاعی پنج آزمون سختی گرفته شد. نتایج آزمون‌های سختی در جدول (۲) تدوین گردیده است.

جدول ۲- نتایج آزمون‌های سختی در دماهای بازپخت مختلف

شماره مخزن	دمای بازپخت	سختی (±۵) (برینل)				میانگین سختی (±۵)	
		بیشترین	۴	۳	۲	کمترین	میانگین
۱	۵۰۵	۴۱۷	۳۹۴	۳۹۲	۳۷۹	۳۷۷	۳۹۲
۳	۵۲۵	۳۸۴	۳۷۹	۳۷۶	۳۵۸	۳۵۱	۳۷۰
۵	۵۴۵	۳۵۸	۳۵۳	۳۵۳	۳۴۳	۳۳۶	۳۴۹
۷	۵۶۵	۳۳۸	۳۲۴	۳۲۲	۳۲۲	۳۱۶	۳۲۵
۹	۵۸۵	۳۱۶	۳۱۴	۳۰۹	۳۰۸	۳۰۱	۳۱۰

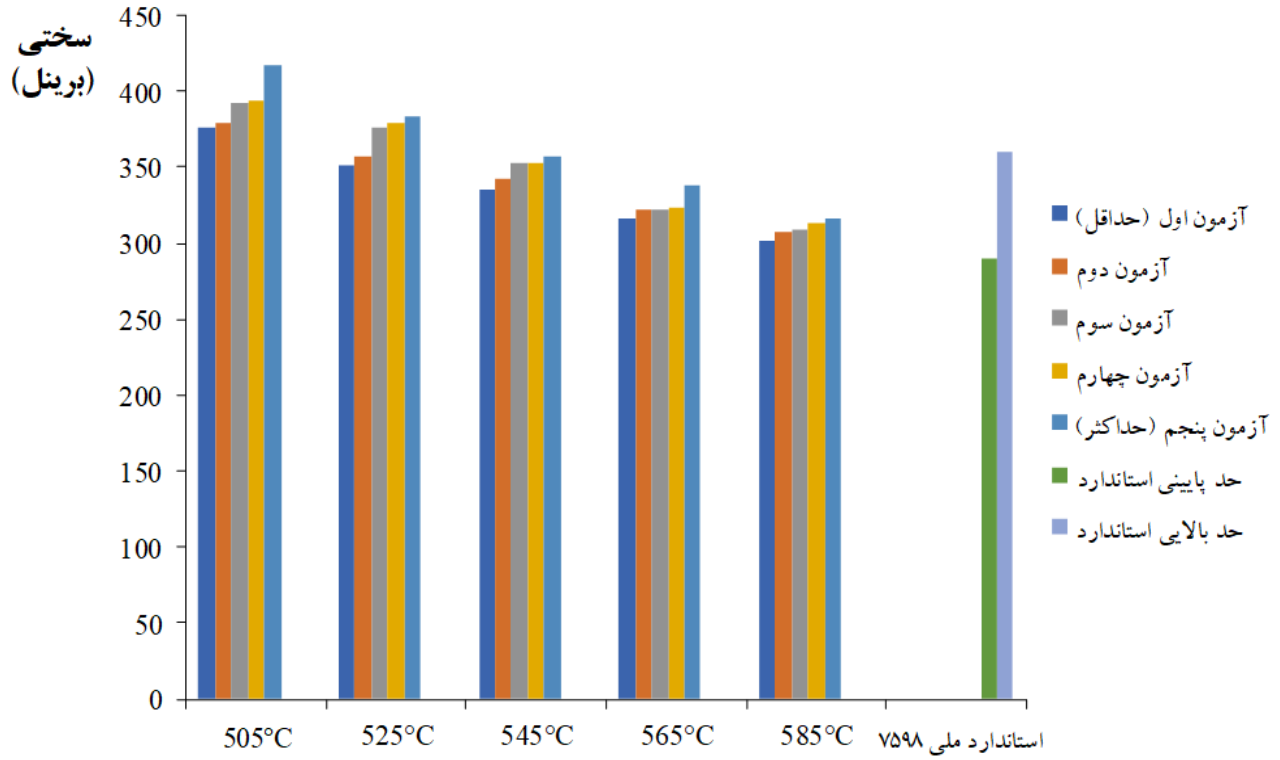
همان‌طور که مشخص است، بیش‌ترین سختی مربوط به مخزن بازپخت‌شده در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد و کم‌ترین سختی مربوط به مخزن بازپخت‌شده در ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد می‌باشد. مشاهده می‌شود با افزایش دمای بازپخت، رفته رفته سختی کاهش می‌یابد. روند کاهشی سختی با افزایش دمای بازپخت را می‌توان با مطالعات ریزساختاری توجیه نمود. همان‌طور که در بخش تصاویر میکروسکوپی ریزساختار عنوان شد، افزایش دمای بازپخت منجر به یکنواختی بیشتر ریزساختار می‌شود. با افزایش دما، فریت و سمنتیت در مرزدانه‌ها شکل گرفته که افزایش داکتیلیته و کاهش استحکام و سختی را در پی داشته است (۲۶ و ۲۷).

در کاهش سختی با افزایش دمای بازپخت دو عامل تأثیرگذار است. عامل اول خروج کربن از بلور مارتنزیت با تشکیل کاربیدهای انتقالی است که اثر استحکام‌بخشی محلول جامد را از بین می‌برد. با خروج کربن و همچنین کاهش تتراگونالیته بلور مارتنزیت، کرنش ایجادشده ناشی از این عامل از بین رفته و منجر به کاهش سختی می‌شود. عامل دوم، بازیابی نابجایی‌ها درون مارتنزیت در طی بازپخت است. بازپخت در دمای پایین می‌تواند باعث تشکیل فازهای نرم‌تر مانند فریت و پرلیت شود که به کاهش سختی کمک می‌کند. تعادل این فازها بسیار مهم است، زیرا محتوای پرلیت بالاتر با سختی کمتر مرتبط است (۲۸). با افزایش دمای بازپخت، ساختار تیغه‌ای و کشیده مارتنزیت درهم‌شکسته شده و نابجایی‌ها حذف می‌شوند و همین عامل موجب کاهش سختی و افزایش انعطاف‌پذیری می‌گردد (۲).

همان‌طور که در جدول (۲) مشاهده می‌شود، نتایج آزمون‌های سختی در هر چرخه مقداری پراکندگی دارد. دلیل این پراکندگی را می‌توان به سرعت سردشدن در قسمت‌های مختلف مخازن ربط داد. زمانی که مخازن برای فرونشانی وارد محیط فرونشانی می‌شوند، به دلیل شکل و فیزیک مخازن، قسمت‌هایی سریع‌تر سرد می‌گردند که به تبع آن عدد سختی در آن محل‌ها مقداری بیشتر است. یکی از دلایل مهم تکرار آزمون سختی در هر چرخه همین مسئله است.

طبق استاندارد ملی ۷۵۹۸ که مربوط به الزامات و روش‌های آزمون مخازن گاز طبیعی فشرده می‌باشد، حد پذیرش سختی مخازن محدوده ۲۹۰ تا ۳۶۰ برینل است. با توجه به جدول (۲)، میانگین سختی در نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد، ۳۹۲ برینل و میانگین سختی در نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد، ۳۷۰ برینل است که با توجه به استاندارد ۷۵۹۸ دمای بازپخت ۵۰۵ و ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد، در محدوده مورد نظر استاندارد نیست و دماهای مناسبی جهت ساخت مخازن گاز طبیعی فشرده نیستند. شکل (۱۰)، نمودار سختی نمونه‌های چرخه‌های مختلف آزمایش را در مقایسه با استاندارد ملی ۷۵۹۸ نشان می‌دهد.

همان‌طور که در شکل (۱۰) مشاهده می‌شود، دماهای بازپخت ۵۰۵ و ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد نتوانسته‌اند محدوده سختی استاندارد ۷۵۹۸ را تأمین کنند. سختی نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۴۵ درجه سانتی‌گراد نیز به‌صورت مرزی با حد بالایی استاندارد می‌باشد. به‌نظر می‌رسد سختی نمونه‌های



شکل ۱۰- نمودار سختی نمونه‌های چرخه‌های مختلف آزمایش در مقایسه با استاندارد ملی ۷۵۹۸.

بازپخت‌شده در دماهای ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد، در محدوده خوبی قرار دارند و از نظر سختی چرخه‌های بهینه می‌باشند. هرچند که در مقایسه مستقیم بین دماهای بازپخت ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد، از نظر تأمین عدد سختی، دمای ۵۶۵ درجه سانتی‌گراد دمای بهینه‌تری است.

در مجموع، آزمون سختی نتایج مطالعات و مشاهدات ریزساختاری را تأیید می‌کند. همچنین، مطالعات پاوالینا و همکاران (۲۹) نشان می‌دهد که برای فولادها در طیف وسیعی از ترکیبات و ریزساختارها، همبستگی خطی بین تنش تسلیم و سختی وجود دارد.

۳-۳- آزمون ترکیدن

آزمون ترکیدن، یکی از آزمون‌های مخصوص برای مخازن گاز طبیعی فشرده است. در این آزمون مخازن از آب پر شدند و تا زمان ترکیدن تحت‌فشار قرار گرفتند. بیش‌ترین فشار ترکیدن مربوط به مخزن بازپخت‌شده در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد به میزان ۶۲۰ bar و کم‌ترین فشار ترکیدن مربوط به نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد به میزان ۵۰۰ bar بود. جدول (۲)، نتایج آزمون ترکیدن در دماهای بازپخت مختلف را نشان می‌دهد.

طبق استاندارد ملی ۷۵۹۸، نتایج آزمون ترکیدن در صورتی مورد قبول است که فشار تسلیم (P_y) مشاهده‌شده بزرگ‌تر یا مساوی ۳۵۳ bar و فشار ترکیدن واقعی (P_b) باید بزرگ‌تر یا مساوی با ۱/۶ برابر فشار آزمون باشد ($P_b \geq 1.6\ P_h$). به‌عبارتی فشار ترکیدن واقعی مخازن باید از ۴۸۰ bar بیشتر باشد. با توجه به نتایج به‌دست آمده از آزمون ترکیدن در دماهای مختلف که در جدول (۳) نشان داده شده است، همه دماهای بازپخت، محدوده استاندارد ۷۵۹۸ را برآورده می‌کنند. مشاهده می‌شود که با افزایش دمای بازپخت، فشار تسلیم و فشار ترکیدن کاهش می‌یابد. این بدین معنا است که با افزایش دمای بازپخت، استحکام ماده کاهش‌یافته و با اعمال فشار کمتری ترکیدن اتفاق افتاده است.

جدول ۳- نتایج آزمون ترکیدن مخازن در دماهای بازپخت مختلف

شماره مخزن	دمای بازپخت (درجه سانتی‌گراد)	فشار تسلیم (P_y) (±۵) (بار)	فشار ترکیدن (P_b) (±۵) (بار)
۲	۵۰۵	۵۷۵	۶۲۰
۴	۵۲۵	۵۵۰	۵۹۰
۶	۵۴۵	۵۲۰	۵۵۰
۸	۵۶۵	۴۹۵	۵۳۰
۱۰	۵۸۵	۴۵۰	۵۰۰

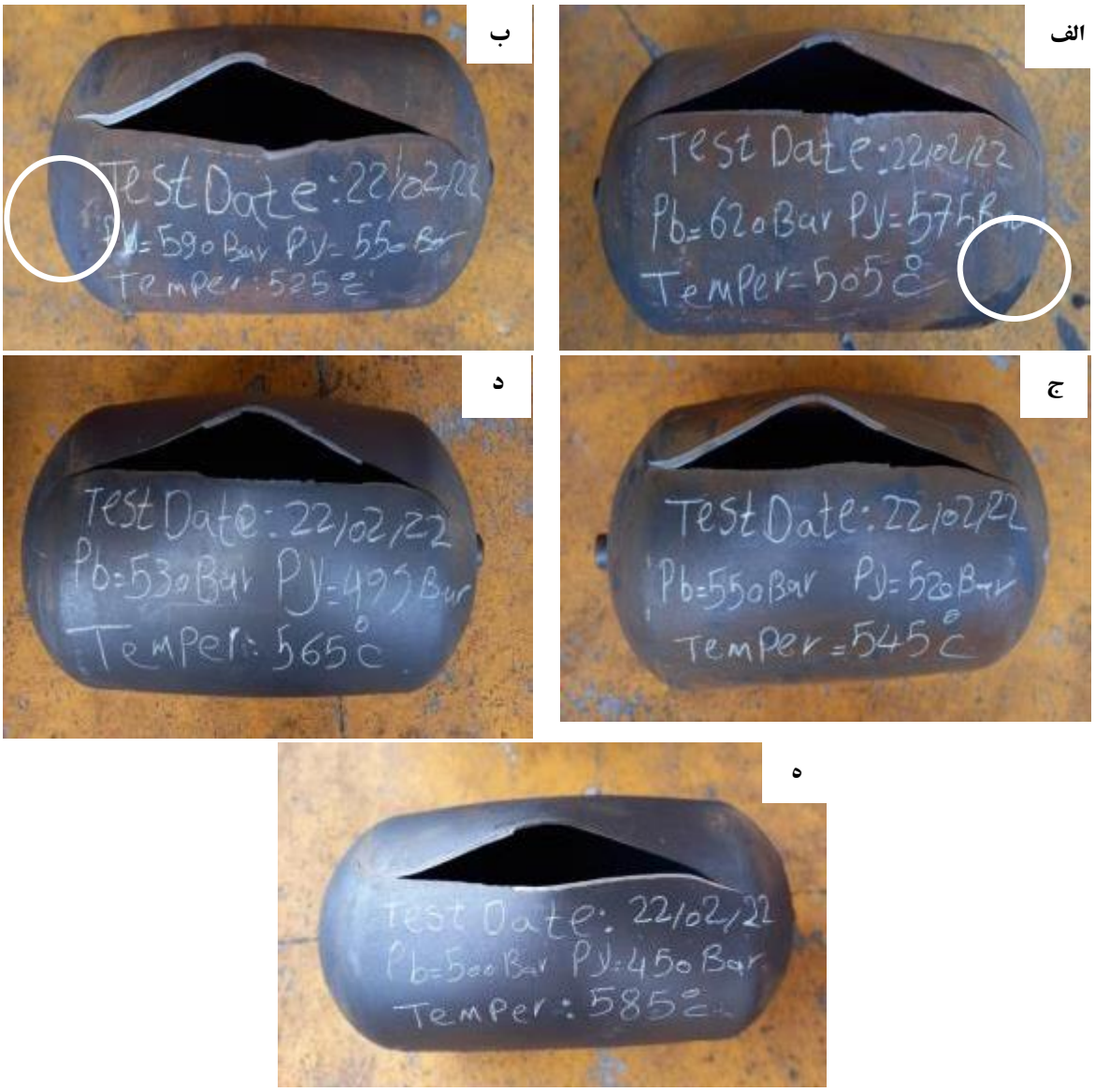
با افزایش دمای بازپخت سختی و استحکام کاهش یافته و انعطاف پذیری افزایش می‌یابد (۳۰). در بخش تصاویر میکروسکوپی ریزساختار مشاهده شد که با افزایش دمای بازپخت و خروج کربن از ساختار bct مارتنزیت، تیغه‌های مارتنزیت خشن رفته رفته حالت خود را از دست داده و ریزساختار به‌سمت فریت و پرلیت متمایل شده است که این مورد نیز دلیل بر افزایش چقرمگی در دماهای بالاتر بازپخت رخ داد. در مجموع می‌توان گفت که نتایج آزمون ترکیدن نیز مشاهدات ریزساختاری را تأیید می‌کند (۳۱).

شکل (۱۱)، مقطع گسیختگی قابل‌قبول در آزمون ترکیدن را نشان می‌دهد. طبق استاندارد، شکست اصلی باید در قسمت استوانه‌ای سیلندر ایجاد شده و نباید به‌صورت شکست ترد باشد، یعنی لبه‌های گسیخته‌شده دیواره باید شیب‌دار باشد و همچنین نباید شکست ناشی از وجود عیب در فلز باشد و در هیچ حالتی نباید به گلویی برسد. برای انتهای مقعر، شکست نباید جلوتر از قسمت استوانه‌ای انتهای ته پیش برود و برای انتهای محدب، نباید به مرکز ته سیلندر برسد.

شکل (۱۱-الف تا ه)، تصاویر مخازن بازپخت‌شده در دماهای ۵۰۵، ۵۲۵، ۵۴۵، ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد را پس از آزمون ترکیدن به‌ترتیب نشان می‌دهد. در شکل (۱۲-الف و ب) که مربوط به مخازن بازپخت‌شده در دماهای ۵۰۵ و ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد به‌ترتیب می‌باشند، مشاهده می‌شود که شکست به شکل محسوسی به انتهای مقعر مخازن رسیده است (با دایره در شکل‌ها نشان داده شده است). به‌عبارتی شکست به خارج از منطقه استوانه‌ای میانه مخازن کشیده شده است. این اتفاق برای مخازن گاز طبیعی فشرده مناسب نیست و می‌توان گفت که در دماهای بازپخت ۵۰۵ و ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد، چقرمگی پایین بوده و منجر به این نوع شکست شده است. تصویر شکل (۱۱-ه)، ناحیه گسیخته محدودتری را در قیاس با شکل (۱۱- الف و ب) نشان می‌دهد که صحه‌گذار بر داکتیل بودن نمونه بازپخت-شده در دمای ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد است (۳۲). در شکل (۱۱-الف)، دهانه پارگی بزرگ‌تر از (۱۱-ه) است که این می‌تواند توجیه‌گر استحکام نهایی بیشتر باشد. باید دقت داشت که طول بیشتر پارگی هم‌زمان در تطابق با تردتر بودن سطح شکست است چرا که رشد نوک ناحیه ترک در آن وسیع‌تر بوده است. کم‌بودن میزان تغییر شکل نمونه‌ها در ناحیه گسیختگی هم‌راستا با میزان فشار نهایی پارگی است و این نباید با داکتیل بودن نمونه اشتباه گرفته شود.

به نظر می‌رسد بهترین دمای بازپخت با توجه به شکل ماکروسکوپی مخازن بعد از آزمون ترکیدن، محدوده ۵۶۵ تا ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد باشد. هرچند که از لحاظ کمی، همه چرخه‌ها فشار تسلیم و فشار ترکیدن محدوده موردنظر استاندارد ملی ۷۵۹۸ را برآورده ساخته‌اند.

شکل (۱۲) نیز نمودارهای فشار- زمان آزمون ترکیدن مخازن چرخه‌های عملیات حرارتی مختلف آزمایش را نشان می‌دهد. مشخص است که با افزایش دمای بازپخت، فشار موردنیاز برای ترکیدن مخازن کاهش یافته است. نکته دیگری که می‌توان از شکل (۱۲) استنباط کرد، زمان تحمل فشار



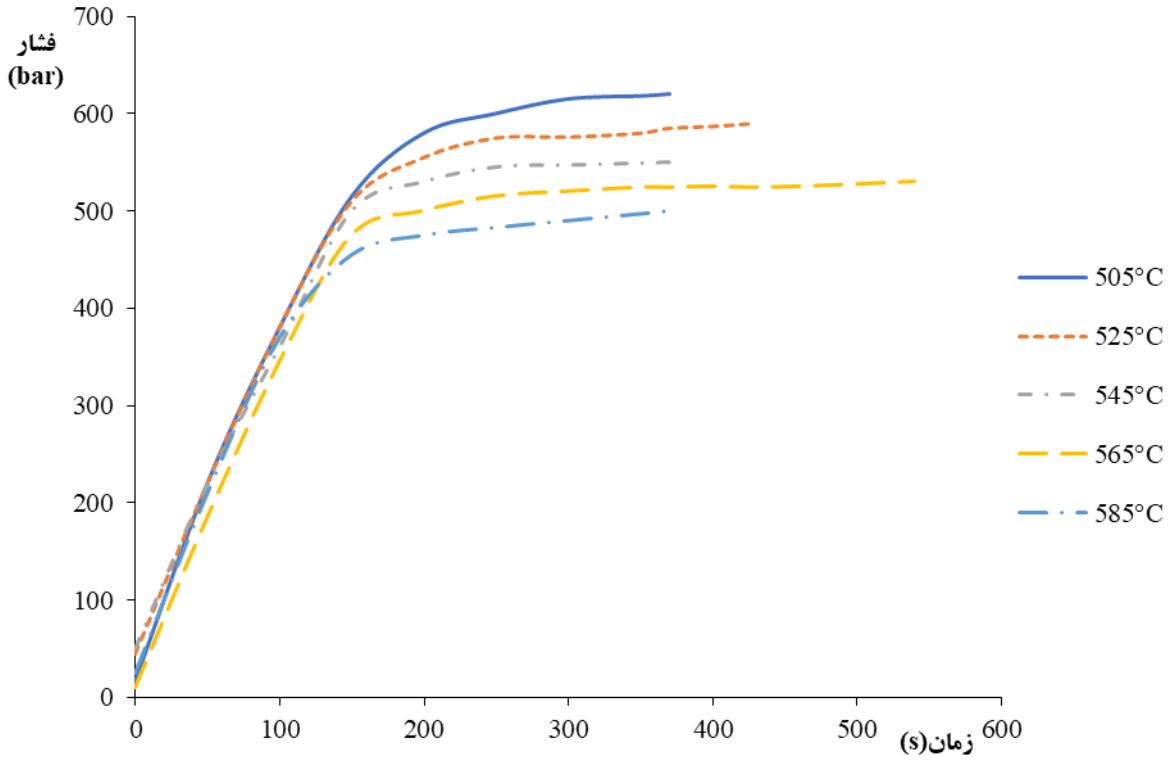
شکل ۱۱- تصاویر مخازن بازپخت‌شده در دماهای الف) ۵۰۵ °C، ب) ۵۲۵ °C، ج) ۵۴۵ °C، د) ۵۶۵ °C و ه) ۵۸۵ °C بعد از آزمون ترکیدن.

حداکثری است. مشخص است که مخزن بازپخت‌شده در دمای ۵۶۵ درجه سانتی‌گراد، بیش‌ترین مقاومت در فشار حداکثری را از خود نشان داده است.

به‌جهت محسوس‌تر بودن اختلاف رفتار مکانیکی در نمونه ۵۸۵ و ۵۰۵ به تحلیل این دو نمونه پرداخته می‌شود، اگرچه این مفاهیم برای مابقی نمونه‌ها نیز صادق است. از قیاس نمونه‌های بازپخت‌شده در ۵۰۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد می‌توان مشاهده کرد که با افزایش دمای بازپخت همزمان با درشت‌شدن ساختار، مورفولوژی سطح شکست از ترد به داکتیل تغییر یافته است.

این امر با مشاهده تصاویر شکل (۱۱) از مخازن گسیختگی‌شده ملاحظه می‌شود که طول ناحیه گسیختگی در نمونه ۵۸۵ کوتاه‌تر از نمونه ۵۰۵ است. این پدیده در تطابق با رفتار داکتیل‌تر نمونه ۵۸۵ است چراکه رشد گوشه‌های تیز ناحیه محدودتر بوده در قیاس با نمونه ۵۰۵ که طول این گسیختگی به شکل محسوسی بیشتر است. به علاوه مقادیر فشار تسلیم و سختی که معیارهایی از مقاومت ماده به تغییرشکل پلاستیک ماده است نیز نیز در تطابق با این رفتار است.

نکته قابل‌توجه دیگر، میزان تغییر فرم و دهانه گسیختگی در



شکل ۱۲- نمودارهای فشار- زمان آزمون ترکیدن مخازن چرخه‌های عملیات حرارتی مختلف.

نمونه‌ها است. ملاحظه می‌شود که در نمونه ۵۸۵ میزان این تغییر فرم و عرض دهانه گسیختگی کمتر از نمونه ۵۰۵ است. این پدیده مرتبط است با میزان فشار نهایی گسیختگی که در نمونه ۵۸۵ از ۵۰۵ کمتر است. این کاهش مقدار استحکام نهایی در ارتباط با ریزساختار درشت‌تر در نمونه ۵۸۵ است به‌طوری‌که علی‌رغم افزایش داکتیلیته، استحکام نهایی و تسلیم نیز به‌صورت هم‌راستا کاهش یافته است. این روند قابل تعمیم به نمونه‌های بازپخت‌شده در دماهای میانی نیز می‌باشد (۳۲ و ۳۳).

۴- نتیجه‌گیری

این مطالعه، با هدف شناسایی بهترین دمای بازپخت برای مخازن گاز طبیعی فشرده ساخته‌شده از جنس فولاد 34CrMo4 انجام شد که در راستای آن مخازن ساخته‌شده پس از عملیات آستنیته در دمای ۸۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه و فرونشانی به مدت ۸۰ ثانیه تا زیر ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در پنج دمای ۵۰۵، ۵۲۵، ۵۴۵، ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان یکسان تحت عملیات بازپخت قرار گرفتند. سپس مطالعات ریزساختاری، سختی‌سنجی و آزمون ترکیدن بر روی نمونه‌های تهیه‌شده در دماهای مختلف بازپخت انجام شد که نتایج آن در ادامه ذکر شده است. ریزساختار فولاد اولیه ترکیبی از پرلیت در زمینه فریتی بوده درحالی‌که ساختار نمونه‌های بازپخت‌شده شامل فریت، پرلیت و مقداری آستنیت باقیمانده بود. با افزایش دمای بازپخت، از میزان آستنیت باقیمانده کاسته شده و سرعت تشکیل پرلیت افزایش یافت. به‌نظر می‌رسد در محدوده دمای ۵۶۵ تا ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد، اکثر آستنیت باقیمانده به پرلیت تبدیل شده و ساختار متشکل از فریت و پرلیت است. مشاهده شد که با افزایش دمای بازپخت، سختی کاهش‌یاف. نتایج آزمون سختی، مشاهدات ریزساختاری مبنی بر یکنواختی ساختار و ظریف‌ترشدن مارتنزیت با افزایش دمای

بازپخت را تأیید کرد. با افزایش دمای بازپخت سختی از حدود ۴۱۷ برینل تا حدود ۳۰۱ برینل کاهش پیدا کرد. مشاهده شد که با افزایش دمای بازپخت، فشار تسلیم و فشار ترکیدن کاهش یافت. این بدین معنا است که با افزایش دمای بازپخت استحکام ماده کاهش یافته و با اعمال فشار کم‌تری، ترکیدن اتفاق افتاد. با افزایش دمای بازپخت، سطوح شکست از شکست ترد به‌سمت شبه‌ترد و شکست نرم پیش رفت. محدوده دمای بازپختی که خواص مکانیکی بهینه مطابق با استاندارد ملی ۷۵۹۸ حاصل شد بین ۵۶۵–۵۸۵ درجه سانتی‌گراد بود.

تشکر و سپاسگزاری

تأمین‌کننده اعتبار پژوهشی این مقاله دانشگاه صنعتی اصفهان بوده، در همین راستا از کمک‌های این دانشگاه تقدیر می‌شود.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافعی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

علی زارعی: جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج. **محمدمهدی پیران**: اعتبارسنجی نتایج، نوشتن مقاله. **مسعود عطاپور**: طراحی و ایده‌پردازی مطالعه، نوشتن مقاله، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه.

واژه‌نامه

1. quench
2. tempering
3. CNG
4. burst
5. Brinell
6. seamless pipes
7. ultrasonic
8. magnetic particles
9. light optical microscopy
10. scanning electron microscopy (SEM)
11. field emission scanning electron microscopy (FESEM)
12. hypoeutectoid steel
13. secondary electron

مراجع

1. Wegst CW. Key to Steel. Stahlschluessel. 10th ed. Munich: Verlag Stahlschluessel; 2010.
2. Conde A, De Damborenea JJ, López-Escobar JM, Perez-Arnaez C. Slow strain rate technique for studying hydrogen induced cracking in 34CrMo4 high strength steel. Int J Hydrogen Energy 2021;46(70):34970-82. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.08.026
3. Ball M, Wietschel M. The future of hydrogen–opportunities and challenges. Int J Hydrogen Energy 2009;34(2):615-27. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2008.11.014
4. Barthélémy H, Weber M, Barbier F. Hydrogen storage: Recent improvements and industrial perspectives. Int J Hydrogen Energy 2017;42(11):7254-62. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.03.178
5. Li Y, Fang W, Lu C, Gao Z, Ma X, Jin W, Ye Y, Wang F. Microstructure and mechanical properties of 34CrMo4 steel for gas cylinders formed by hot drawing and flow forming. Mater. 2019;12(8):1351. https://doi.org/10.3390/ma12081351
6. Tvrdý M, Havel S, Hyspecká L, Mazanec K. Hydrogen embrittlement of CrMo and CrMoV pressure vessel steels. Int J Press. 1981;9(5):355-65. https://doi.org/10.1016/0308-0161(81)90008-9
7. Khan MI, Yasmin T, Shakoor A. International experience with compressed natural gas (CNG) as environmental friendly fuel. J Energy Syst. 2015;6(4):507-31. https://doi.org/10.1007/s12667-015-0152-x
8. Semin S, Bakar RA, Ismail AR. Green engines development using compressed natural gas as an alternative fuel: a review. Am J Environ Sci. 9009;5(3): 371-381. https://doi.org/10.3844/ajessp.2009.371.381
9. EuroLab. ISO/IEC 17025 accreditation [Internet]. EuroLab; [cited 2025 Mar 5]. Available from: https://www.eurolab.net/iso-17025-accreditation
10. Li Y, Fang W, Lu C, Gao Z, Ma X, Jin W, Ye Y, Wang F. Microstructure and mechanical properties of 34CrMo4 steel for gas cylinders formed by hot drawing and flow forming. Mater. 2019 ;12(8):1351. https://doi.org/10.3390/ma12081351

11. Scott DA, Schwab R, Scott DA, Schwab R. The Structure of Metals and Alloys. Metallogr Archaeol Art. 2019:69-132. https://doi.org/10.1007/978-3-030-11265-3_4
12. SIJ Group [Internet]. SIJ Group; [cited 2025 Mar 5]. Available from: https://sij.si/en
13. Nagakura S, Hirotsu Y, Kusunoki M, Suzuki T, Nakamura Y. Crystallographic study of the tempering of martensitic carbon steel by electron microscopy and diffraction. Metall Trans A. 1983;14: 1025-31. https://doi.org/10.1007/BF02670441
14. Van Genderen MJ, Isac M, Böttger A, Mittemeijer EJ. Aging and tempering behavior of iron-nickel-carbon and iron-carbon martensite. Metall Trans A. 1997;28:545-61. https://doi.org/10.1007/s11661-997-0042-5
15. Mittemeher EJ, Cheng L, Van der Schaaf PJ, Brakman CM, Korevaar BM. Analysis of nonisothermal transformation kinetics; tempering of iron-carbon and iron-nitrogen martensites. Metall Trans A. 1988;19: 925-32. https://doi.org/10.1007/BF02628377
16. Chen PC, Winchell PG. Martensite lattice changes during tempering. Metall Trans A. 1980;11:1333-9. https://doi.org/10.1007/BF02653487
17. Krauss G. Deformation and fracture in martensitic carbon steels tempered at low temperatures. Metall Mater Trans B. 2001;32(2):205-21. https://doi.org/10.1007/s11663-001-0044-4
18. Lee WS, Su TT. Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions. J Mater Process Technol. 1999 ;87(1-3):198-206. https://doi.org/10.1016/S0924-0136(98)00351-3
19. Tavissorkani H. Principles of materials science and engineering. 4th ed. Isfahan: Isfahan University of Technology Press; 2016. p. 302-308. (In persian)
20. Callister W, Shokouhfar A. Principles of materials science and engineering. 4th ed. Tehran: K. N. Toosi University of Technology Press; 2009. p. 502-504. (In persian)
21. Wikimedia Commons [Internet]. Wikimedia Foundation; [cited 2025 Mar 5]. Available from: https://commons.wikimedia.org
22. Liu F, Lin X, Song M, Yang H, Song K, Guo P, Huang W. Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of laser solid formed 300M steel. J Alloys Compd. 2016;689:225-32. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.07.276
23. Sarhadi M, Merkabati M, Mahdavi R. Investigating the effect of annealing temperature on the structure and mechanical properties of a microalloyed steel containing Cr, Mo, and V. In: 6th International Conference and Exhibition on Metallurgy and Materials Engineering; 2017 Nov 15-17; Tehran, Iran. Tehran: Iranian Metallurgy Society; 2017. p. 120-125. (In Persian)
24. Salih AA, Omar MZ, Junaidi S, Sajuri Z. Effect of different heat treatment on the SS440C martensitic stainless steel. Aust J Basic Appl Sci.2011;5:867-71.
25. Xu X, Lu C, Li Y, Ma X, Jin W. Fatigue crack growth characteristics of 34CrMo4 steel for gas cylinders by cold flow forming after hot drawing. Metals. 2021;11(1):133. https://doi.org/10.3390/met11010133
26. Zhao XQ, Pan T, Wang QF, Su H, Yang CF, Yang QX. Effect of tempering temperature on microstrueture and mechanical properties of steel containing Ni of 9%. J Iron Steel Res Int. 2011;18(5):47-51. https://doi.org/10.1016/S1006-706X(11)60064-2
27. Dudko V, Belyakov A, Kaibyshev R. Effect of tempering on mechanical properties and microstructure of a 9% Cr heat resistant steel. Mater Sci Forum. 2012;706:841-6. https://doi.org/10.1088/1757-899X/525/1/012049
28. Jiang Y, Xie J, Xu Y, Qiao P, Lu Y, Gong J. Evolution of mechanical properties of ferrite and pearlite phases during spheroidization process and their relationship to the overall properties of low alloy steel. J Mater Res Technol. 2024;29:5437-46. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.02.210
29. Pavlina EJ, Van Tyne CJ. Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels. J Mater Eng Perform. 2008;17:888-93. https://doi.org/s11665-008-9225-5
30. Kučera P, Mazancová E. 34CrMo4 steel resistance against the SSC after controlled cooling process. Mater Eng. 2014;21:61-7.
31. Kangal S, Kartav O, Tanoğlu M, Aktaş E, Artem HS. Investigation of interlayer hybridization effect on burst pressure performance of composite overwrapped pressure vessels with load-sharing metallic liner. J Compos Mater. 2020;54(7):961-80. https://doi.org/10.1177/0021998319870588
32. Hertzberg RW, Vinci RP, Hertzberg JL. Deformation and fracture mechanics of engineering materials. John Wiley & Sons; 2020.
33. Dieter GE, Bacon D. Mechanical metallurgy. New York: McGraw-hill; 1976. https://doi.org/10.1002/crat.2170230211