

Investigating the effect of the dual-phase steel heat treatment method on the hardness and strength of NiCrMoV steel

*Muhammad ali AghaMorshedi¹, Shahram Raygan², Jafar Rasizadehghani³

1- Master of science, Materials Engineering and Metallurgy, School of Metallurgy and Materials Engineering, university of Tehran, Tehran, Iran

2- professor, Materials Engineering and Metallurgy, School of Metallurgy and Materials Engineering, university of Tehran, Tehran, Iran

3- Associated professor, Materials Engineering and Metallurgy, School of Metallurgy and Materials Engineering, university of Tehran, Tehran, Iran

Citation: AghaMorshedi M, Raygan S, Rasizadehghani J. Investigating the effect of the dual-phase steel heat treatment method on the hardness and strength of NiCrMoV steel, Metallurgical Engineering, 2025: 28(2): 116-124 <https://doi.org/10.22076/me.2025.2044783.1419>

doi : <https://doi.org/10.22076/me.2025.2044783.1419>

ABSTRACT

In this research, two dual-phase heat treatment methods- intermediate quenching and step quenching- on NiCrMoV low alloy steel were compared using microstructural analysis, Vickers hardness, and tensile test. The results demonstrated that at 760 °C, a constant intercritical temperature, the step quenching method was much faster due to the single-step process contrary to intermediate quench, which is a multi-step that causes complex microstructure, including tempered martensite and fresh martensite. According to the microstructural analysis, this method produces more martensite fraction. After 60 minutes, the hardness of the intermediate quenched sample was almost equal to that of the step-quenched sample, though it had a smaller intercritical martensite fraction. However, due to the increase in ferrite production rate compared to the intercritical martensite, the hardness of the intermediate quenched sample was decreased after 60 minutes from 338 to 287 vickers. In the step-quenched sample, no specific changes were observed by increasing the time more than 60 minutes. This issue indicated that the step-quenching process was almost completed after 60 minutes.

Keywords: NiCrMoV steel; dual phase steels; step quenching; intermediate quench.

Received: November 5, 2024

Accepted: May 26, 2025

■ ■
*Corresponding Author:

Muhammad ali Aghamorshedi, MSc

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran

Tel: +98 (9390969074)

E-mail: ali.aghamorshedi@ut.ac.ir

بررسی اثر روش عملیات حرارتی فولاد دوفازی بر سختی و استحکام فولاد NiCrMoV

*محمدعلی آقامرشدی^۱، شهرام رایگان^۲، جعفر راثی زاده غنی^۳

۱- فارغ التحصیل کارشناسی ارشد مهندسی انتخاب و شناسایی مواد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشکده فنی دانشگاه تهران

۲- استاد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشکده فنی دانشگاه تهران

۳- دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشکده فنی دانشگاه تهران

چکیده

در این پژوهش به مقایسه دو روش عملیات حرارتی فولادهای دوفازی یعنی کوئنچ میانی و کوئنچ پله‌ای برای فولاد کم‌آلیاژ NiCrMoV با استفاده از آزمون سختی‌سنجی، آزمون کشش و آنالیز تصویری پرداخته شد. نتایج این آزمایش‌ها مشخص کردند که در دمای ثابت بین‌بحرانی ۷۶۰°C روش کوئنچ پله‌ای به علت تک مرحله‌ای بودن فرآیند، زمان کمتری برای تکمیل شدن احتیاج دارد و در روش کوئنچ میانی فرآیند به صورت چند مرحله‌ای است که همین موضوع باعث وجود مارتنزیت تمپر شده و مارتنزیت تازه در کنار هم می‌شود. همچنین با توجه به آنالیز تصویر، می‌توان مدعی شد که کسر مارتنزیت بیشتری نیز در روش کوئنچ پله‌ای تولید کرده است. همچنین نتایج سختی‌سنجی نشان دادند که در نمونه کوئنچ میانی شده با وجود کسر مارتنزیت بین‌بحرانی و تمپرنشده‌ی کمتر، در زمان ۶۰ دقیقه میزان سختی با روش کوئنچ پله‌ای برابر است اما به علت افزایش شدید نرخ تولید فریت نسبت به مارتنزیت بین‌بحرانی، سختی نمونه کوئنچ میانی شده از ۶۰ دقیقه به بعد کاهش دارد و از ۳۳۸ ویکرز به ۲۸۷ ویکرز می‌رسد. در نمونه کوئنچ پله‌ای شده با افزایش زمان از ۶۰ دقیقه تغییرات خاصی مشاهده نمی‌شود و این مشخص می‌کند که فرآیند کوئنچ پله‌ای تقریباً در ۶۰ دقیقه تقریباً به پایان می‌رسد.

کلمات کلیدی: فولاد NiCrMoV، فولاد دوفازی، کوئنچ پله‌ای، کوئنچ میانی.

دریافت: ۱۴۰۳/۰۸/۱۵ | پذیرش: ۱۴۰۴/۰۳/۰۵

۱. مقدمه

فشار، هواپیماسازی و قالب‌سازی اشاره کرد (۳، ۴). فولادهای دوفازی، فولادهای غالباً کم‌آلیاژی هستند که به وسیله بهره‌برداری از دو ریزساختار اصلی در خود، دو شرط استحکام و شکل‌پذیری را به‌دست آورده‌اند. این فولادها به جز تعادل مناسبی بین چقرمگی و استحکام، به علت داشتن محدوده وسیعی از استحکام و خواص مکانیکی و همچنین نرخ کارسختی بالا بسیار مورد توجه هستند. مهم‌ترین نکته تأثیرگذار بر روی خواص کششی این دسته از فولادها، کسر حجمی مارتنزیت در این فولادها عنوان شده است. خواص کششی بر این اساس طبق قانون مخلوط‌ها بر مبنای رابطه ۱ بیان می‌شود. در این رابطه نماد استحکام فاز مارتنزیت، کسر حجمی مارتنزیت و استحکام فریت است (۵).

1 Advanced high strength steel

گروه‌بندی‌های مختلفی از فولادهای کم‌آلیاژ وجود دارند که یکی از آن‌ها بر اساس ترکیب شیمیایی است. از این گروه‌بندی می‌توان به انواع: نیکل دار، نیکل-کروم، مولیبدن، کروم-مولیبدن، کروم-نیکل-مولیبدن، نیکل-مولیبدن، کروم-وانادیوم اشاره کرد. گروهی هم در این نوع فولادها وجود دارد که به دسته‌ی نیکل-کروم-مولیبدن-وانادیوم دار (NiCrMoV) معروف است و در بین هیچکدام از دسته‌های مذکور به طور کامل قرار ندارد (۱). این گروه جزو دسته فولادهای فوق مستحکم (AHSS^۱) است (۲) که از انواع کاربردهای آن می‌توان به روتورها، کشتی‌سازی، خطوط تحت

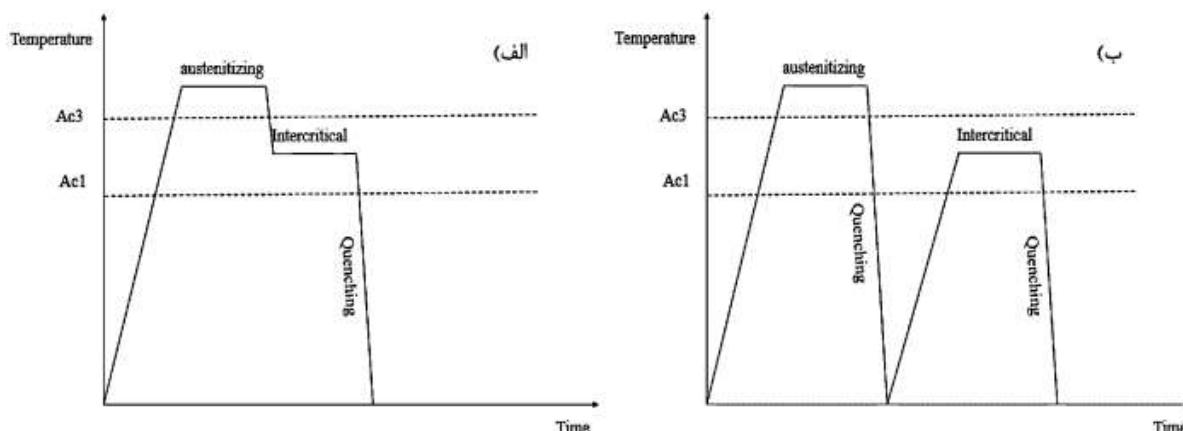
* نویسنده مسئول:

مهندس محمدعلی آقامرشدی

نشانی: دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشکده فنی دانشگاه تهران

تلفن: (۹۳۹۰۹۶۹۰۷۴) ۹۸+

پست الکترونیکی: ali.aghamorshedi@ut.ac.ir



شکل ۱: طرحواره فرایند الف) کوئنچ پله‌ای ب) کوئنچ میانی.

تا فریت پرو جوانه زنی و رشد کند (مطابق شکل ۱الف) و سپس کوئنچ می گردد. نتیجه این عملیات، ساختاری درشت و چندوجهی از مارتنزیت در زمینه فریت است که با گذشت زمان نگهداری کسر مارتنزیت در آن کمتر می‌شود (۹). کوئنچ میانی ابتدا از حرارت دیدن فولاد در ناحیه تک فازی آستنیت و سپس کوئنچ آن به دمای محیط آغاز می‌شود. پس از حصول کامل مارتنزیت که به صورت کم‌کربن است (کربن آن معادل میزان کربن اسمی فولاد است)، دوباره دمای فولاد را تا ناحیه بین‌بحرانی بالا برده و تا زمان مشخصی نگهداری می‌گردد (مطابق شکل ۱ب). تا در امتداد مرزهای مارتنزیت کم کربن اولیه، آستنیت غنی از کربن نسبت به آستنیت و مارتنزیت اولیه) جوانه بزند و رشد کند. پس از کوئنچ از این ناحیه، مارتنزیت ثانویه تشکیل شده که به صورت لایه‌های نازک کنار فریت توزیع می‌گردد (۹). همانطور که گفته شد، تفاوت عمده این دو روش بر روی خواص، در میزان کسر مارتنزیت تولید شده و مورفولوژی مارتنزیت مذکور است. به طور مثال داس^۵ و گروه همکارانش (۱۱) اثر مورفولوژی مارتنزیت بین‌بحرانی را بر روی خواص مکانیکی فولاد کم‌کربن میکرو آلیاژی دوفازی شده با روش SQ و IQ مورد بررسی قرار دادند. در این پژوهش مشخص شد که در روش SQ به علت تشکیل فاز مارتنزیت بیشتر، خواص سختی (۲۶۶ و ۲۸۱ ویکرز)، استحکام تسلیم (۵۴۱ و ۶۳۵ مگاپاسکال) و تنش شکست (۸۹۲ و ۹۳۱ مگاپاسکال) بیشتری دارد اما فاز مارتنزیت فیبری ساخته شده به وسیله روش SQ موجب بیشتر بودن مقدار تغییر طول نسب به روش SQ شده است که به همین علت، روش SQ در این پژوهش به عنوان روش بهینه برای به دست آوردن ترکیب مناسب از استحکام و شکل‌پذیری معرفی شده است.

$$\sigma_{UTS} = \sigma_M \times V_M + \sigma_F \times (1 - V_M) \quad (\text{رابطه ۱})$$

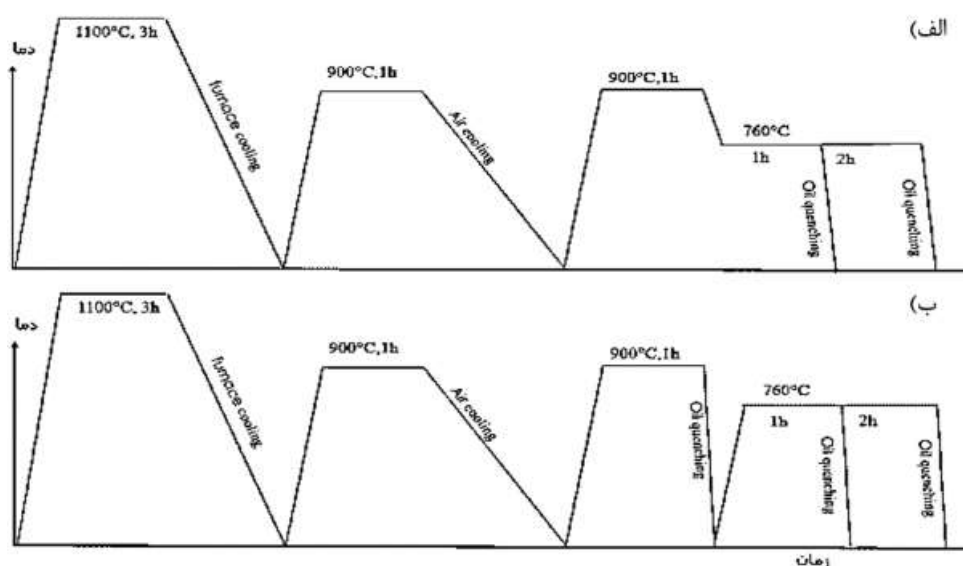
اما این رابطه به تنهایی نمی‌تواند ارتباط بین استحکام کششی و درصد فازی را توجیه کند. استحکام مارتنزیت به میزان کربن موجود در مارتنزیت (به‌طور کلی عناصر آلیاژ داخل آن) و همچنین اندازه و مورفولوژی دانه آن بسیار وابسته است (۶). با اندازه و مورفولوژی دانه یکسان، با قانون اهرم می‌توان میزان کربن محلول در آستنیت تشکیل شده یا همان مارتنزیت پس از کوئنچ را محاسبه کرد و در ادامه به طور نظری با محاسبه سختی آن بنابر روابط موجود، و پس از آن محاسبه استحکام از طریق سختی، می‌توان از رابطه ۱ به شکل دقیق‌تری استفاده کرد.

امروزه عملیات حرارتی بین‌بحرانی به علت ایجاد شکل‌پذیری و استحکام مناسب روی فولاد از طریق دوفازی سازی، به روشی محبوب تبدیل شده است. این عملیات حرارتی به معنای نگهداری فولاد در دمایی بین دماهای بحرانی A_1 و A_3 به منظور دوفازی سازی میکروساختار فولاد می‌باشد (۷، ۸). به طور معمول ۳ روش عمده برای رسیدن به ساختار دوفازی وجود دارد که عبارتند از: ۱- کوئنچ میانی (IQ^2) ۲- کوئنچ پله‌ای (SQ^3) ۳- آنیل میان‌بحرانی (IA^4). ساختارهای فولاد در این سه روش پیش از رسیدن به ناحیه دوفازی متفاوت هستند که در نتیجه هر کدام خواص متفاوتی را در ماده ایجاد می‌کنند (۹). بر اساس منابع مطالعاتی، در صنعت و پژوهش‌ها غالباً از دو عملیات کوئنچ میانی و کوئنچ پله‌ای (به علت شروع از ناحیه تک‌فاز) استفاده می‌شود (۱۰). در فرایند کوئنچ پله‌ای، فولاد تا منطقه تک فازی حرارت داده می‌شود و پس از طی زمان مشخص در آن منطقه تا ناحیه دوفازی سرد می‌شود و در آن دما نگهداری می‌شود

2 Intermediate quenching
3 Step quenching
4 Intercritical annealing
5 Das

جدول ۱: ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق

عنصر	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	V
مقدار (%wt)	۰/۲۲۵	۰/۳۵۴	۰/۲۶۷	۱/۵۸	۰/۶۷	۰/۲۴	۰/۱۲۴	۰/۱۴۹



شکل ۲: نمودار شماتیک اعمال حرارتی (الف) فرایند کوئنچ پله‌ای (ب) فرایند کوئنچ میانی.

دانه شدن ساختار، یک مرحله عملیات نرماله با همان کوره و شرایط روی آلیاژ صورت گرفت.

در این مطالعه ابتدا دماهای بحرانی از روی منابع مطالعاتی بر اساس ترکیب شیمیایی محاسبه گردید (۱۲). معادلات مورد استفاده و نتایج حاصل از آنها در بخش بعد ذکر شده‌اند. سپس برای آشنایی بهتر با رفتار کوئنچ این آلیاژ، نمودار CCT^۶ آن توسط نرم‌افزار JMatPro نسخه ۷ رسم گردید. سیکل عملیات حرارتی طراحی شده برای این آلیاژ طبق طرحواره شکل ۲ انجام گرفت. این عملیات شامل عملیات همگن سازی در دمای ۱۱۰۰ °C به مدت سه ساعت، نرمالیزه کردن جهت کاهش اندازه دانه در دمای ۹۰۰ °C به مدت یک ساعت، آستنیتیزه کردن در دمای ۹۰۰ °C به مدت یک ساعت و در نهایت عملیات کوئنچ پله‌ای و یا کوئنچ میانی از دمای ۷۶۰ °C بوده است. دلیل انتخاب دمای ۷۶۰ °C این بود که این دما در محدوده دوفازی محاسبه شده قرار داشت و همچنین به دلیل که در نتایج تمایل رسیدن به محدوده تعادل فازی وجود داشت، زمان‌های بلند مثل ۶۰ دقیقه و ۱۲۰ دقیقه انتخاب شد.

برای فرایند متالوگرافی از محلول حکاکی نایتال ۵٪ استفاده شد. به‌منظور تصویربرداری نوری (OM) میکروسکوپ نوری مدل Zeiss و برای تصویربرداری میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM^۷)، میکروسکوپ مدل MIRA3 TESCAN مورد استفاده قرار گرفت. همچنین برای آنالیز تصاویر به‌دست‌آمده، نرم‌افزار Image J مورد استفاده قرار گرفت. نتایج گزارش شده آنالیز تصاویر، میانگین نتایج حداقل ۳ عکس از بزرگنمایی‌های متفاوت است.

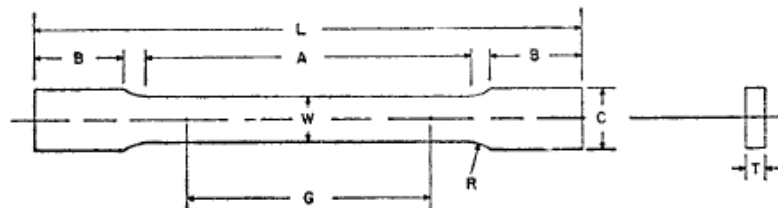
آلیاژی که برای این مطالعه انتخاب گردید، یک فولاد آلیاژی از دسته کم آلیاژ و جزو گروه NiCrMoV است با وجود تولید و استفاده تجاری فولاد NiCrMoV، تعداد محدودی سند علمی موثق از خواص و ساختار آن در منابع وجود دارد. بنابر این یکی از اهداف این تحقیق ارائه خواص مکانیکی فولاد انتخاب شده در اثر عملیات حرارتی دوفازی سازی است تا بتوان خلاء پژوهشی این خانواده آلیاژی در مورد خواص مکانیکی بدست آمده در اثر این دو عملیات حرارتی را کامل نمود و ارزیابی بهتری نسبت به خواص این آلیاژهای پرکاربرد داشت. همچنین مقایسه خواص مکانیکی حاصل از این دو روش عملیات حرارتی روی این فولاد از اهداف دیگر و نوآوری این پژوهش می باشد. بنابر اهمیت دو روش کوئنچ پله‌ای (SQ) و کوئنچ میانی (IQ) برای تولید فولادهای دوفازی، این دو روش برای مقایسه انتخاب شدند تا بتوان با مقایسه خواص مکانیکی ایجاد شده توسط این روش‌ها، راه را برای مطالعات بعدی هموارتر کرد.

۲. روش پژوهش

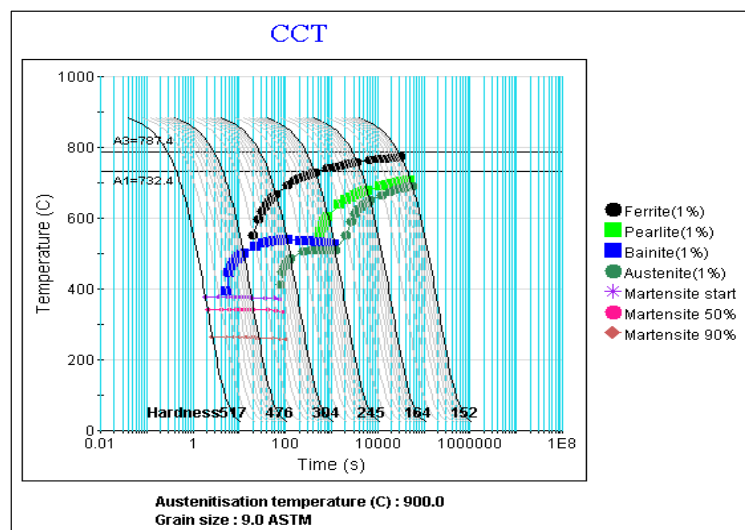
جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ تجاری مورد تحقیق را نشان می دهد که از کشور آلمان تهیه شد. ابتدا این آلیاژ به منظور همگن سازی و حذف فازها و میکروساختارهای ناخواسته که بر روی مطالعه می‌توانست اختلال ایجاد کند، در دمای ۱۱۰۰ °C به مدت ۳ ساعت در کوره جعبه‌ای آترا مدل 8DS تحت اتمسفر هوا قرار گرفت. سپس به منظور جلوگیری از افت خواص مکانیکی ناشی از درشت

جدول ۲: ابعاد مربوط به نقشه استفاده شده برای نمونه آزمون کشش

مولفه	G	W	T	R	L	A	B	C
مقدار (mm)	۲۵	۶	۲	۶	۱۰۰	۳۲	۳۰	۱۰



شکل ۳: نقشه مرجع نمونه سازی برای آزمون کشش (۱۳).



شکل ۴: نمودار CCT نتیجه شبیه سازی با JMatPro برای فولاد مورد پژوهش.

آلیاژ شبیه سازی شد که خروجی آن در شکل ۴ آمده است. نمودار CCT رسم شده برای این فولاد نشان داد که این فولاد سختی پذیری مناسبی دارد و و اگر کوئچ این فولاد در کمتر از تقریباً ۱۰ ثانیه انجام شود هیچ پرلیت و یا بینیتی تشکیل نخواهد شد؛ لذا از حصول ساختار دوفازی فریتی/مارتنزیتی (بدون وجود ساختارهای پرلیتی یا بینیتی) می توان اعتماد داشت. همچنین در شروع از معادلات ۱ و ۲ برای محاسبه دماهای بحرانی این آلیاژ استفاده شد و نتیجه آن 735°C برای A_{C1} و 831°C برای A_{C3} محاسبه گردید. شایان ذکر است که این معادلات به این علت انتخاب شدند که روی فولادهای آلیاژی مشابه با فولاد مورد استفاده در این پژوهش، تایید شده بودند.

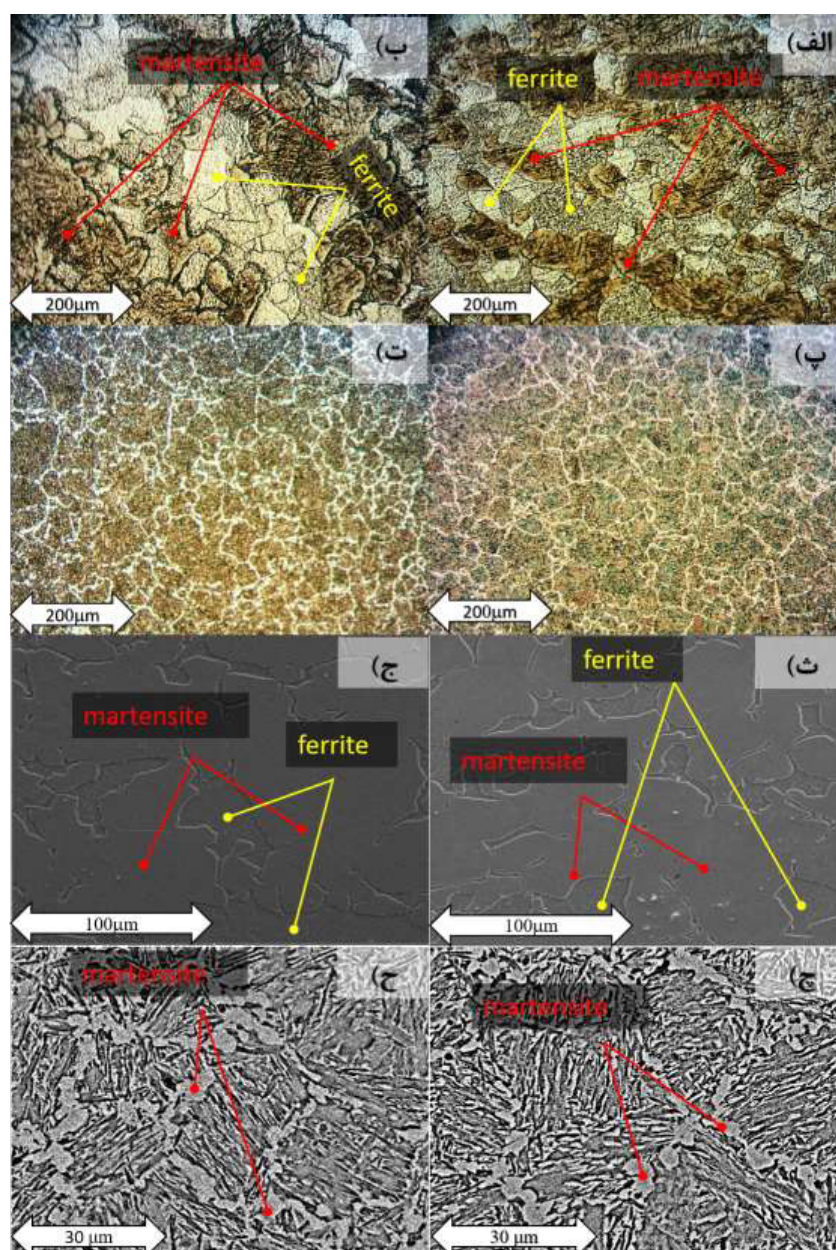
برای سنجش خواص مکانیکی، آزمون سختی و آزمون کشش انجام گرفت. آزمون سختی با روش ویکرز و با دستگاه wolpert و وزن ۱ Kg با مدت اعمال بار ۱۰ ثانیه انجام گرفت. این آزمون حداقل ۷ بار روی نمونه ها انجام پذیرفت و متوسط نتایج آن بعد از حذف بیشینه و کمینه، گزارش گردید. برای آزمون کشش نیز از استاندارد E8 (۱۳) با ابعاد درج شده در جدول ۲ برای نمونه سازی استفاده شد که نقشه نمونه سازی آن در شکل ۳ آمده است. همچنین این آزمون در دمای محیط و با نرخ ۰/۵ با دستگاه universal با ظرفیت ۱۵ تن انجام گرفت.

۳. نتایج و بحث

در ابتدا برای دید بهتر نسبت به این فولاد نمودار CCT این

$$A_{C1} = 742 - 29 \times C - 14 \times Mn + 13 \times Si + 16 \times Cr - 17 \times Ni - 16 \times Mo + 45 \times V + 36 \times Cu \quad (\text{معادله ۱})$$

$$A_{C3} = 925 - 219 \times \sqrt{C} - 7 \times Mn + 39 \times Si - 16 \times Ni + 13 \times Mo + 97 \times V \quad (\text{معادله ۲})$$



شکل ۵: ریزساختار فولاد تحت آزمایش پس از عملیات (SEM و OM): (الف و ث) SQ60، (ب و ج) SQ120، (پ و چ) IQ60، (ت و ح) IQ120.

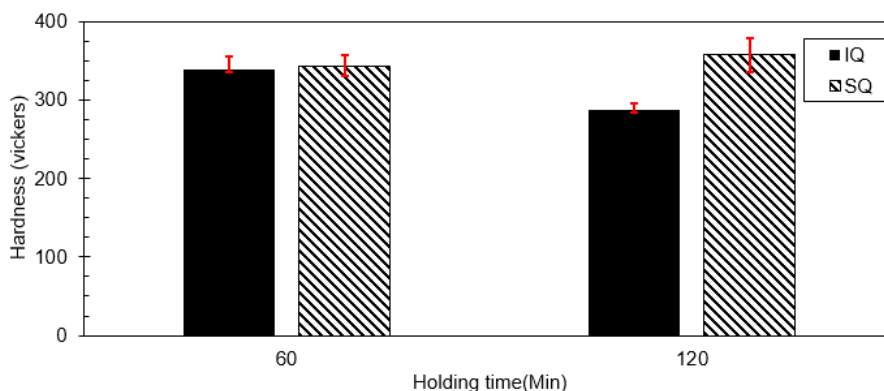
حکاکی از خود نشان داده‌اند (۱۴) و بعضی از دانه‌های فریت کمی بیشتر و به صورت مضرّس خورده شده‌اند. تصاویر SEM با بزرگنمایی بیشتر نشان می‌دهند که ریزساختار نمونه‌های IQ شامل دانه‌های فریت بسیار ریز است. علت تشکیل فریت با این ابعاد این است که فریت تشکیل شده در روش IQ، فریت پرویوتکتیک و جوانه زده شده از فاز آستنیت نیست که ابعاد دانه‌ی آن نزدیک به آستنیت مادر باشد (۱۵). این فریت در اثر تجزیه و تخلیه مارتنزیت به وجود آمده است (۱۶) و به همین علت به صورت مناطق بسیار ریز دیده می‌شود. همانطور که در تصاویر شکل ۵ مشخص است، میزان مارتنزیت

در شکل ۵ ریزساختار نمونه‌های مختلف با تصویربرداری به وسیله‌ی OM و SEM آورده شده است. همانطور که قابل مشاهده است، فاز مارتنزیت با رنگ قرمز و فاز فریت با رنگ زرد علامت گذاری شده‌اند. مشاهده می‌شود که در نمونه‌های SQ ساختار طبق انتظار بسیار درشت دانه و با مورفولوژی چندوجهی است که میزان مارتنزیت در نمونه ۶۰ دقیقه (شکل ۵الف و شکل ۵ث) نزدیک به ۵۲٪ و در نمونه‌ی ۱۲۰ دقیقه (شکل ۵ب و شکل ۵ج) نزدیک به ۵۶٪ است. لازم به ذکر است که در این ریزساختار، دانه‌های فریت به علت تفاوت در جهت گیری، میزان متفاوتی از مقاومت به خوردگی در برابر

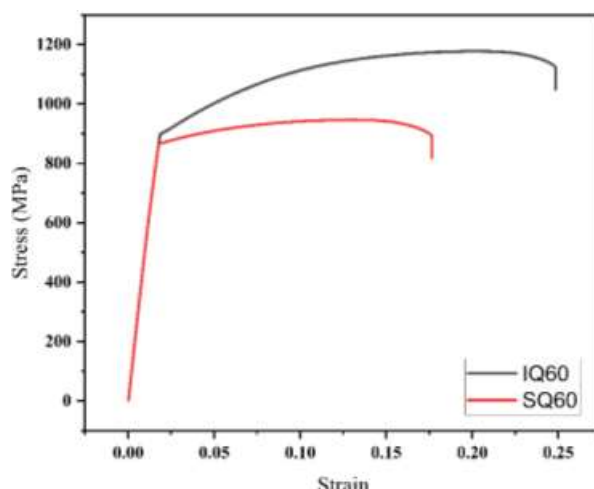
دیگر مارتنزیت تمپر شده اثر استحکام بخشی کمتری نسبت به مارتنزیت تازه دارد (که آن هم از تخلیه‌ی ساختار BCT مارتنزیت از کربن طی فرآیند تمپر ناشی می‌شود) اما این میزان به وضوح از اثر استحکام بخشی فریت بیشتر است و به همین علت میزان تاثیر استحکام بخشی ۸۶٪ از فاز مارتنزیت تمپر شده در این ساختار توانسته میزان سختی را به میزانی بالا ببرد که سختی این دو روش (طبق قانون مخلوط‌ها) با یکدیگر برابر شود. همچنین با افزایش زمان آنیل بین‌بحرانی میزان کسر مارتنزیت در روش SQ تغییر چندانی نکرد و طبق انتظار سختی نمونه هم تغییر محسوس نکرده اما در روش IQ به علت کاهش شدید مارتنزیت تمپر شده و در مقابل افزایش مارتنزیت تازه به میزان بسیار کمتر، سختی نمونه کاهش داشته و در ۱۲۰ دقیقه نمونه‌های دو روش تفاوت معناداری بایکدیگر دارند. با بررسی بیشتر ریزساختارهای نشان داده شده در شکل ۵ می‌توان دریافت که برای تکمیل فرآیند بیش از ۱۲۰ دقیقه زمان نیاز است. به بیان دیگر در این آلیاژ روش دوفازی سازی IQ سینتیک بسیار کندتری نسبت به روش SQ دارد. این پدیده به علت رقابت فرآیند تمپر شدن و فرآیند تشکیل آستنیت در روش IQ است. علت آن در ابتدا، پایداری حرارتی بسیار بالای ساختار مارتنزیت در این فولاد برآورد می‌شود آلیاژی بودن این فولاد و وجود عناصری مثل Mo, Cr و V که کاربیدسازهای مناسبی هستند نیز موثر است. به این صورت که تشکیل و انحلال پی‌درپی کاربیدها در زمان‌های کوتاه می‌تواند رخ دهد. هرچند این محل‌ها خود محل مرجع جوانه‌زنی آستنیت هستند و باعث جوانه زنی بهتر آستنیت می‌شوند اما باعث جذب انرژی در ابتدای فرآیند کلی گردیده و تشکیل آستنیت را به تعویق می‌اندازند (۲۲). لازم به ذکر است که فعال شدن هر کدام از این سازوکارها، مراحل انجام فرآیند دوفازی سازی تغییر می‌دهد و سینتیک کلی فرآیند را به طور کامل عوض می‌کند.

در طول زمان نگهداری افزایش داشته و در نمونه‌های ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه به ترتیب ۸٪ و ۱۶٪ است. در روش IQ بنابر ترکیب شیمیایی، تاریخچه آلیاژ مورد تحقیق و همچنین زمان و دمای انتخابی عملیات بین‌بحرانی چند فرایند اعم از: ۱- تمپر شدن مارتنزیت اولیه (۱۷) ۲- حل شدن کامل مارتنزیت اولیه تا نقطه شروع بین‌بحرانی (۱۰) ۳- تشکیل آستنیت به صورت استحاله نظامی و یا نفوذی (۱۸) ۴- جوانه زنی و یا حل شدن بعضی کاربیدهای آلیاژی و غیر آلیاژی (۱۹) می‌توانند فعال شوند. با توجه به تصاویر نمونه‌های IQ در شکل ۵ پ، ۵ چ، ۵ د و ۵ ح، واضح است که مارتنزیت تمپر شده نیز در ساختار وجود دارد و عملیات ریزساختار از حالت دوفازی خارج شده و شامل ۳ فاز است (۲۰، ۲۱) و در اثر گذشت زمان از ۶۰ به ۱۲۰ دقیقه، فاز فریت (مناطق روشن درون دانه‌های آستنیت اولیه) با نرخ بیشتری نسبت به نرخ تولید مارتنزیت، افزایش یافته است. از نظر کمی میزان فازی فریت از ۶٪ به ۵۰٪ افزایش داشته است و مابقی ریزساختار را فاز مارتنزیت تمپر شده تشکیل می‌دهد.

در شکل ۶ نمودار تغییرات سختی پس از کوئنچ نمونه‌ها برای هر آزمایش آمده است. همانطور که از نمودار مشخص است، سختی حاصل از عملیات دوفازی سازی با روش SQ پس از نگهداری به مدت ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه تفاوت معناداری ندارد. به عبارت دیگر کل فرایند در ۶۰ دقیقه تکمیل شده است. اما نتایج سختی در عملیات دوفازی سازی با روش IQ مشخص می‌کند که فرایند تا ۶۰ دقیقه تکمیل نمی‌شود و با توجه به نتایج سختی، برای تکمیل فرایند حداقل ۱۲۰ دقیقه زمان نیاز است. توجه این موضوع با بررسی کامل ریزساختاری انجام شده و مشخص گردید که نمونه‌ی روش SQ کسر مارتنزیتی نزدیک به ۵۲٪ و کسر فریت ۴۸٪ دارد و در مقابل نمونه‌ی IQ، کسر مارتنزیتی برابر ۸٪ دارد که بسیار کمتر است؛ اما علت برابر شدن میزان سختی در این دو آزمایش در وجود مارتنزیت تمپر شده در ساختار IQ است. به عبارت



شکل ۶: نتایج سختی سنجی نمونه‌های کوئنچ پله‌ای (SQ) و کوئنچ میانی (IQ) شده پس از عملیات بین‌بحرانی در زمان‌های ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه.



شکل ۷: نمودار تنش-کرنش نمونه‌های IQ60 و SQ60.

جدول ۳: خلاصه نتایج آزمون کشش نمونه‌های عملیات حرارتی شده به روش‌های IQ و SQ (زمان نگهداری ۶۰ دقیقه)

*	YS(MPa)	UTS(MPa)	EL(%)
SQ60	۸۶۴	۹۴۶	۱۷
IQ60	۱۱۷۸	۹۳۳	۲۴

۴. نتیجه‌گیری

در این پژوهش مقایسه دو روش معمول عملیات حرارتی بین بحرانی SQ و IQ در دوفازی سازی فولاد NiCrMoV با شماره DIN1.2726 انجام شد که نتایج حاصله به طور خلاصه به ترتیب زیر است:

۱- در روش IQ حتی در طول عملیات بین‌بحرانی با زمان نگهداری ۱۲۰ دقیقه مارتنزیت به طور کامل از بین نمی‌رود و این امر باعث ایجاد یک ساختار سه فازی شامل فریت، مارتنزیت تمپر شده و مارتنزیت تازه در فولاد می‌شود.

۲- به‌طور کلی فاز مارتنزیت تمپر شده، اثر استحکام‌بخشی بسیار بیشتری نسبت به مارتنزیت تمپر شده دارد و به علت اینکه در روش SQ در زمان ۶۰ دقیقه فاز مارتنزیت تازه بسیار بیشتری نسبت به IQ تشکیل شده، سختی دو روش تقریباً برابر است. به‌نوعی اثر ریزدانه‌گی و وجود مارتنزیت تمپر شده در روش IQ تقریباً برابر با اثر مارتنزیت تازه در روش SQ است.

۳- در روش IQ به علت تشکیل ساختارهای سه فازی و صرف انرژی برای تغییرات میزان این فازها، سینتیک بسیار کندتری نسبت به روش SQ مشاهده شد. این مطلب در ساختار میکروسکوپی قابل مشاهده بوده و در سختی آلیاژ خود را ظاهر نمود.

۴- به علت ایجاد دو نوع مارتنزیت در روش IQ و همچنین ایجاد فریت با اندازه دانه‌های بسیار ریزتر از فریت پرویوتکتیک در روش SQ، باوجود سختی تقریباً برابر، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول در نمونه عملیات حرارتی شده به روش IQ نسبت به روش SQ برتری دارد.

برای مقایسه بهتر خواص مکانیکی حاصل از دوفازی سازی به روش‌های IQ و SQ با زمان نگهداری ۶۰ دقیقه، آزمون کشش انجام شد که نتایج آن به طور خلاصه در جدول ۳ و نمودار تنش کرنش آن در شکل ۷ آمده است. هدف این آزمون مقایسه‌ی خواص کششی نمونه‌های حاصل از این دو روش با سختی برابر بود. همانطور که در جدول ۳ قابل مشاهده است، در تمام موارد نمونه روش IQ برتری دارد. زیرا جمع درصد فازهای مستحکم در نمونه IQ (مارتنزیت تازه و مارتنزیت تمپر شده) بالاتر از نمونه SQ است. این امر موجب برتری قابل توجه استحکامی در نمونه IQ می‌شود. مارتنزیت تازه، اثر استحکام‌بخشی بسیار بیشتری نسبت به مارتنزیت تمپر شده دارد و به علت اینکه در روش SQ در زمان ۶۰ دقیقه فاز مارتنزیت تازه بسیار بیشتری نسبت به IQ تشکیل شده، سختی دو روش تقریباً برابر است. اندازه دانه‌های فریت تشکیل شده دلیل دیگری بر برتری استحکام نمونه‌های IQ است. اندازه‌های فریت در نمونه IQ بسیار کوچک‌تر از نمونه SQ است. طبق رابطه هال-پچ^(۳)، ریزتر بودن اندازه دانه‌ها فریت باعث افزایش استحکام می‌شود (۲۳-۲۵).

$$\sigma_y = \sigma_0 + Kd^{-\frac{1}{2}} \quad (\text{معادله ۳})$$

در این معادله σ_y معرف تنش تسلیم، σ_0 بیانگر تنش اصطکاکی (که برای آلیاژ پایه آهنی تقریباً ۵۰ مگاپاسکال است) (۲۶)، K ثابت و d اندازه دانه‌ی آلیاژ است. همین ریزدانه‌گی ایجاد شده در فاز فریت و مارتنزیت تازه حاصل از روش IQ باعث افزایش درصد تغییر طول نسبت به نمونه SQ نیز می‌شود (۲۴).

References

1. Wegst CW. Stahlschlüssel(Key to Steel). Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH. 1983:548.
2. Salemi A, Abdollah-Zadeh A. The effect of tempering temperature on the mechanical properties and fracture morphology of a NiCrMoV steel. *Materials Characterization*. 2008;59(4):484-7.
3. Bjorhovde R. Development and use of high performance steel. *Journal of Constructional Steel Research*. 2004;60(3-5):393-400.
4. Rajan K, Deshpande P, Narasimhan K. Effect of heat treatment of preform on the mechanical properties of flow formed AISI 4130 Steel Tubes—a theoretical and experimental assessment. *Journal of materials processing Technology*. 2002;125:503-11.
5. Badkoobeh F, Mostaan H, Rafiei M, Bakhsheshi-Rad HR, Berto F. Microstructural characteristics and strengthening mechanisms of ferritic-martensitic dual-phase steels: a review. *Metals*. 2022;12(1):101.
6. Sir Harshad Bhadeshia H, Robert William Kerr. *Steels microstructure and properties*. 4 ed: Elsevier Ltd; 2017.
7. Fönstein N. *Dual-phase steels. Automotive steels*: Elsevier; 2017. p. 169-216.
8. Ren D, Wang C, Wei X, Lai Q, Xu W. Building a quantitative composition-microstructure-property relationship of dual-phase steels via multimodal data mining. *Acta Materialia*. 2023;252:118954.
9. خیراندیش ا. فولادهای دوفازی. ۱ ed. مرکز انتشارات دانشگاه علم و صنعت ایران ۲۰۱۲.
10. Balbi M, Alvarez-Armas I, Armas A. Effect of holding time at an intercritical temperature on the microstructure and tensile properties of a ferrite-martensite dual phase steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;733:1-8.
11. Das D, Chattopadhyay PP. Influence of martensite morphology on the work-hardening behavior of high strength ferrite-martensite dual-phase steel. *Journal of materials science*. 2009;44:2957-65.
12. Trzaska J. Calculation of critical temperatures by empirical formulae. *Archives of metallurgy and materials*. 2016;61.
13. Conshohocken AIW. ASTM E8/E8M-11. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. PA, USA2011.
14. Fu J, Li F, Sun J, Cui K, Du X, Wu Y. Effect of crystallographic orientations on the corrosion resistance of Fe-17Cr ferritic stainless steel. *Journal of electroanalytical chemistry*. 2019;841:56-62.
15. Sinha AK. *PHYSICAL METALLURGY HANDBOOK*: McGraw-Hill.
16. Baltazar Hernandez V, Nayak S, Zhou Y. Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2011;42:3115-29.
17. Zhang X, Miyamoto G, Kaneshita T, Yoshida Y, Toji Y, Furuhashi T. Growth mode of austenite during reversion from martensite in Fe-2Mn-1.5 Si-0.3 C alloy: A transition in kinetics and morphology. *Acta Materialia*. 2018;154:1-13.
18. Yang D, Wu D, Yi H. Reverse transformation from martensite into austenite in a medium-Mn steel. *Scripta Materialia*. 2019;161:1-5.
19. López-Martínez E, Vázquez-Gómez O, Vergara-Hernández HJ, Campillo B. Effect of initial microstructure on austenite formation kinetics in high-strength experimental microalloyed steels. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2015;22:1304-12.
20. Nakada N, Tsukahara M, Fukazawa K, Misaka Y. Very fine structured DP steel with tempered-martensite matrix fabricated by fast heating. *Materials Transactions*. 2018;59(2):166-71.
21. Zhang X, Ren Y, Zhang J, Yang X, Xie X, Liu H, Yang W. Effects of prior austenite grain size on reversion kinetics of different crystallographic austenite in a low carbon steel. *Materials Characterization*. 2022;190:112025.
22. Ravikanth KV, Verma A, Singh JB, Vishwanadh B, Rai SK, Karri M. Effect of prior microstructure on carbide precipitation in a Cr-Mo-V pressure vessel steel at 650 °C. *Journal of Nuclear Materials*. 2024;602:155359.
23. Najafkhani F, Mirzadeh H, Zamani M. Effect of intercritical annealing conditions on grain growth kinetics of dual phase steel. *Metals and Materials International*. 2019;25:1039-46.
24. Park M-h, Shibata A, Tsuji N. Effect of grain size on mechanical properties of dual phase steels composed of ferrite and martensite. *MRS Advances*. 2016;1(12):811-6.
25. Peng-Heng C, Preban AG. The effect of ferrite grain size and martensite volume fraction on the tensile properties of dual phase steel. *Acta Metallurgica*. 1985;33(5):897-903.
26. Wang Z, Hui W, Chen Z, Zhang Y, Zhao X. Effect of vanadium on microstructure and mechanical properties of bainitic forging steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;771:138653.