



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.



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

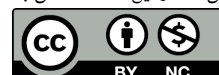
مقدمه و اهداف: فولاد 34CrMo4 به دلیل داشتن محتوای متوسط کربن، امکان افزایش مقاومت خود را از طریق عملیات حرارتی خنک کردن و بازپخت دارد. هدف از پژوهش حاضر به دست آوردن دمای بهینه بازپخت به منظور دستیابی به خواص بهینه ساختاری و مکانیکی از جمله سختی و فشار ترکیدن است.

مواد و روش‌ها: در پژوهش حاضر، فولاد 34CrMo4 به عنوان ماده اولیه مورد استفاده قرار گرفته است. پس از طی مراحل فرایند ساخت مخزن گاز طبیعی و انجام عملیات حرارتی، به منظور بررسی خواص ریزساختاری و مکانیکی مخازن تولیدشده، آزمون‌های سختی سنجی، 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 ساخته شده 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 کاهش یافته و با اعمال فشار کمتری ترکیدن اتفاق افتاده است. با افزایش دمای بازپخت سطوح شکست از شکست ترد به سمت شبه ترد و شکست نرم پیش خواهد رفت. محدوده دمای بازپختی 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 تحت فشار، خواص مکانیکی، ریزساختار.



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، به طور گسترده در صنایع مختلف، به ویژه در بخش های خودرو و هوافضا استفاده می شود. این فولاد در دسته فولادهای آلیاژی قرار می گیرد که با توجه به مقدار متوسط عنصر کربن در ترکیب شیمیایی، می توان با عملیات فرونشانی^۱ - بازپخت^۲ به آن استحکام بخشید. این فولاد برای ساخت قطعاتی که تحت بارهای ثابت و چرخه ای هستند، همچون میل لنگ، اکسل، محور پینیون ماشین آلات، رینگ تایر خودرو، غلتک های صنایع فولاد و همچنین سایر قطعات فورج و زنجیرها استفاده می شود (۱). فولاد مذکور دارای خواص مکانیکی ویژه ای از جمله سختی پذیری خوب در کنار حفظ استحکام و انرژی ضربه است که به همین دلیل کاربردهای ویژه ای برای این فولاد در نظر گرفته شده است. فولادهای آلیاژی سخت شده، ترکیبی عالی از خواص مکانیکی، سختی پذیری و مقاومت در برابر خوردگی را ارائه می دهند. 34CrMo4، یک فولاد کربن متوسط و کم آلیاژ است که به دلیل ترکیب خوبی از استحکام بالا، چقرمگی و مقاومت در برابر سایش به طور گسترده استفاده می شود (۲). در سال ۲۰۰۹، بال و همکاران (۳) اشاره کردند که هیدروژن برای دستیابی به اهداف اصلی نیازهای انرژی، کاهش گازهای گلخانه ای، امنیت انرژی و محدودیت آلایندگی هوا، امیدوارکننده است. از آن زمان، استفاده از هیدروژن به عنوان یک ماده تأمین انرژی مورد توجه قرار گرفته است. با این حال، زمانی که یک زنجیره تأمین ایمن در دسترس باشد، هیدروژن به یک انرژی مناسب تبدیل خواهد شد. حداکثر چهار امکان ذخیره سازی 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، مقرون به صرفه ترین راه حل برای ذخیره سازی هیدروژن فشرده تا

فشار ۱۰۰ مگاپاسکال هستند. فولادهای خانواده Cr-Mo، گزینه ای برای حمل و نقل و ذخیره سازی هیدروژن تحت فشار و سایر گازهای حاوی هیدروژن هستند (۵ و ۶). در سال های اخیر و با رشد چشمگیر مصرف سوخت های فسیلی، تجدیدنظر و گران قیمت از جمله بنزین و گازوئیل، استفاده از سوختی جایگزین و به صرفه، امری اجتناب ناپذیر است. گاز طبیعی فشرده یا گاز سی ان جی^۳، با توجه به ارزان بودن، آلودگی کمتر و همچنین فراوانی بیشتر نسبت به بنزین و گازوئیل، می تواند به عنوان جایگزین خوبی برای سوخت های مذکور باشد. سی ان جی، با فشرده سازی گاز طبیعی به صورت خام ایجاد می شود؛ به گونه ای که حجم اشغال شده کمتر از یک درصد حجمی است که گاز طبیعی در شرایط عادی اشغال می کند (۷ و ۸). گاز طبیعی بیشتر از متان تشکیل می شود و از چاه های گاز طبیعی، چاه های نفتی و فراوری زباله ها (زیست گاز) تولید می شود. با توجه به اینکه یکی از معایب اصلی و مخاطره آمیز مخازن سی ان جی، مناسب نبودن خواص فولاد مورد استفاده در این مخازن بوده که منجر به حوادث جبران ناپذیری از جمله انفجار در هنگام سوخت گیری می شود، پرداختن به خواص مکانیکی، ریزساختاری و خوردگی فولاد مورد استفاده، امری اجتناب ناپذیر است. فولادهای آلیاژی سخت شده، 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 می دهند. این خواص همراه با قابلیت عملیات حرارتی آنها، سختی پذیری آسان، تمایل کمتر به شکنندگی و مقاومت در برابر خوردگی خوب، این فولادها را به گزینه ای 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 کم آلیاژ است. با توجه به موارد گفته شده، فولاد مذکور برای ساخت مخازن تحت فشار، به ویژه برای ساخت سیلندرهای گاز در حمل و نقل، ذخیره و رهاسازی گاز استفاده

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

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

۲-۲- فرایندهای ساخت مخازن گاز طبیعی مورد آزمایش

با توجه به این که برای ساخت مخازن گاز طبیعی هیچ گونه درز و جوشی نباید به کار برده شود، عملیات شکل دهی بدون درز و همچنین عملیات حرارتی مناسب پس از آن برای رسیدن به خواص ریزساختاری و مکانیکی قابل قبول الزامی است. در ادامه به ترتیب فرایندهای ساخت مخازن گاز طبیعی تشریح می گردد. فرایندهای ساخت مخازن گاز طبیعی مورد آزمایش به ترتیب، شامل مراحل برش لوله برای عملیات شکل دهی دمابالا، عملیات شکل دهی داغ ته مخازن، کف تراشی سمت داخل، عملیات شکل دهی داغ سر مخازن، عملیات حرارتی مخازن، ساچمه زنی خارجی، ماشین کاری سر مخازن و ساچمه زنی 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 شکل دهی نهایی مخازن مورد نظر تکمیل می گردد. مخازن شکل دهی شده نهایی در شکل (۱) مشاهده می گردد. همان طور که مشخص است مخازن از شماره ۱ تا ۱۰ شماره گذاری شده اند. همه مخازن دارای حجم ۶۲ لیتر می باشند.

عملیات حرارتی مخازن گاز طبیعی، فرونشانی و بازپخت است. عملیات مذکور شامل سه مرحله آستینیه کردن، سرد کردن و بازپخت است. در پژوهش پیش رو همه پارامترهای عملیات حرارتی از قبیل دما و زمان آستینیه کردن، ماده فرونشانی، زمان فرونشانی و زمان بازپخت برای همه مخازن ثابت است و پارامتر مورد بحث و بررسی، دمای بازپخت مخازن خواهد بود.

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

می شود (۲). یکی از کاربردهای اصلی فولاد 34CrMo4، در ساخت مخازن تحت فشار به ویژه مخازن بدون درز گاز طبیعی است. فولاد مذکور به منظور استفاده در ساخت مخازن گاز طبیعی فشرده، با توجه به استاندارد ملی ۷۵۹۸، باید خواص ویژه ای از قبیل فشار ترکیدن^۴ بیشتر از ۴۸۰ bar، 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 ایده آل از نظر مکانیکی، ریزساختاری و خوردگی منجر گردد. با توجه به گفتار بالا، تعریف چرخه مناسب عملیات حرارتی، مهم ترین 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 ساخته شده از جنس فولاد 34CrMo4 می پردازد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- ماده اولیه

در پژوهش حاضر فولاد 34CrMo4، به عنوان ماده اولیه مورد استفاده قرار گرفته است. فولاد مذکور، به شکل لوله به ضخامت اسمی ۷/۵ میلی متر و قطر داخلی ۳۵۶ میلی متر به صورت بدون درز^۶ تهیه گردید. لوله بدون درز، لوله ای است که هیچ درز جوشکاری ندارد. لوله اولیه تحقیق مورد نظر، به سفارش شرکت انرژی صنعت خاورمیانه از کشور چین وارد شده است. شماره ذوب لوله مورد استفاده 20D4663V می باشد که ترکیب شیمیایی آن به طور مجزا در جدول (۱) ارائه شده است.



شکل ۱- مخازن شکل دهی شده نهایی پژوهش.

مدت ۷۵ دقیقه

شکل (۲)، به طور شماتیک چرخه های عملیات حرارتی انجام شده را نشان می دهد.

پس از انجام چرخه های عملیات حرارتی و همچنین تکمیل فرایند ساخت و بازرسی غیرمخرب مخازن، خواص مکانیکی و ریزساختاری فولاد $34CrMo_4$ ، از طریق آزمون های مختلف بررسی شده و به چرخه بهینه جهت ساخت مخازن گاز طبیعی منجر می گردد.

۲-۳- آزمون های مشخصه یابی

سختی سنجی. آزمون سختی سنجی با مقیاس برینل، بر روی قسمت استوانه ای 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 به منظور آزمون ترکیدن و یک مخزن به جهت انجام آزمون های مکانیکی و ریزساختاری تعبیه شد. از نمونه های مورد آزمایش در هر چرخه، پنج آزمون سختی تحت شرایط ذکر شده گرفته شده و همچنین میانگین سختی در هر چرخه گزارش شد.

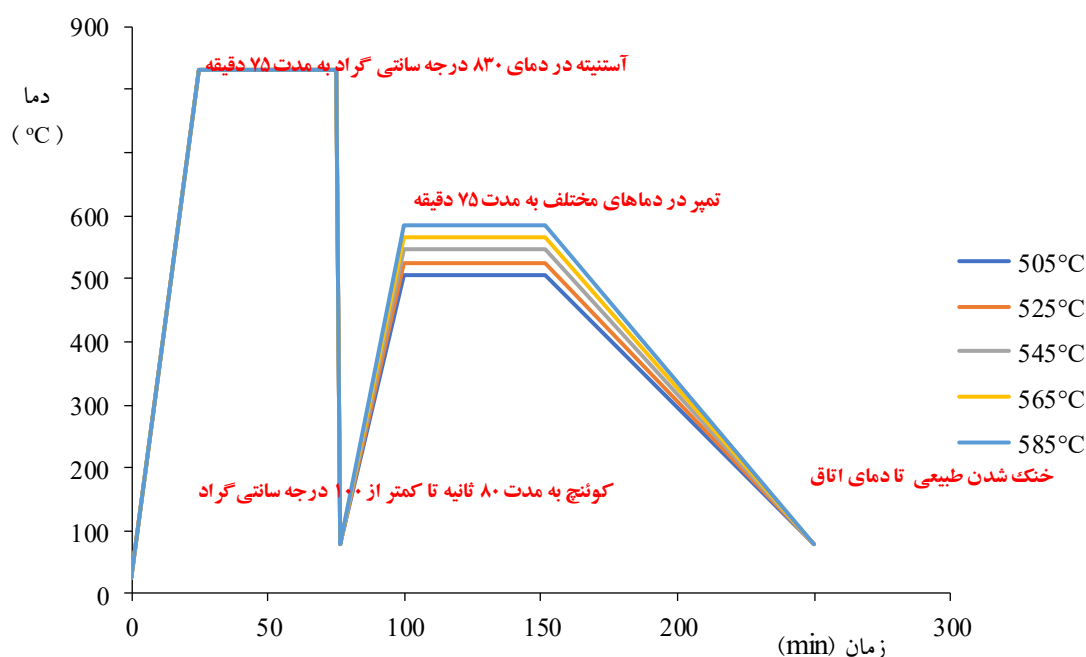
آزمون های هیدرولیک فشار ثابت و غیرمخرب. پس از رزوه زنی، همه مخازن تحت آزمون های هیدرولیک فشار ثابت و غیرمخرب قرار می گیرند. در آزمون هیدرولیک فشار ثابت، برای اطمینان از عدم نشتی انتهای مخازن، مخازن تحت فشار هیدرولیک آب به مدت حداقل ۳۰ ثانیه و فشار ۲۰۰ بار قرار می گیرند. همچنین سطح استوانه ای مخازن به جهت نداشتن

سانتی گراد و بخش پایانی یا خروجی 890° درجه سانتی گراد خواهد بود. به عبارتی دمای مخازن هنگام خروج از کوره آستنیت 890° درجه سانتی گراد خواهد بود. دمای قبل از ورود به محیط فرونشانی طبق استاندارد باید بیشتر از 830° درجه سانتی گراد باشد. سرعت حرکت ریل کوره آستنیت به گونه ای تنظیم گردد که زمان ماندگاری مخزن در آن ۷۵ دقیقه باشد. پس از تنظیمات ذکر شده، ۱۰ مخزن پژوهش به داخل کوره آستنیت منتقل شدند تا عملیات آستنیت انجام شود.

پس از آستنیت کردن، همه مخازن در حوضچه فرونشانی به مدت ۸۰ ثانیه سردسازی می شوند. 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 100° درجه سانتی گراد است.

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

- ۱- مخزن شماره ۱ و ۲ در دمای 505° درجه سانتی گراد به مدت ۷۵ دقیقه
- ۲- مخزن شماره ۳ و ۴ در دمای 525° درجه سانتی گراد به مدت ۷۵ دقیقه
- ۳- مخزن شماره ۵ و ۶ در دمای 545° درجه سانتی گراد به مدت ۷۵ دقیقه
- ۴- مخزن شماره ۷ و ۸ در دمای 565° درجه سانتی گراد به مدت ۷۵ دقیقه
- ۵- مخزن شماره ۹ و ۱۰ در دمای 585° درجه سانتی گراد به



شکل ۲- چرخه‌های عملیات حرارتی مختلف انجام شده روی مخازن.

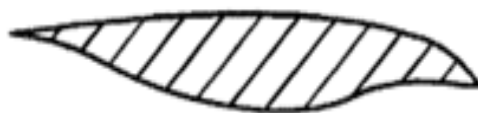
شود و به هنگام رسیدن به حداقل فشار ترکیدن، نرخ افزایش فشار باید به مدت پنج ثانیه متوقف شود.

شکست اصلی باید در قسمت استوانه‌ای سیلندر ایجاد شده و نباید به صورت شکست ترد باشد، یعنی لبه‌های گسیخته شده 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 حرارتی شده 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

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 به منظور 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 به خصوص گیج فشار، سیلندر به وسیله آب پر شده و تحت فشار تا ترکیدن قرار می‌گیرد. سرعت افزایش فشار تا قبل از ۳۶۰ bar نیاز به کنترل ندارد؛ ولی پس از ۳۶۰ bar، نباید بیشتر از ۳ bar/s



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

۳-۱- مطالعات ریزساختاری

در این بخش به مطالعه ریزساختار نمونه‌های آزمایش شده، 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 34CrMo4 را نشان می‌دهد.

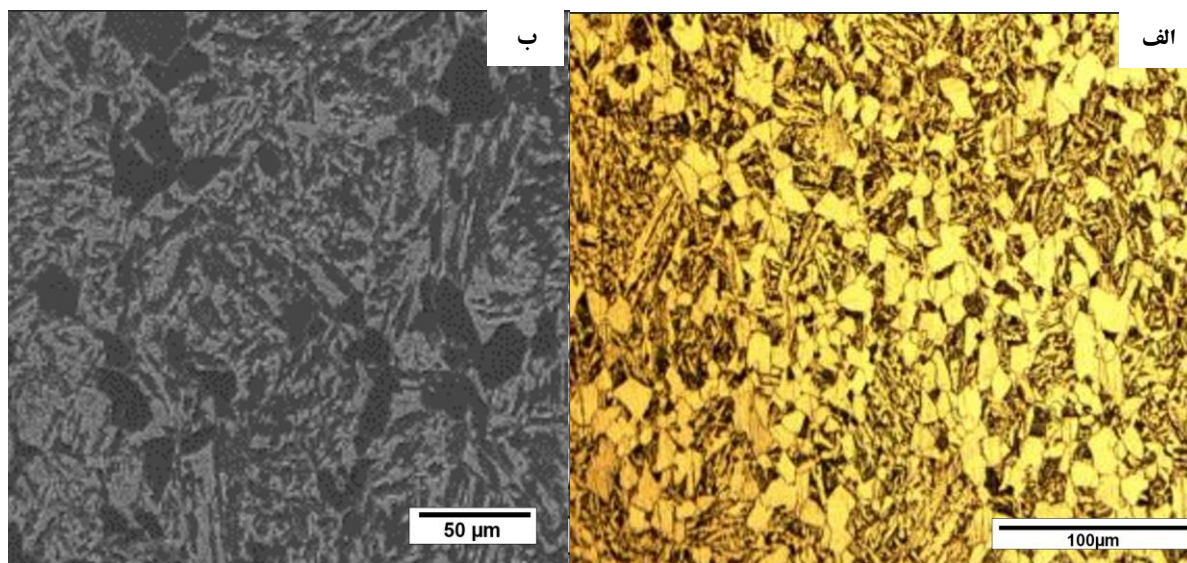
همان‌طور که در شکل (۴) مشاهده می‌شود، ریزساختار ترکیبی از پرلیت در زمینه فریتی می‌باشد. با توجه به درصد کربن فولاد مذکور که در محدوده ۰/۳۴ تا ۰/۳۷ است، این فولاد یک فولاد هیپوئکتوئید^{۱۲} می‌باشد. با توجه به اینکه تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با استفاده از الکترون‌های ثانویه^{۱۳} تهیه گردیده است، 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 بازپخت شده در دماهای مختلف. دمای بازپخت برای فولاد 34CrMo4 معمولاً بین ۵۴۰ تا ۶۸۰ درجه سانتی‌گراد است (۱۰). در این دما، ساختار مارتزیتی که در طی فرآیند فرونشانی ایجاد شده، به حالت پایدارتر تبدیل می‌شود و خواص مکانیکی فولاد بهبود می‌یابد. بازپخت کردن باعث کاهش تنش‌های داخلی و افزایش

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 اچ کردن نمونه‌ها از محلول نایتال استفاده شد. سپس تصویربرداری از ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی - 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 به منظور بررسی سطوح شکست، پس از انجام آزمون کشش، از سطوح شکست با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی تصویربرداری شد.

۳-۲ نتایج و بحث

هدف از تحقیق حاضر، بهینه‌سازی دمای بازپخت مخازن به منظور دستیابی به خواص مطلوب مکانیکی و ریزساختاری است. بدین منظور، مخازن پس از آستنیته شدن 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، به ترتیب، 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 آستنیته کردن 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.



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

چقرمگی می شود، اما اگر دما بیش از حد بالا باشد، ممکن است منجر به درشت تر شدن دانه ها شود.

در هنگام بازپخت کردن، اگر دما به طور مداوم بالاتر از محدوده مناسب نگه داشته شود، می تواند باعث رشد دانه ها شود. این پدیده به دلیل افزایش حرارت و حرکت اتم ها در ساختار کریستالی فولاد اتفاق می افتد. در فولاد 34CrMo4، وجود عناصر آلیاژی مانند کروم و مولیبدن کمک می کند تا این رشد دانه ها کنترل شود، زیرا این عناصر به تشکیل کاربیدهای پایدار کمک کرده و از رشد غیرمطلوب دانه ها جلوگیری می کنند (۱۰). لی و همکاران (۱۰)، به مطالعه تأثیر دمای بازپخت بر روی خواص ریزساختاری و مکانیکی این آلیاژ پرداختند و نتایج نشان می دهند که با افزایش دمای بازپخت، اندازه دانه ها به طور قابل توجهی افزایش می یابد. به طور خاص، در دماهای بالاتر از ۶۰۰ درجه سانتی گراد، ساختار مارتنزیتی به تدریج به ساختار فریتی تبدیل می شود که این امر منجر به درشت تر شدن دانه ها می گردد.

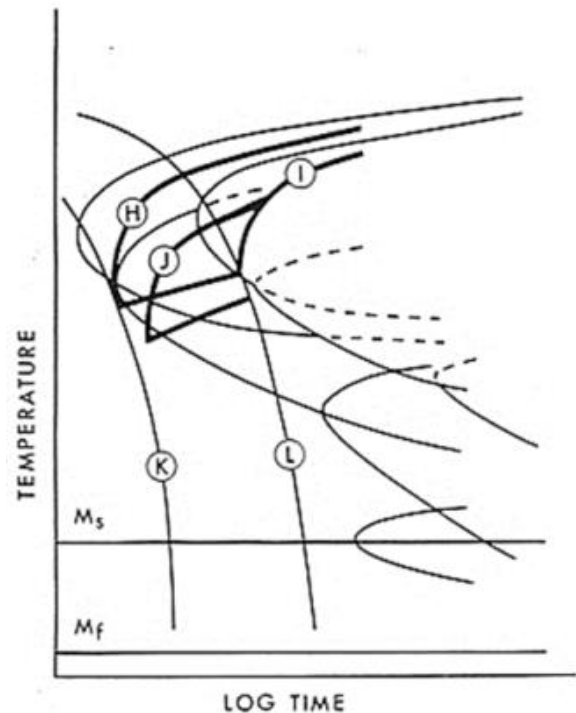
طبق مشاهدات، ریزساختار حاصل تمامی نمونه ها پس از فرونشانی قطعات به صورت مارتنزیت همراه با مقدار کمی آستنیت باقیمانده است. علت این موضوع آن است که احتمالاً دمای M_f این فولاد کمتر از دمای محیط است؛ لذا فرایند

مارتنزیتی شدن به صورت کامل انجام نشده است. در طی آهسته سرد شدن، آستنیت با یک تبدیل نفوذی به فریت و کاربید تجزیه می شود؛ اما در سرد شدن سریع تبدیل نفوذی سرکوب شده و آستنیت توسط یک فرایند بدون نفوذ تبدیل به مارتنزیت می شود. مطابق شکل (۵)، اگر سرعت خنک سازی به اندازه ای بالا باشد که از دماغه منحنی عبور کند، تبدیل نفوذی سرکوب می شود و تبدیل مارتنزیتی با فراهم شدن نیروی محرکه در دمای پایین تر رخ می دهد. نیروی محرکه 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 نشان دهنده این هستند که تبدیل مارتنزیتی یک تبدیل حرارتی است و تنها تابع دما و مستقل از زمان است. همپوشانی این محصولات نشان می دهد که مکانیسم های تشکیل متفاوت است اما ممکن است از آستنیت به طور هم زمان و مستقل تشکیل شوند.

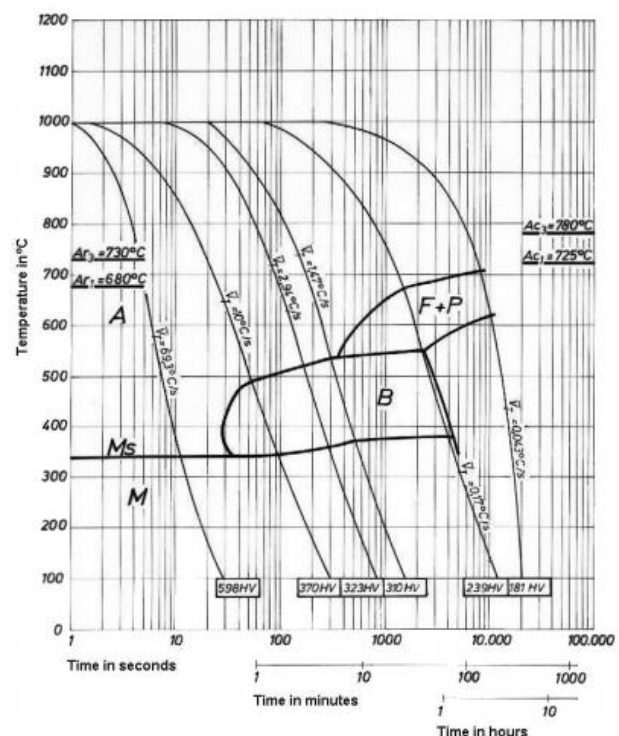
شکل (۶)، نمودار مقایسه سرعت های سرد شدن متفاوت برای تشکیل فازهای مختلف فولاد مورد بررسی این پژوهش را از استاندارد DIN آلمان نشان می دهد. اگر سرعت سرد شدن بالا باشد در محدوده دمایی ۳۴۰ درجه سانتی گراد تشکیل مارتنزیت شروع خواهد شد و در محدوده دمایی ۳۵۰ تا ۵۵۰ درجه سانتی گراد تشکیل بینیت برای آن متصور است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

سرد کردن کمتر باشد فاز فریت و پرلیت تشکیل خواهد شد. نمونه‌های پژوهش حاضر پس از آستنیت در دمای 830°C درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه، به مدت ۸۰ ثانیه فرونشانی شده و دمای آن‌ها به زیر 100°C درجه سانتی‌گراد می‌رسد و سرعت سرد شدن تقریباً برابر با 13°C درجه سانتی‌گراد بر ثانیه است.

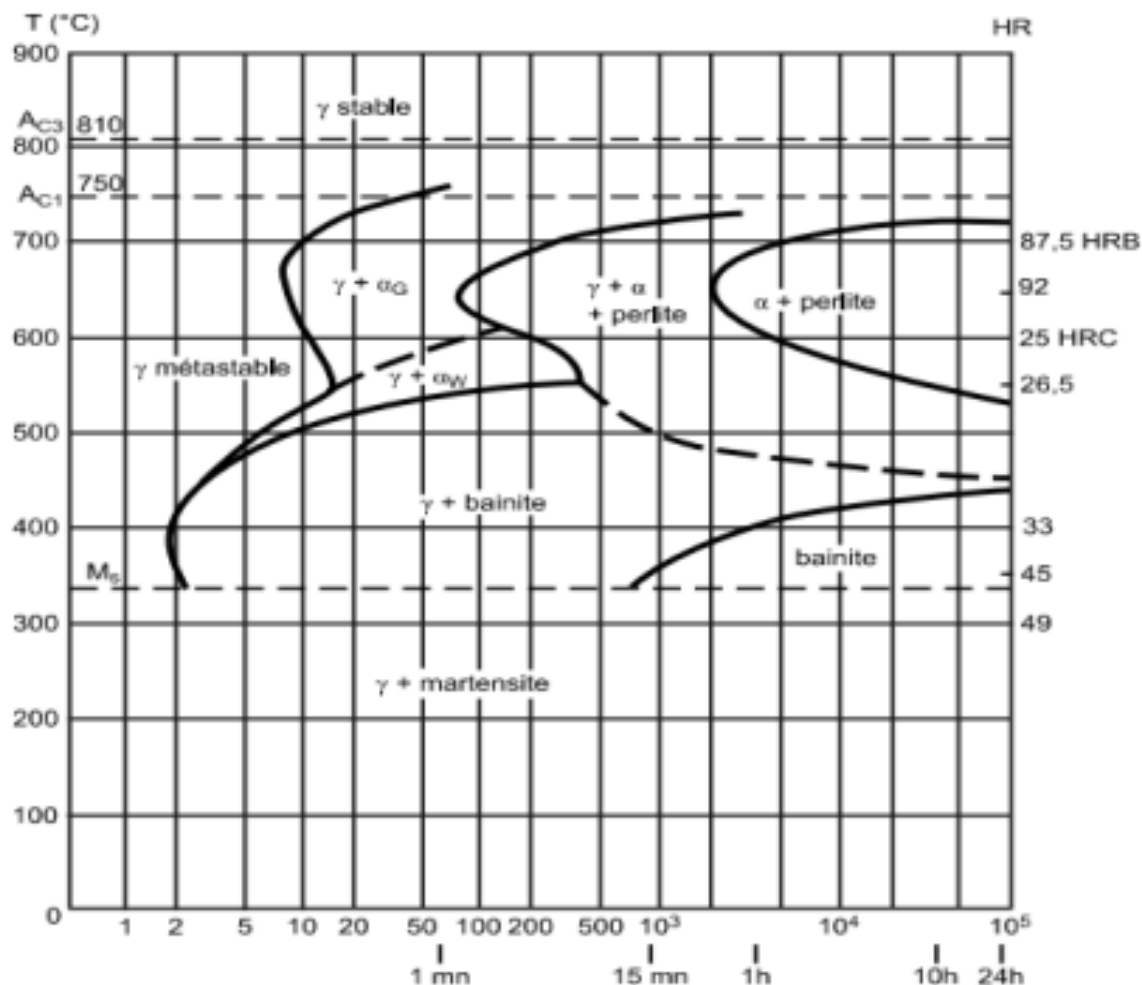
با توجه به شکل (۶)، می‌توان استدلال کرد که ریزساختار نمونه‌های پژوهش پس از فرونشانی شامل فاز مارتنزیت خواهد بود (۱۱). مارتنزیت سخت‌ترین، مقاوم‌ترین و تردترین ریزساختار است و در واقع دارای قابلیت چکش‌خواری ناچیزی است. مارتنزیت فازی نیمه‌پایدار و بسیار سخت و ترد است. این‌رو برای کاهش سختی و تردی بیش از حد فاز مارتنزیت برای اغلب کاربردهای صنعتی، لازم است فولاد مارتنزیتی شده در محدوده دمای 200°C تا 600°C درجه سانتی‌گراد حرارت داده شود. در نتیجه 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 370°C کلوین، دوباره مرتب می‌شوند تا ساختارهای مدوله شده را تشکیل دهند. در یکی از مراحل تشکیل کاربید که بین 370°C تا 470°C 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 $110-125$ کیلوژول بر مول نیاز دارد، در حالی که تشکیل کاربید تعادلی انرژی‌های بالاتر ($195-205$ کیلوژول بر مول) را نیاز دارد (۱۵). در طول بازپخت، شبکه مارتنزیت تغییر جهت‌گیری قابل توجهی را تجربه می‌کند و تغییرات پارامترهای شبکه به دلیل تشکیل کاربید را تطبیق می‌دهد (۱۶).



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



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

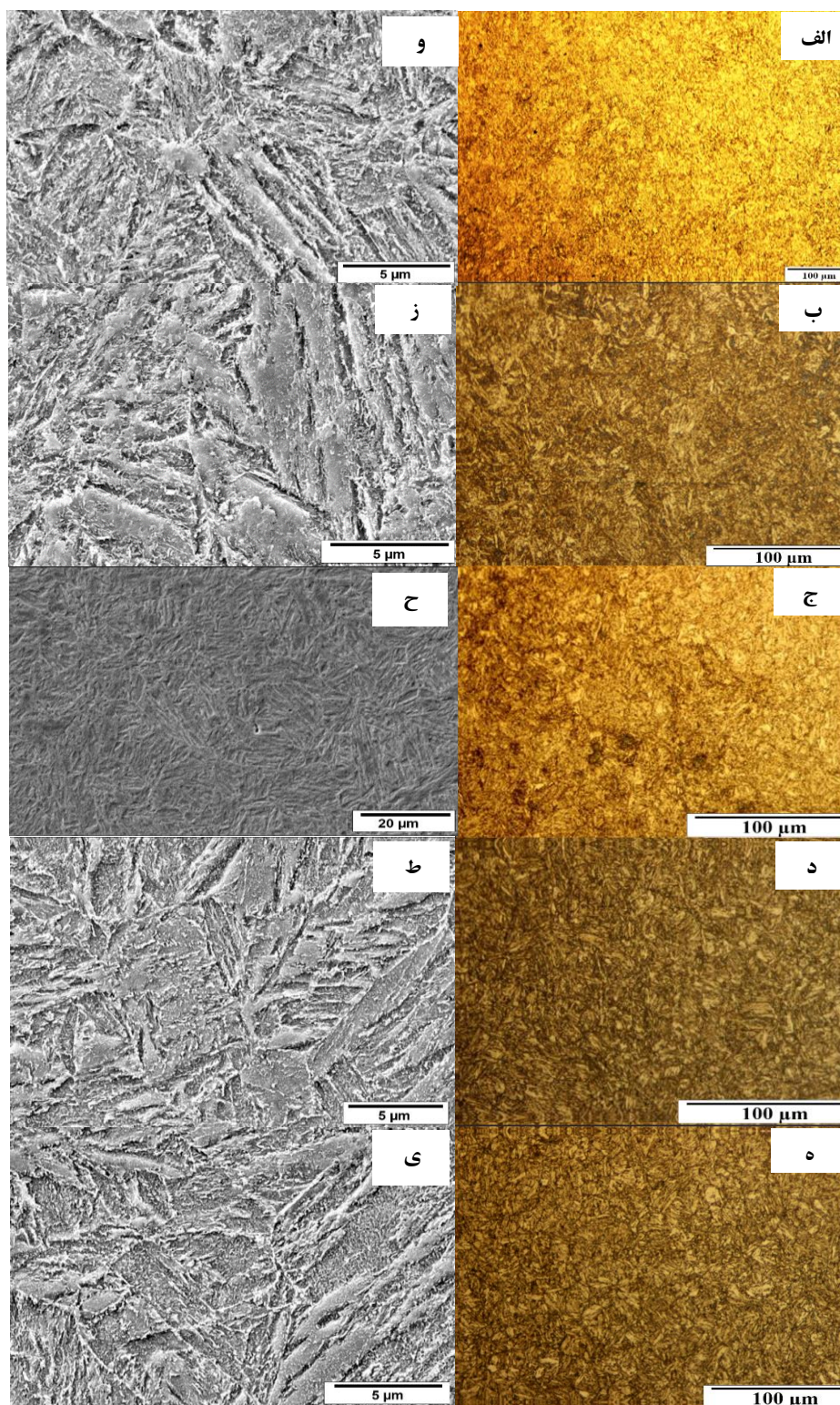


شکل ۷- نمودار فازی فولاد 34CrMo4 در زمان و دماهای مختلف بازپخت در استاندارد DIN (۱۷).

شکل (۷)، نمودار فازی فولاد 34CrMo4 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

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 لایه مرزی 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 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.

۵۲۵ درجه سانتی‌گراد موجب یکنواخت‌تر شدن ریزساختار شده است. به نظر 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 با توجه به دمای بازپخت ۵۴۵ درجه سانتی‌گراد و همچنین دمای تشکیل پرلیت نمودارهای شکل (۵) و (۶)، محتمل است عمده آستنیت باقیمانده به پرلیت تبدیل شده باشد. همچنین ساختار همگن‌تر و ریزتری حاصل شده است. توزیع رسوبات سمیتیت در زمینه‌ای از فاز فریت، باعث بهبود داکتیلیته 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 سمیتیت می‌باشد. سمیتیت رفته رفته از حالت لایه‌ای در دماهای بازپخت کمتر به شکل کروی در دماهای ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد درآمده است. سمیتیت کروی، پایدارترین ریزساختار موجود در

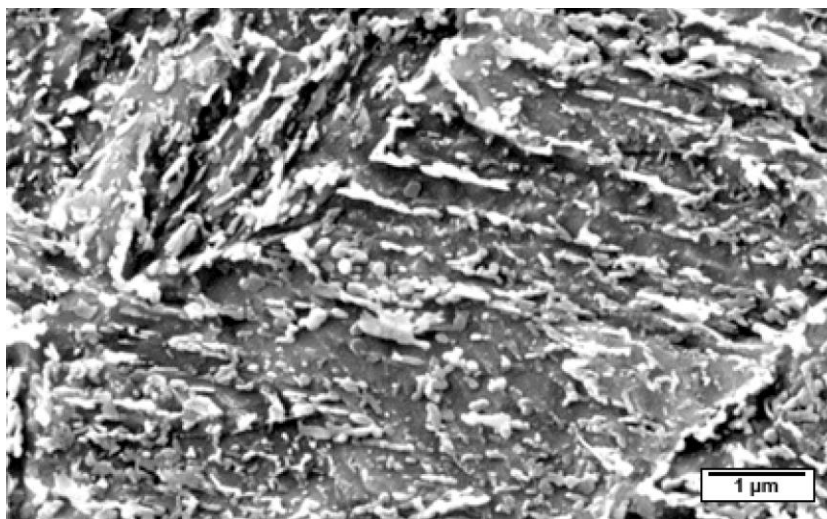
سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. با شروع فرایند بازپخت با تشکیل کاربیدهای انتقالی و خروج کربن از ساختار bcc، همراه با حذف مرزهای سلولی، از درصد کربن مارتنزیت کاسته شده و شبکه بلوری غیر تعادلی bcc به سمت شبکه بلوری تعادلی bcc فریت متمایل می‌شود. بدین ترتیب با افزایش دمای بازپخت صفحات فریتی جایگزین صفحات مارتنزیتی در ساختار می‌شوند. کاربیدها نیز با افزایش دمای بازپخت به لایه‌های سمیتیت تبدیل می‌شوند (۱۹). کاهش کربن در زمینه، موجب کاهش سختی و استحکام شده و چقرمگی را افزایش می‌دهد. مارتنزیت بازپخت‌شده ترکیبی از فریت و سمیتیت است. مکان‌های ترجیحی رسوب سمیتیت، غالباً مرز تیغه‌های مارتنزیت در دماهای پایین و مرزدانه‌های فریت در دماهای بالاتر است (۱۷) و (۲۰). به نظر 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 به نظر می‌رسد استحکام و سختی نمونه بازپخت‌شده در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد، از باقی نمونه‌ها بالاتر باشد. بالا بودن 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، به نظر 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 سمیتیت شده که موجب کمتر شدن ساختار مارتنزیتی و بیشتر دیده شدن ساختار فریتی می‌شود (۲۰).

همان‌طور که دیده می‌شود، افزایش دمای بازپخت از ۵۰۵ به



شکل ۹- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ریزساختار نمونه بازپخت شده در دمای ۵۶۵ درجه سانتی گراد.

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 بازپخت شده در دمای ۵۶۵ درجه سانتی گراد را نشان می‌دهد. همان‌طور که دیده می‌شود کاربیدهای کروی به‌خوبی در زمینه‌ای از فریت پراکنده شده‌اند. فریت در زمینه، عامل بهبود چقرمگی و کاربیدهای پراکنده شده، عامل بهبود استحکام هستند. به‌نظر می‌رسد ترکیب فریت در زمینه و کاربیدهای کروی در ریزساختار نمونه بازپخت شده در دمای ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی گراد، ساختار بهینه از نظر استحکام و چقرمگی را به وجود آورده است که برای بررسی‌های بیشتر انجام آزمون‌های مکانیکی ضروری است (۲۲).

۲-۳- سختی سنجی

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.

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 (۸-۵)، تصویر میکروسکوپی نوری ریزساختار نمونه بازپخت شده در دمای ۵۸۵ درجه سانتی گراد را نشان می‌دهد. شکل (۸-۵) نیز نشان‌دهنده تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی این نمونه است. با افزایش دمای بازپخت، با خروج مقدار بیشتر کربن از ساختار bcc مقدار مارتنزیت بیش‌تری تجزیه شده، در نتیجه تراگونالیتیه را کاهش می‌دهد و میزان فریت و سمیتیت افزایش پیدا کرده است. همچنین بازجایی نابجایی‌ها و تبلور مجدد دانه‌های جدید افزایش یافته، ساختار همگن‌تر شده، کاربیدهایی که در مراحل قبل در مرز دانه‌ها 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 درشت‌تر شدن کاربیدها شده است. به‌دلیل کاهش تراکم نابجایی و همچنین با

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

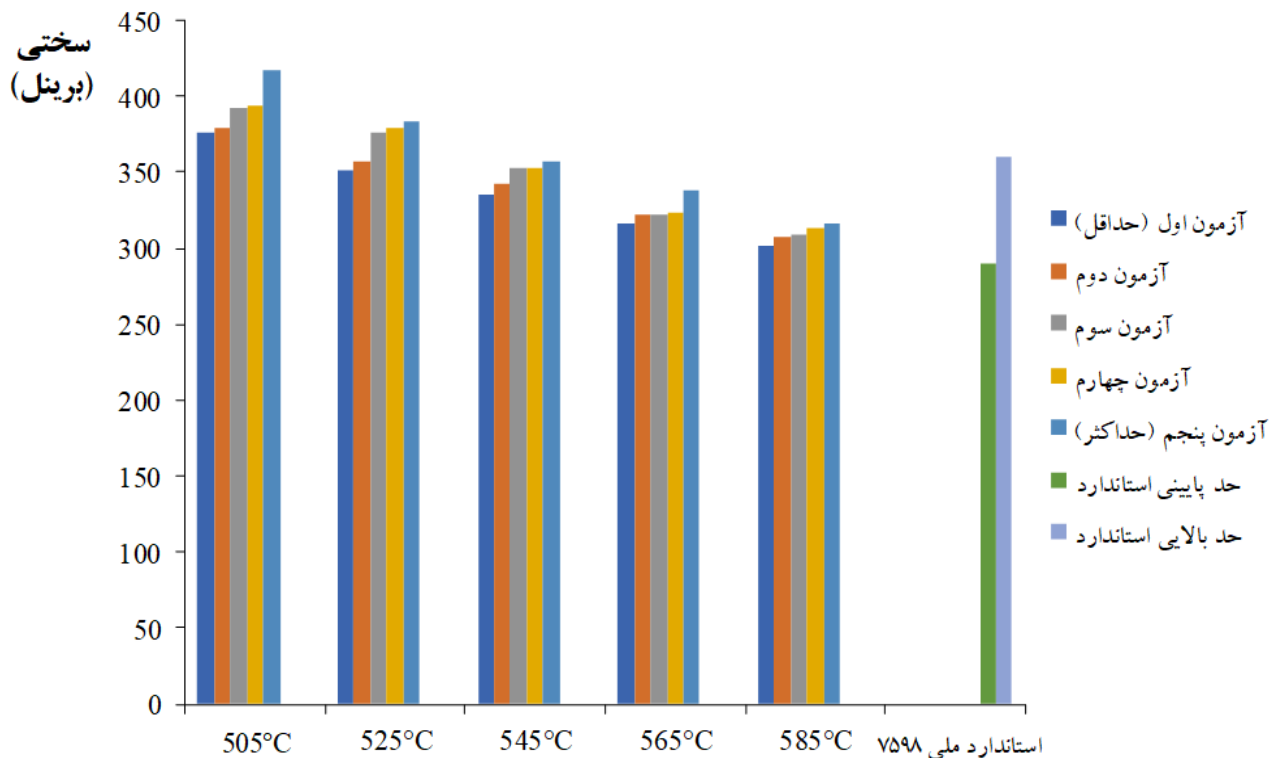
همان‌طور که مشخص است، بیش‌ترین سختی مربوط به مخزن بازپخت‌شده در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد و کم‌ترین سختی مربوط به مخزن بازپخت‌شده در ۵۸۵ درجه سانتی‌گراد می‌باشد. مشاهده می‌شود با افزایش دمای بازپخت، رفته رفته سختی کاهش می‌یابد. روند کاهشی سختی با افزایش دمای بازپخت را می‌توان با مطالعات ریزساختاری توجیه نمود. همان‌طور که در بخش تصاویر میکروسکوپی ریزساختار عنوان شد، افزایش دمای بازپخت منجر به یکنواختی بیشتر ریزساختار می‌شود. با افزایش دما، فریت و سمیتیت در مرزخانه‌ها 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 تراگوناپته 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.

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 $1/6$ برابر فشار آزمون باشد ($P_b \geq 1.6 P_h$). به عبارتی 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.

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 پاولینا 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 تحت فشار قرار گرفتند. بیش‌ترین فشار ترکیدن مربوط به مخزن بازپخت‌شده در دمای ۵۰۵ درجه سانتی‌گراد به

جدول ۳- نتایج آزمون ترکیدن مخازن در دماهای بازپخت مختلف

شماره مخزن	دمای بازپخت (درجه سانتی گراد)	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 به سمت 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).

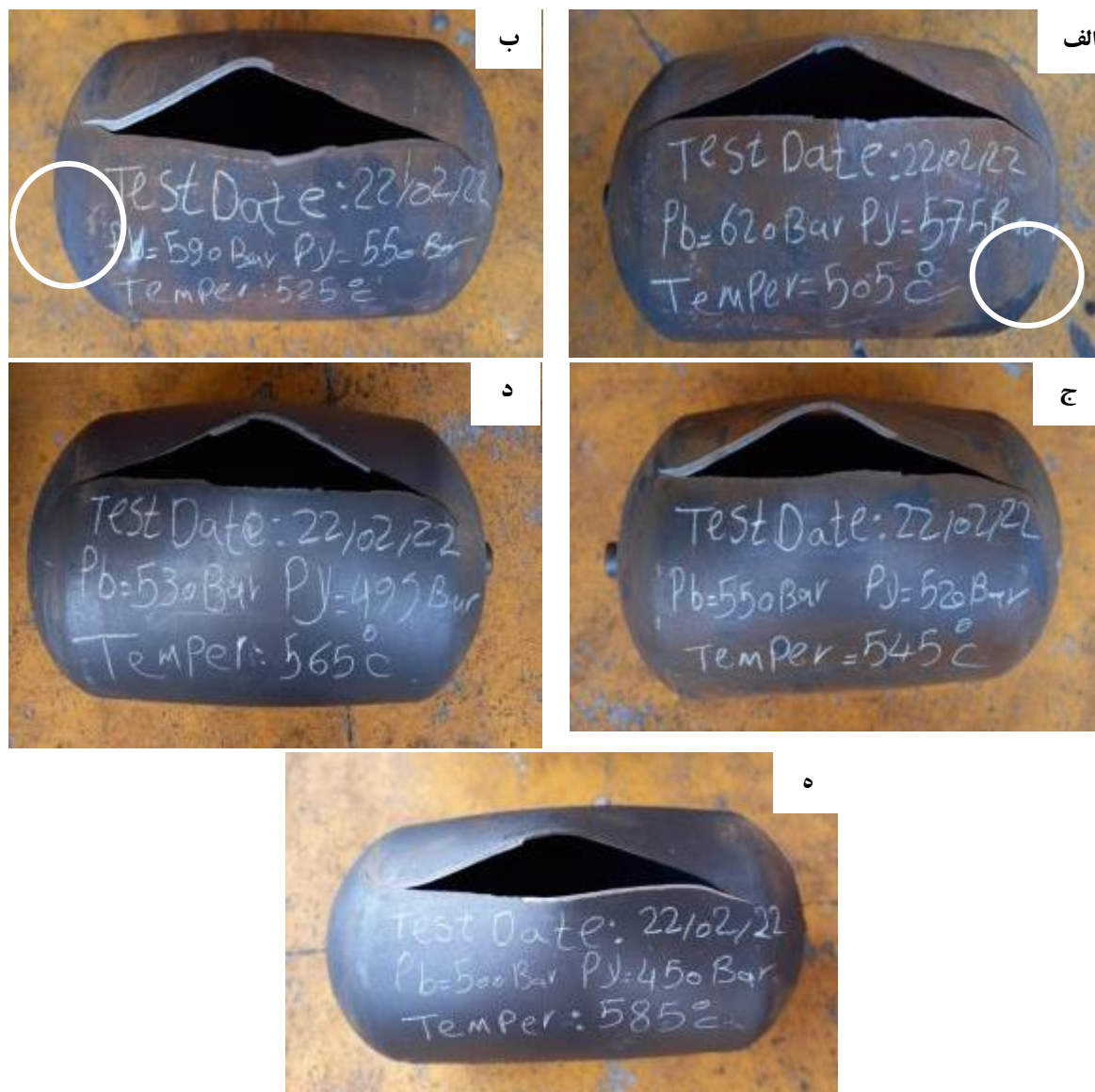
شکل (۱۱)، مقطع گسیختگی قابل قبول در آزمون ترکیدن را نشان می‌دهد. طبق استاندارد، شکست اصلی باید در قسمت استوانه‌ای سیلندر ایجاد شده و نباید به صورت شکست ترد باشد، یعنی لبه‌های گسیخته شده دیواره باید شیب‌دار باشد و همچنین نباید شکست ناشی از وجود عیب در فلز باشد و در هیچ حالتی نباید به گلوبی برسد. برای 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 بازپخت شده در دماهای ۵۰۵، ۵۲۵، ۵۴۵، ۵۶۵ و ۵۸۵ درجه سانتی گراد را پس از آزمون ترکیدن به ترتیب نشان می‌دهد. در شکل (۱۲-الف و ب) که مربوط به مخازن بازپخت شده در دماهای ۵۰۵ و ۵۲۵ درجه سانتی گراد به ترتیب می‌باشند، مشاهده می‌شود که شکست به شکل محسوسی به انتهای مقعر مخازن رسیده است (با دایره در شکل‌ها نشان داده شده است). به عبارتی 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 سانتی گراد، 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 صحنه‌گذار بر داکتیل بودن نمونه بازپخت شده در دمای ۵۸۵ درجه سانتی گراد 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 سانتی گراد 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

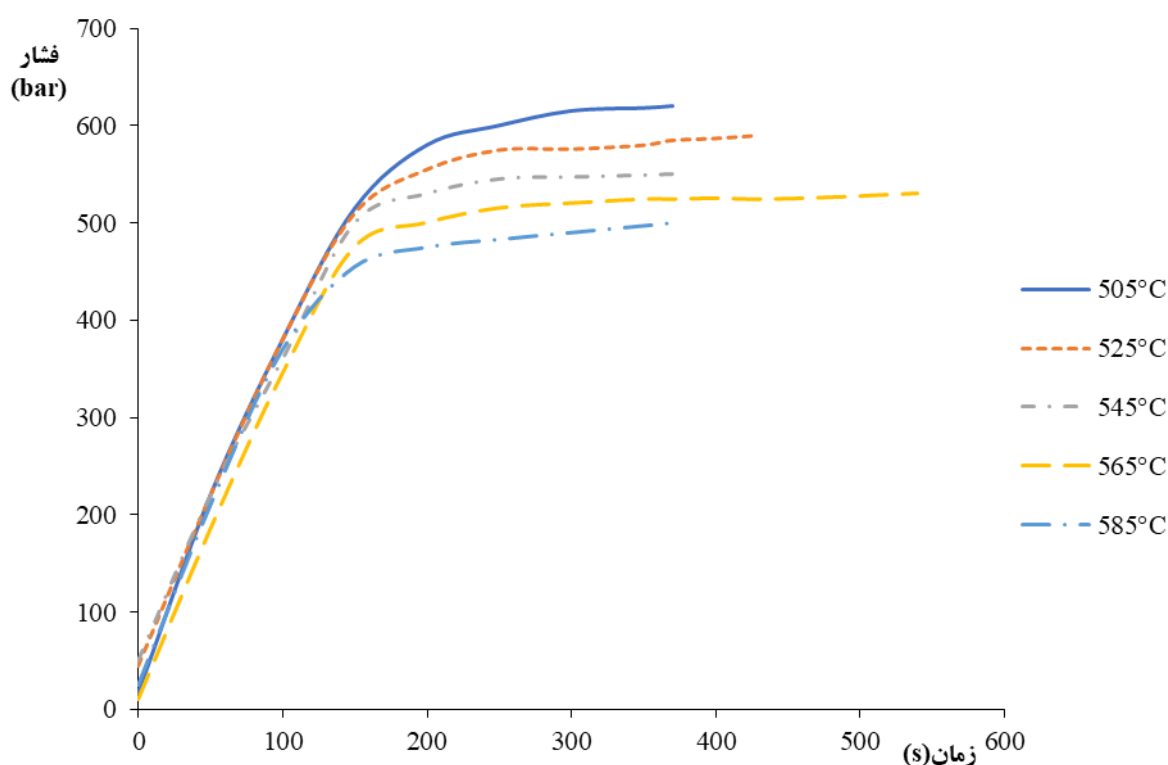


شکل ۱۱- تصاویر مخازن بازپخت شده در دماهای الف) 505°C ، ب) 525°C ، ج) 545°C ، د) 565°C و ه) 585°C بعد از آزمون ترکیدن.

این امر با مشاهده تصاویر شکل (۱۱) از مخازن گسیخته شده ملاحظه می شود که طول ناحیه گسیختگی در نمونه ۵۸۵ کوتاه تر از نمونه ۵۰۵ است. این پدیده در تطابق با رفتار داکتیل تر نمونه ۵۸۵ است چراکه رشد گوشه های 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 تغییر شکل پلاستیک ماده است نیز در تطابق با این رفتار است. نکته قابل توجه دیگر، میزان تغییر فرم و دهانه گسیختگی در

حداکثری است. مشخص است که مخزن بازپخت شده در دمای 565°C درجه سانتی گراد، بیشترین مقاومت در فشار حداکثری را از خود نشان داده است.

به جهت محسوس تر بودن اختلاف رفتار مکانیکی در نمونه ۵۸۵ و 505°C به تحلیل این دو نمونه پرداخته می شود، اگرچه این مفاهیم برای مابقی نمونه ها نیز صادق است. از قیاس نمونه های بازپخت شده در 505°C و 585°C درجه سانتی گراد می توان مشاهده کرد که با افزایش دمای بازپخت همزمان با درشت شدن ساختار، مورفولوژی سطح شکست از ترد به داکتیل تغییر یافته است.



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

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 کاهش‌یافت. نتایج آزمون سختی، مشاهدات ریزساختاری مبنی بر یکنواختی ساختار و ظریف‌تر شدن مارتنزیت با افزایش دمای

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 آستنیت‌زدایی در دمای ۸۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۵ دقیقه و

بوده، در همین راستا از کمک‌های این دانشگاه تقدیر می‌شود.

تضاد منافع

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

سهم نویسندگان

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

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 به سمت 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

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](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. Mittemeier 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](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 microstructure 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](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. Kangel 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>