



مقایسه تأثیر عملیات حرارتی کوئنچ - بخش‌بندی (Q-P) و کوئنچ مستقیم (D-Q) بر ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد استحکام بالای حاوی میکرو آلیاژ Ti

لیلی نسیمی^۱، علی الماسی^{۲*}، عباس کیان وش^۳، ابوالفضل توتونچی^۴، زهرا حبیبی^۵

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

۲- دکتری، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

۳- استاد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

۴- استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

۵- کارشناس، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

* تبریز، صندوق پستی ۵۱۶۶۶۱۶۴۷۱، almasi@tabrizu.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

کوئنچ-بخش‌بندی یکی از روش‌های تولید فولادهای پیشرفته استحکام بالا است. اصول عملیات حرارتی مذکور مبتنی بر نفوذ کربن از مارتنزیت به آستنیت باقیمانده (γ_R) و پایداری γ_R است. در این پژوهش آلیاژ با ترکیب شیمیایی $0.054\text{ wt\% Al} - 1.5\text{ wt\% Si} - 2.2\text{ wt\% Mn} - 2.2\text{ wt\% C} - 0.21\text{ wt\% Fe}$ حاوی 0.08 wt\% Ti به‌عنوان یک میکروآلیاژ در یک کوره ذوب قالبی در حلال صورت شمش ریخته‌گری گردید. شمش مزبور به مدت ۳ ساعت در دمای 1200°C تحت عملیات حرارتی همگن‌سازی قرار گرفت. شمش همگن‌سازی شده توسط فرآیند نورد گرم و سرد به صورت ورقه‌ای به ضخامت 1.5 mm نورد شد. ورق تهیه شده تحت عملیات حرارتی Q-P و کوئنچ مستقیم قرار گرفته و از لحاظ ریزساختار و خواص مکانیکی مورد مقایسه قرار گرفته است. مقایسه تأثیر عملیات‌های مذکور بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، آنالیز اشعه ایکس (XRD)، ریزسختی‌سنجی و متالوگرافی انجام شد. نتایج بدست آمده نشان داد که نمونه‌ای که تحت عملیات حرارتی کوئنچ-بخش‌بندی قرار گرفته است، شکل‌پذیری بهتری نسبت به نمونه کوئنچ مستقیم دارد. استحکام و شکل‌پذیری نمونه حاصل از کوئنچ-بخش‌بندی به ترتیب 1062 MPa و 24.52% درصد و استحکام و شکل‌پذیری نمونه حاصل از کوئنچ مستقیم نیز به ترتیب 1484 MPa و 15.21% درصد گزارش شد.

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: ۱۶ شهریور ۱۴۰۱

داوری اولیه: ۱۵ مهر ۱۴۰۱

پذیرش: ۲۹ آبان ۱۴۰۱

کلیدواژه‌ها:

کوئنچ - بخش‌بندی (Q-P)

آستنیت باقی مانده

استحکام کششی

کرنش شکست

میکروآلیاژ

Comparison of the effect of heat treatment quenching - partitioning (Q-P) and direct quenching (D-Q) on the microstructure and mechanical properties of a high strength steel containing Ti microalloy

Leyli Nasimi, Ali Almasi*, Abbas Kian Vash, Abolfazl Tutunchi, Zahra Habibi

Faculty of Mechanical Engineering, University Tabriz, Tabriz, Iran.

* P.O.B. 5166616471 Tabriz, Iran, almasi@tabrizu.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Received: 7 September 2022

First Decision: 7 October 2022

Accepted: 20 November 2022

Keywords:

Quenching-partitioning heat

Treatments (Q-P)

Retained austenite

Tensile strength

Fracture strain

Micro-alloy

Abstract

Quenching-partitioning (Q-P) is one of the methods of producing advanced high strength steels (AHSS). The principles of the mentioned thermal process are based on carbon penetration from martensite to residual austenite (γ_R) and stabilization of γ_R . In this research, the alloy with the chemical composition of 0.054 wt\% Al , 1.5 wt\% Si , 2.2 wt\% Mn , 2.2 wt\% C , 0.21 wt\% Fe , containing 0.08 wt\% Ti as a micro-alloy in an induction melting furnace in VIM was cast as an ingot. The said ingot was homogenized for 3 hours at a temperature of 1200°C . The homogenized ingot was rolled into a sheet with a thickness of 1.5 mm by hot and cold rolling processes. The prepared sheet was subjected to Q-P heat treatment and direct quenching (D-Q) and was compared in terms of microstructure and mechanical properties. The comparison of the effect of the mentioned operations on the microstructure and mechanical properties of steel was done by scanning electron microscope (SEM), X-ray analysis (XRD), micro-hardness measurement, and metallography. The obtained results showed that the sample subjected to Q-P heat treatment has better formability and strength than the D-Q sample. The strength and formability of the sample obtained from Q-P were reported as 1062 MPa and 24.52% respectively, and the strength and formability of the sample obtained from D-Q were reported as 1484 MPa and 15.21% respectively.

Please cite this article using:

L. Nasimi, A. Almasi, A. Kian Vash, A. Tutunchi, Z. Habibi, Comparison of the effect of heat treatment quenching - partitioning (Q-P) and direct quenching (D-Q) On the microstructure and mechanical properties of a high strength steel containing Ti microalloy, Iranian Journal of Manufacturing Engineering, Vol. 9, No. 7, pp. 22- 28, 2022 (in Persian). <https://www.doi.org/10.22034/IJME.2022.163349>

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

۱- مقدمه

کشش متداول، شکست از نوع شکست نرم و در حالت کشش تنش دو لبه، از نوع شکست درون دانه‌ای ترد است [۱۱]. فاز آستنیت باقیمانده بعد از انجام تست ضربه و وقوع تغییرشکل پلاستیک به فاز مارتنزیت سوزنی بسیار ریز تبدیل می‌شود [۱۲]. همچنین در حین بخش‌بندی، عناصری مانند تیتانیم و نیوبیوم با حذف کربن مارتنزیت، تشکیل کاربید داده و لذا کربن کمتری از مارتنزیت به آستنیت باقیمانده نفوذ خواهد کرد. از طرفی قدرت کاربیدزایی تیتانیم در دماهای بالا بیشتر از نیوبیوم است [۱۳]. با افزایش زمان بخش‌بندی، کسر آستنیت باقیمانده ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد، افزایش دمای بخش‌بندی باعث کاهش استحکام و افزایش شکل‌پذیری می‌شود [۱۴، ۱۵]. در عملیات حرارتی TRIP و Q-P با افزایش زمان عملیات حرارتی، استحکام کششی و استحکام تسلیم افزایش می‌یابد [۱۶]. در کار پژوهشی حاضر مقایسه تأثیر عملیات حرارتی کوئنچ- بخش‌بندی (Q-P) و کوئنچ مستقیم (D-Q) بر ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد کم کربن حاوی میکروآلیاژ تیتانیم بررسی شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

عملیات حرارتی Q-P جزء نسل سوم فولادهای AHSS می‌باشد که می‌تواند برای افزایش استحکام در فولادها، مخصوصاً در ورق بدنه خودرو مورد استفاده قرار گیرد، که این امر سبب بالا رفتن ایمنی سرنشینان خودرو و کاهش مصرف سوخت در ضخامت‌های کمتر ورق مورد استفاده می‌باشد [۱۷]. تاکنون در ایران تحقیقی در رابطه با مقایسه عملیات حرارتی Q-P با D-Q صورت نگرفته است. لذا هدف از انجام این پژوهش افزایش استحکام و شکل‌پذیری ورق جهت استفاده در بدنه خودرو می‌باشد. ورقی با ترکیب شیمیایی مورد نظر برای انجام این پژوهش در بازار وجود نداشت. بنابراین ترکیب شیمیایی مندرج در جدول ۱ پس از ذوب در یک کوره VIM^۱ با ظرفیت ۲۵ کیلوگرم در قالبی به ابعاد ۴×۵ سانتی‌متر مربع و طول ۳۰ سانتی‌متر به صورت شمش ریخته‌گری شد. وجود آخالها تأثیر بسزایی بر خواص فولاد دارد. لذا حذف آخالها یکی از مهمترین مسائلی است که باید در هنگام تولید فولاد به آن توجه شود. بنابراین عملیات تصفیه و خالص‌سازی با استفاده از کوره ESR^۲ انجام شد و مقدار گوگرد و اکسیژن کاهش داده شد. برای به حداقل رساندن درصد تلفات و کسب یک ساختار همگن، عناصر

اسپیر و همکاران در سال ۲۰۰۳ یک فرایند عملیات حرارتی جدید را مبتنی بر نفوذ کربن از مارتنزیت (M) به آستنیت (γ) تعریف کردند و فرایند را کوئنچ و بخش‌بندی (Q-P) نام گذاری کردند تا از فولادهای کوئنچ و برگشت داده شده (Q-T^۳) متمایز باشند [۱]. به این ترتیب فولادهای Q-P از جمله فولادهای نسل سوم می‌باشند. در فرایند Q-P کنترل کامل کسر مارتنزیت (فاز قوی) و غنی شدن کربن در آستنیت (γ) امکان‌پذیر است. این ویژگی، فولادهای Q-P را از سایر فولادهای پیشرفته استحکام بالا متمایز می‌کند [۲، ۳]. دی مور و همکارانش پایداری آستنیت باقی‌مانده (γ_R) را بررسی کردند و نشان دادند که پدیده TRIP در فولادهای Q-P اتفاق می‌افتد که این رفتار با افزایش همزمان انعطاف‌پذیری و کرنش‌سختی در فولاد همراه است [۴]. در دهه‌های اخیر و با توسعه صنعت خودروسازی، چالش جدیدی برای انتخاب یک فولاد مناسب که دارای مجموعه مناسبی از استحکام و انعطاف‌پذیری باشد، ایجاد شد.

فولادهای دو فازی (DP^۲) که در سال ۱۹۷۵ کشف شد، به دلیل داشتن ترکیبی مناسب از استحکام و انعطاف‌پذیری توجه متالورژیست‌های برجسته و فولادسازان را جلب کردند [۵، ۶]. عنصر کربن یکی از عناصری است که می‌تواند در درصد γ_R فولاد TRIP تأثیرگذار باشد که به صورت محلول جامد در فاز γ حضور دارد. با افزایش درصد کربن در ترکیب فولاد، میزان γ_R در فولاد افزایش می‌یابد [۷]. سیلیسیم باعث افزایش پایداری γ حین عملیات آنیل و همچنین در دمای محیط می‌شود، زیرا سیلیسیم به طور قابل ملاحظه‌ای فعالیت کربن را در فریت (α) افزایش داده و میزان انحلال کربن در فریت را کاهش می‌دهد، در عملیات حرارتی کوئنچ و بخش‌بندی باید آستنیت باقیمانده در دمای محیط پایدار باشد تا در اثر اعمال کرنش به مارتنزیت تبدیل شود [۸]. تشکیل مارتنزیت، مستلزم سریع سرد کردن و بنابراین متوقف کردن دگرگونی نفوذی است. البته شرایط دقیق سرد کردن که در یک فولاد مشخص منجر به تشکیل مارتنزیت می‌شود بستگی به درصد کربن، عناصر آلیاژی و اندازه دانه‌های آستنیت دارد [۹]. فولادهای Q-P را می‌توان در رده فولادهای میکروآلیاژ قرار داد. در فرآیند Q-P کنترل کامل کسر مارتنزیت (فاز قوی) و غنی شدن کربن در آستنیت امکان‌پذیر است. این ویژگی، فولادهای Q-P را از سایر فولادهای پیشرفته استحکام بالا متمایز می‌کند [۱۰]. در عملیات حرارتی Q-P، در حالت

¹ Quenching - partitioning

² Quenching - tempering

³ Dual-phase

⁴ Vacuum Induction Melting

⁵ Electro Slag Refining

دمای شروع استحاله مارتنزیتی (Ms) ورق مورد نظر بر اساس ترکیب شیمیایی و اندازه دانه آستنیت توسط نرم افزار J.Mat.pro و رابطه تجربی (۱) [۱۸]، به ترتیب 352°C و 344°C به دست آمد. بنابراین در این پژوهش دمای شروع استحاله مارتنزیتی نمونه مورد نظر 350°C انتخاب گردید.

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 499 - 324 X_C - 32.4 X_{Mn} - 10.8 X_{Si} \quad (1)$$

آستنیت کردن نمونه‌ها باید در بالای خط Ac_3 در منطقه تک فازی آستنیت انجام شود. دمای برای فولاد مورد استفاده با توجه به رابطه تجربی (۲) [۱۹]، 938°C محاسبه گردید. لذا عملیات آستنیت کردن نمونه‌ها در دمای 950°C انجام شد.

$$A_{c_3} (^{\circ}\text{C}) = 955 - 350(\text{wt.\%C}) - 25(\text{wt.\%Mn}) + 51(\text{wt.\%Si}) + 106(\text{wt.\%Nb}) + 100(\text{wt.\%Ti}) + 68(\text{wt.\%Al}) - 11(\text{wt.\%Cr}) - 33(\text{wt.\%Ni}) - 16(\text{wt.\%Cu}) + 67(\text{wt.\%Mo}) \quad (2)$$

با توجه به بهینه‌سازی زمان آستنیت و دمای بخش‌بندی در عملیات حرارتی Q-P [۲۰]، زمان بهینه آستنیت 300 s و دمای بخش‌بندی 390°C انتخاب شد. در عملیات حرارتی Q-P نمونه در دمای 950°C به مدت 300 s در یک کوره حمام نمک مذاب آستنیت کامل گردید مرحله‌ی کوئنچ در دمای 290°C به مدت 5 s و بخش‌بندی در دمای 390°C به مدت زمان 500 s در یک کوره حمام نمک مذاب انجام و سپس با تلاطم شدید در آب کوئنچ شد. در عملیات حرارتی D-Q نمونه در دمای 950°C به مدت 300 s در یک کوره حمام نمک مذاب آستنیت کامل گردید و سپس با تلاطم شدید در آب کوئنچ شد. پس از انجام عملیات حرارتی همه نمونه‌ها توسط عملیات سنباده‌زنی اکسید زدایی سطحی گردید. دلیل آستنیت کردن نمونه‌ها در کوره حمام نمک مذاب به خاطر جلوگیری از اکسید شدن نمونه‌ها می‌باشد. در شکل ۲ طرحواره عملیات حرارتی مورد استفاده در عملیات حرارتی Q-P و D-Q خلاصه شده است.

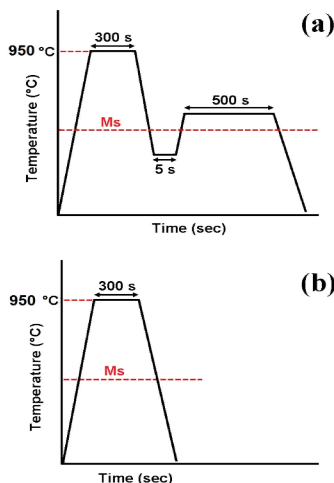


Fig. 2 Schematic of heat treatment (a) Q-P, (b) D-Q

شکل ۲ طرحواره عملیات حرارتی (الف) Q-P و (ب) D-Q

آلیاژی موجود در فولاد بصورت فروآلیاژ به ترکیب فولاد اضافه شدند. اضافه کردن عناصر آلیاژی ترتیب خاصی نداشته و فقط فروتیتانیم در مرحله آخر ذوب‌ریزی استفاده شده است. سپس این شمش‌ها به مدت ۳ ساعت در یک کوره با اتمسفر کنترل شده در دمای 1200°C قرار گرفت. کنترل ترکیب شیمیایی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه اسپکترومتری نشری (کوآتومتر) Beleco Vario Lab طبق استاندارد ASTM E415-17 با قابلیت آنالیز ۲۴ عنصر از سه نقطه مختلف نمونه انجام شد. در مرحله بعد، ضخامت نمونه‌ها با استفاده از نورد گرم به 4 mm کاهش داده شد. در نهایت با انجام عملیات نورد سرد، ورقی با ضخامت تقریبی $1/5\text{ mm}$ تولید شد. جهت اطمینان از سالم بودن ورق و عدم وجود ترک در سطح آن‌ها، تست غیرمخرب با مایعات نافذ (LPT)^۱ بر روی آن‌ها انجام گردید.

برای بررسی استحکام و شکل‌پذیری فولادهای آزمون کشش انجام گردید. برای این منظور نمونه‌های کشش مطابق استاندارد ASTM E8M-99 آماده گردیدند. شکل ۱ ابعاد نمونه‌های آماده شده برای تست کشش با استفاده از فرایند لیزر را نشان می‌دهد. نمونه‌های آماده شده توسط لیزر پس از انجام عملیات سنباده‌زنی و پلیسه‌گیری تحت فرایند عملیات حرارتی Q-P و D-Q قرار گرفتند.

مراحل مختلف عملیات حرارتی شامل آستنیت کردن و بخش‌بندی در کوره‌های مختلف حمام نمک مذاب با ترکیب‌های شیمیایی مندرج در جدول ۲ انجام شد.

جدول ۱ آنالیز شیمیایی فولاد مورد استفاده (Wt%)

Table 1 Chemical analysis of the steel used (Wt%).

عنصر	Fe	Ti	Al	P	S	Si	Mn	Cr	C
صد وزنی	۹۵/۱۰	۰/۰۸	۰/۰۵۴	۰/۰۰۹	۰/۰۰۲	۱/۵	۲/۲	۰/۸	۰/۲۱

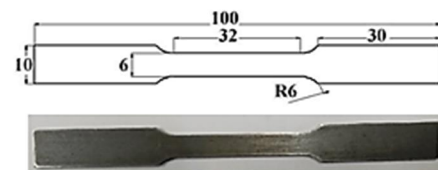


Fig. 1 Dimensions of tensile test specimens according to ASTM E8M-99 standard in mm.

شکل ۱ ابعاد نمونه‌های تست کشش مطابق استاندارد ASTM E8M-99 بر حسب mm

جدول ۲ نمک‌های مورد استفاده در کوره‌های حمام نمک مذاب

Table 2 Salts used in bath furnaces molten salt.

محدوده دمایی	۵۰-۵۰ درصد وزنی	۵۰-۵۰ درصد وزنی
دما بالا (تا 1000°C)	NaCO_3	NaCl
دما پایین (تا 500°C)	NaNO_2	KNO_3

¹ Liquid Penetrant Test

تبدیل شده و باعث بهبود خواص مکانیکی شامل استحکام و انعطاف پذیری خواهد شد. بنابراین انتظار می رود نمونه Q-P دارای مجموعه بهتری از خواص مکانیکی شامل استحکام کششی نهایی و شکل پذیری نسبت به نمونه D-Q باشد.

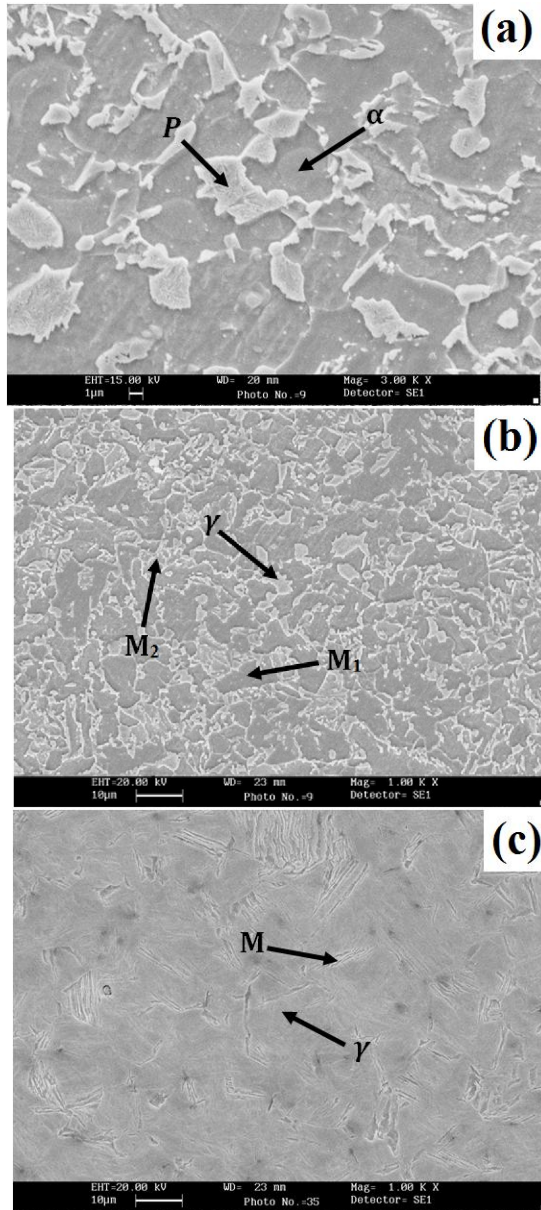


Fig. 3 SEM image of samples (a) raw, (b) Q-P-T, (c) Q-T.

شکل ۳ تصویر SEM از نمونه های (الف) خام، (ب) Q-P-T، (ج) Q-T

شکل ۴، الگوی پراش اشعه X برای نمونه های Q-P و D-Q را نشان می دهد. اندازه گیری کسر حجمی آستنیت باقیمانده به کمک الگوی تفرق، مطابق رابطه (۲) از I_γ ، شدت متوسط پیک های (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) پیک آستنیت است و I_α ، شدت متوسط یکپارچه (۱۱۰)، (۲۰۰) و (۲۱۱) پیک مارتنزیت قابل محاسبه است.

مطالعات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM, LEO 440i, England) و برای تعیین کسر حجمی آستنیت باقیمانده ($V_{\gamma R}$)، از آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) استفاده شد. این زمون در دمای اتاق و با استفاده از دستگاه پراش اشعه ایکس مدل XRD, D-5000 Siemens, Germany و پرتو $Cu-K\alpha$ با طول موج 1.5406 \AA انجام شد. نمونه ها در گستره زاویه 2θ از 40° تا 100° با گام 0.02° روبش شدند. پیک های (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) مربوط به فاز آستنیت (γ) و پیک های (۱۱۰)، (۲۰۰) و (۲۱۱) مربوط به فاز α مارتنزیت بوده که $V_{\gamma R}$ بر اساس رابطه (۳) طبق استاندارد ASTM E975-84، محاسبه شد [۲۱].

$$V_\gamma = \frac{1.4 I_\gamma}{I_\alpha + 1.4 I_\gamma} \quad (3)$$

در رابطه فوق V_γ کسر حجمی آستنیت باقیمانده، I_α و I_γ به ترتیب شدت میانگین پیک های مذکور برای فاز آستنیت (γ) و مارتنزیت (α) است.

برای بدست آوردن استحکام کششی و انعطاف پذیری نمونه ها از دستگاه کشش (Zwick Z100, Germany)، برای محاسبه سختی از دستگاه میکروسختی (SCTM Hv-1000Z) و برای تعیین شکل پذیری ورق ها از آزمون اریکسون^۱ استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

برای بررسی ریزساختار نمونه ها از تصاویر SEM استفاده شد که در شکل ۳ نشان داده شده است. همان طور که در شکل ۳-الف مشاهده می شود ریزساختار نمونه خام شامل فریت (α) و پرلیت (P) می باشد. شکل ۳-ب ریزساختار نمونه Q-P دارای مارتنزیت اولیه M_1 ، مارتنزیت ثانویه M_2 و γ_R پایدار شده است، M_1 ناشی از کوئچ اولیه و M_2 ناشی از کوئچ نهایی نمونه پس از بخش بندی می باشد. شکل ۳-ج ریزساختار نمونه D-Q شامل مارتنزیت و آستنیت باقیمانده پایدار نشده است. نمونه D-Q دارای مارتنزیت بیشتر و آستنیت باقیمانده کمتری نسبت به نمونه Q-P است. مورفولوژی مارتنزیت در نمونه D-Q غالباً به صورت صفحه ای است که این ویژگی مارتنزیت در فولادهای با درصد کربن زیر 0.2% است. بنابراین نمونه D-Q دارای استحکام بیشتر و انعطاف پذیری کمتری نسبت به نمونه Q-P است. همان طور که در تصاویر مشاهده می شود میزان آستنیت باقیمانده در نمونه Q-P نسبت به نمونه D-Q بیشتر است. هر چقدر میزان آستنیت باقیمانده بیشتر باشد در حین اعمال کرنش به مارتنزیت

¹ Erichsen Test

۱۵۵ برای هر نمونه است.

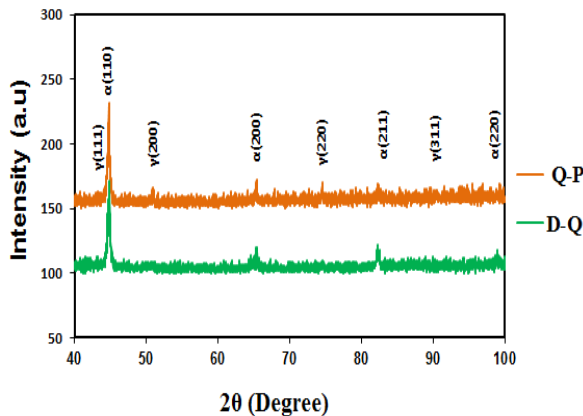


Fig. 4 XRD pattern of Q-P and D-Q samples.

شکل ۴ الگوی XRD نمونه های Q-P و D-Q

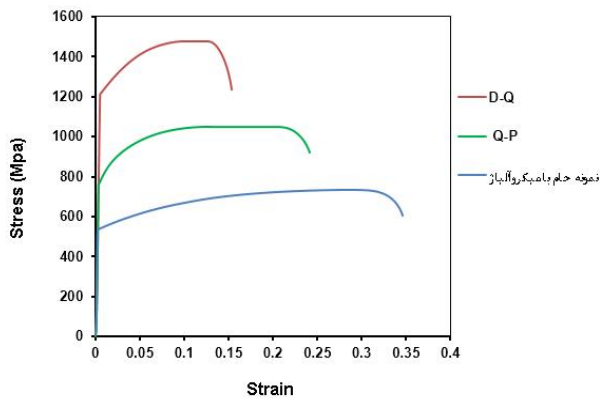


Fig. 5 Strain stress diagram for the samples used in this research.

شکل ۵ نمودار تنش کرنش برای نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش

جدول ۳ خواص مکانیکی نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش

Table 3 Mechanical properties of the samples used in this research.

PSE (%MPa)	σ_y (MPa)	Elong (%)	UTS (MPa)	نمونه‌ها
۲۲/۵۵	۵۷۵±۸	۳۴/۱۸±۰/۶	۶۶۰±۷	نمونه اولیه
۲۲/۵۷	۱۲۱۶±۷	۱۵/۲۱±۰/۵	۱۴۸۴±۶	D-Q
۲۶/۰۴	۷۸۵±۵	۲۴/۵۲±۰/۹	۱۰۶۲±۸	Q-P

چون ورق مورد استفاده در این پژوهش برای استفاده در بدنه خودرو می‌باشد، بنابراین آزمایش شکل‌پذیری برای نمونه‌های Q-P و D-Q انجام شد. یکی از آزمون‌های مهمی که برای ارزیابی قابلیت شکل‌پذیری انجام می‌شود، آزمون اریکسون است. هر گاه بخواهند دو ورق را از لحاظ شکل‌پذیری مقایسه کنند، از این آزمون استفاده می‌کنند. در این آزمون بین قطعه و ابزار اصطکاک وجود دارد، در نتیجه تغییر فرم از حالت همگن خارج می‌شود. از مشخصات این روش سرعت انجام آزمایش می‌باشد و افزایش عمق تغییر فرم، بدون ایجاد پارگی، معیاری برای

با توجه به نتایج XRD، $V_{\gamma R}$ در نمونه D-Q در آب سرد با دمای محیط بسیار کمتر از نمونه Q-P است. همان‌طور که در تصاویر SEM مشاهده می‌شود، فاز غالب در این نمونه مارتنزیت به همراه مقادیر کمی γ_R ناپایدار است. در رابطه (۳)، V_{γ} به عنوان کسر حجمی آستنیت باقیمانده، I_{α} و I_{γ} به ترتیب شدت پیک‌ها برای فاز فریت و آستنیت مقدار V_{γ} برای فولاد Q-P و D-Q به ترتیب ۲۴/۸۱ و ۷/۴ درصد محاسبه گردید. لذا انتظار بر این است که نمونه Q-P به دلیل داشتن کسر حجمی بالاتری از آستنیت نسبت به نمونه D-Q، دارای خواص مکانیکی بهتری باشد، اما علاوه بر کسر حجمی γ_R ، عوامل دیگری از جمله ریزساختار، اندازه دانه نهایی، درصد کربن در آستنیت و نیز بر خواص مکانیکی فولاد تأثیرگذار است.

استحکام و شکل‌پذیری، شدیداً وابسته به ترکیب شیمیایی و نوع عملیات حرارتی می‌باشد. بنابراین کنترل دقیق و نظارت نزدیک بر شرایط انجام آزمایش، برای دستیابی به نتایج قابل قبول ضروری خواهد بود. در پژوهش حاضر برای افزایش دقت نتایج، برای هر نمونه ۳ بار تست کشش انجام و میانگین نتایج گزارش شد. در شکل ۵، نمودار تنش کرنش و در جدول شماره ۳ خواص مکانیکی نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش نشان داده شده است. همان‌طور که در نمودار مشاهده می‌شود، نمونه Q-P دارای شکل‌پذیری بیشتر و استحکام قابل قبول نسبت به نمونه D-Q می‌باشد. به طور کلی این اختلاف در استحکام نمونه‌ها ناشی از تفاوت در $V_{\gamma R}$ می‌باشد. نمونه D-Q عمدتاً از فاز مارتنزیت به همراه مقادیر اندکی $V_{\gamma R}$ (۷/۴٪) تشکیل شده است. بنابراین نمونه D-Q باید دارای استحکام بالاتر و انعطاف‌پذیری کمتری نسبت به نمونه Q-P باشد. مقدار PSE^۱ نمونه D-Q حدود ۲۲/۵۷٪ تعیین شد، لذا کارایی عملیات حرارتی Q-P بسیار چشمگیرتر از عملیات D-Q برآورد گردید.

به غیر از استحکام و انعطاف‌پذیری، سختی سطح نمونه‌ها توسط میکروسختی‌سنجی Hv محاسبه شد. برای نمونه Q-P و D-Q به ترتیب ۳۲۲ Hv و ۴۱۴ Hv سختی حاصل شده است. نمونه عملیات حرارتی D-Q نسبت به نمونه Q-P دارای سختی زیادی است. سختی بالا در نمونه D-Q ناشی از وجود فاز مارتنزیت بیشتر در این نمونه است. انتظار بر این است که با کاهش اندازه دانه و افزایش درصد γ_R سختی افزایش یابد. سختی نمونه D-Q، ۲۲/۲۲ درصد بیشتر از سختی نمونه Q-P است. مقدار سختی گزارش شده، میانگین حاصل از نتایج ۳ بار تکرار در آزمون میکروسختی‌سنجی تحت بار ۱۰kN به مدت

^۱ Product of Strength and Elongation

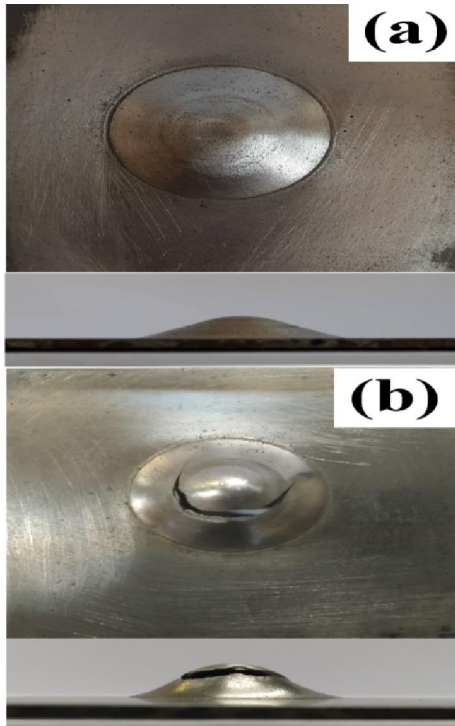


Fig.7 ductility of specimens (a) Q-P and (b) D-Q.

شکل ۷ شکل پذیری نمونه‌های (الف) Q-P و (ب) D-Q

۴- نتیجه‌گیری

- با انجام عملیات حرارتی Q-P و D-Q استحکام نمونه‌ها نسبت به نمونه اولیه افزایش قابل توجهی داشته است.

- نمونه Q-P نسبت به نمونه D-Q انعطاف پذیری و شکل پذیری بیشتری دارد.

- میزان مارتنزیت تشکیل شده در ریزساختار نمونه D-Q نسبت به نمونه Q-P بیشتر است.

- نمونه Q-P، دارای γ_R پایدار شده بیشتر نسبت به نمونه D-Q است. V_H برای فولاد Q-P و D-Q به ترتیب ۲۴/۸۱ و ۷/۴ درصد گزارش شد.

- استحکام و کرنش شکست نمونه Q-P، به ترتیب ۱۰۶۲ MPa، ۲۴/۸۱ و نمونه D-Q، به ترتیب ۱۴۸۴ MPa، ۱۵/۲۱ درصد گزارش شد.

- نمونه D-Q، دارای سختی بیشتر نسبت به نمونه Q-P است. عدد سختی نمونه D-Q، ۴۱۴ Hv و نمونه Q-P، ۳۲۲ Hv گزارش شد.

- شکل پذیری نمونه Q-P، نسبت به D-Q بیشتر است. عدد اریکسون برای نمونه Q-P، ۵/۷۵ میلی‌متر و برای نمونه D-Q، ۲/۸ میلی‌متر گزارش شد.

- انعطاف پذیری نمونه D-Q نسبت به نمونه Q-P کمتر بوده و بنابراین شکل پذیری پایین تری نیز از خود نشان داده است.

مقایسه قابلیت فرم‌پذیری ماده است. آزمایش تا جایی ادامه می‌یابد که ورق پاره شود و عمق تغییر فرم قبل از پارگی ورق، به عنوان عدد اریکسون ثبت می‌شود. در حالت مقایسه‌ای بین دو ورق، ورقی که عدد اریکسون بیشتری داشته باشد، دیرتر پاره می‌شود، لذا قابلیت شکل‌پذیری بیشتری دارد [۲۲].

برای انجام آزمایش اریکسون در این پژوهش، مطابق استاندارد ASTM E 643-84 قالب اریکسون طراحی و ساخته شد، همان‌طور که در شکل ۶ مشاهده می‌شود ضخامت ورق a ، عمق نفوذ سنبله در قالب h و در نهایت IE^1 بیانگر مقدار عدد اریکسون می‌باشد [۲۳]. در این آزمایش از سنبله‌ای به قطر ۲۰ میلی‌متر که با سرعت ثابت ۱۰ mm/min حرکت می‌کند، استفاده شد.

آزمایش شکل‌پذیری بر روی نمونه‌های عملیات حرارتی Q-P و D-Q توسط آزمون اریکسون انجام شد. شکل ۷ آزمایش اریکسون و برآمدگی‌های ایجاد شده را برای نمونه‌های Q-P و D-Q را نشان می‌دهد. با استفاده از این آزمایش عدد اریکسون برای نمونه Q-P، ۵/۷۵ میلی‌متر و برای نمونه D-Q، عدد ۲/۸ میلی‌متر بدست آمد.

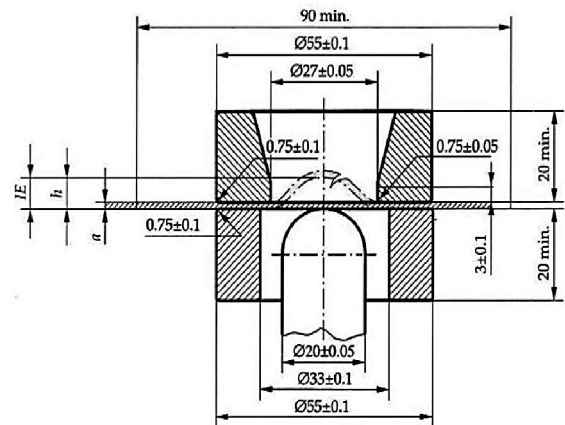


Fig. 6 Schematic of the Erickson test design used in this study in accordance with the standard ASTM E 643-84 [23].

شکل ۶ شماتیک طرح آزمایش اریکسون مورد استفاده در این پژوهش مطابق با استاندارد ASTM E 643-84 [۲۳]

در سطح برآمدگی نمونه D-Q ترک شدید مشاهده می‌شود که ناشی از شکل‌پذیری پایین این نمونه به دلیل وجود مقدار زیادی فاز مارتنزیت تمپر نشده نسبت به نمونه Q-P می‌باشد. برای اثبات این مطلب، همان‌طور که از نتایج آزمون کشش در شکل ۵ مشاهده می‌شود نمونه Q-P نسبت به نمونه D-Q دارای انعطاف‌پذیری بیشتری است. بنابراین شکل‌پذیری نمونه Q-P نسبت به نمونه D-Q بسیار خوب (۲/۹۵ میلی‌متر بیشتر) برآورد می‌شود.

¹ Index of Erichsen

- Ductile and intergranular brittle fracture in a two-step quenching and partitioning steel, *Scripta Materialia*. 2018, 157, 6-9.
- [12] P. Xia, I. Sabirov, J. Aldareguia, P. Verleysen, R. Petrov, Mechanical behavior and microstructure evolution of a quenched and partitioned steel during drop weight impact and punch testing. *Materials Science & Engineering A*. 2018, 737, 18-26.
- [13] I. Andersen, O. Grong, "Acta Metall. Mater", 1995, 7, pp. 2673-2688.
- [14] Shir Ali A., Hanrabakhsh Rauf A. and Bezazbannai S., 2013, investigation of rapid cooling and segmentation process on a low alloyed medium carbon steel, 2nd international conference and 7th joint conference of Iran Metallurgical Engineering Association and Iranian Casting Scientific Association, Semnan. (in Persian فارسی)
- [15] Shir Ali A, Hanrabakhsh Rauf A and Bezazbannai S, 2013, microstructure and mechanical properties of a high-carbon and low-alloy steel processed by rapid cooling process and segmentation, *Metallurgical and Materials Engineering Quarterly*, Volume 26, Number 1. (in Persian فارسی)
- [16] S. Ebner, C. Suppan, R. Schnitzer, C. Hofer, Microstructure and mechanical properties of a low C steel subjected to bainitic or quenching and partitioning heat treatments. *Materials Science & Engineering A*. 2018, 735, 1-9.
- [17] H.K.D.H. Bhadeshia, R. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*, 3th Edn. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2006.
- [18] E. Rowland, S. Lyle, The application of MS points to case depth measurement, *Trans. ASM* 37 27-47, 1946.
- [19] Htun, M.S., Kyaw, S.T., Lwin, K.T., 2008. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of spring steel. *Journal of Metals, Materials and Minerals*, Vol. 18, No. 2, pp. 191-197.
- [20] A. almasi, A. Kian Vash, Abolfazl Tutunchi, Effects of Partitioning Time and Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of a High Strength Microalloyed Steel, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2021 doi.org/10.1007/s13632-021-00762-6
- [21] ASTM Standards, Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel.
- [22] W. Hosford, R. M. Caddell, *Metal forming: mechanics and metallurgy*, Cambridge: Cambridge University Press, 2011.
- [23] ASTM E 643-84, Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material, Annual Book of ASTM Standards, Section 3, Vol. 03.01, pp. 885-888, 1989.
- پایین بودن انعطاف پذیری و شکل پذیری نمونه D-Q نسبت به نمونه Q-P به دلیل فاز مارتنزیت بیشتر در این نمونه است.

۵- مراجع

- [1] Edmonds, D.V., He, K., Rizzo, F.C., De Cooman, B.C., Matlock, D.K. and Speer, J.G., "Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment", *Materials Science and Engineering A*, Vols. 438-440, pp. 25-34, (2006).
- [2] Santofimia, M.J., Zhao, L., Petrov, R., Kwakernaak, C., Sloof, W.G. and Sietsma, J., "Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel", *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 6059-6068, (2011).
- [3] Speer, J.G., Edmonds, D.V., Rizzo, F.C. and Matlock, D.K., "Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation", *Current Opinion in Solid-State and Materials Science*, Vol. 8, pp. 219-237, (2004).
- [4] E. De Moor, S. Lacroix, A.J. Clarke, J. Penning, J.G. Speer, Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of martensitic steels. *Metall. Mater. Trans. A*. 2008, 39, 2586-2589.
- [5] N. Fonstein, *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*. 2015.
- [6] S. Hayami and T. Furukawa, A family of high-strength cold-rolled steels, in *Union Carbide Corporation*, 1975, pp. 311-321, New York.
- [7] K. Lee, Y.R. Im, K. Chin, Effect of Carbon Content on the Microstructure and Transformation Kinetics of Super Bainitic TRIP Steels, *Materials Science and Technology Conference*, 2008, 1, pp. 1785-93.
- [8] L. Wang, J.G. Speer, *Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment*, *Metallogr. Microstruct. Anal.* 2013, 2, 268-281.
- [9] Goladhar MA, principles and users of heat treatment of steels and cast irons. *Isfahan, Nash Arkan*, 1376. (in Persian فارسی)
- [10] J. Speer, D. Edmonds, F. Rizzo, D. Matlock, Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation", *Current Opinion in Solid-State and Materials Science*, Vol. 8, pp. 219-237, 2004.
- [11] Z. Xiong, P. Jacques, A. Perlade, T. Pardoen,