

مقایسه تاثیر عملیات حرارتی کوئنچ - بخش بندی - برگشت (Q-P-T) و کوئنچ - بخش بندی (Q-P) بر ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد استحکام بالای حاوی میکروآلیاژ Ti

دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران، leylinasimi0@gmail.com
 دکتری، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران، almasi@tabrizu.ac.ir
 استاد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران، akianvash@tabrizu.ac.ir
 استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران، ab.tutunchi51@tabrizu.ac.ir
 کارشناس، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران، mzh142@yahoo.com

لیلی نسیمی
علی الماسی*
عباس کیانوش
ابوالفضل توتونچی
زهرا حبیبی

چکیده

فولادهای با عملیات حرارتی کوئنچ - بخش بندی (Q-P) جزو نسل سوم فولادهای پیشرفته استحکام بالا (AHSS) هستند که به دلیل داشتن مجموعه قابل توجهی از خواص مکانیکی شامل استحکام بالا به همراه انعطاف پذیری مناسب گسترش یافته‌اند. اصول عملیات حرارتی بخش بندی مبتنی بر نفوذ کربن از مارتنزیت (M) به آستنیت باقیمانده (γ_R) و پایدارسازی γ_R است. در پژوهش حاضر، یک فولاد استحکام بالا حاوی میکروآلیاژ Ti تحت عملیات حرارتی Q-P و Q-P-T قرار گرفته و از لحاظ ریزساختار و خواص مکانیکی مورد مقایسه قرار گرفته است. پس از اعمال عملیات حرارتی کوئنچ - بخش بندی (Q-P) و کوئنچ - بخش بندی - برگشت (Q-P-T) روی نمونه‌های ورق، خواص آنها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، آنالیز پراش اشعه ایکس (XRD)، ریزسختی سنجی، تست کشش و آزمون اریکسون مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج حاصل نشان دادند که استحکام و کرنش شکست نمونه‌های Q-P به ترتیب برابر ۱۰۶۲ MPa و ۲۴٪ و نمونه‌های Q-P-T برابر ۸۹۴ MPa و ۲۷٪ اندازه‌گیری شدند. نمونه‌های Q-P استحکام بیشتر و انعطاف پذیری کمتری را نسبت به نمونه‌های Q-P-T از خود نشان دادند.

واژه‌های کلیدی: عملیات حرارتی کوئنچ - بخش بندی (Q-P)، آستنیت باقی مانده، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی، سختی، میکروآلیاژ.

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

L. nasimi
A. almasi
A. kianvash
A. tutunchi
Z. habibi

Department of Materials Science and Engineering, University of Tabriz, Tabriz, Iran
 Department of Materials Science and Engineering, University of Tabriz, Tabriz, Iran
 Department of Materials Science and Engineering, University of Tabriz, Tabriz, Iran
 Department of Materials Science and Engineering, University of Tabriz, Tabriz, Iran
 Department of Materials Science and Engineering, University of Tabriz, Tabriz, Iran

Abstract

Quenching-partitioning heat treatment steels (Q-P) are among the third generation of advanced high strength steels (AHSS) that have been expanded due to having a significant set of mechanical properties including high strength along with appropriate flexibility. The principles of segmentation thermal operations are based on carbon infiltration from martensite to Return austenite (γ_R) and stabilization of γ_R . In the present study, a high strength steel containing Ti microalloy was subjected to Q-P and Q-P-T heat treatment and compared in terms of microstructure and mechanical properties. After quenching-partitioning (Q-P) and quenching-partitioning-tempering (Q-P-T) heat treatments were applied to the sheet samples, their properties were determined using scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction analysis (XRD), microhardness measurement, tensile test and Erickson's test were evaluated. The results showed that the strength and failure strain of Q-P samples were measured as 1062 MPa and 24% and Q-P-T samples as 894 MPa and 27% respectively. Q-P samples showed more strength and less flexibility than Q-P-T samples.

Keywords: Quenching-partitioning heat treatments (Q-P), Retained austenite, yield strength, ultimate tensile strength, hardness, micro-alloy.

[۱]. به منظور تولید خودروهایی با مصرف سوخت کمتر و افزایش ایمنی مسافران، خودروسازان به فولادهای با استحکام بیشتر و شکل پذیری خوب نیاز دارند [۳،۲]. اسپیر و همکاران در سال ۲۰۰۳ یک فرایند عملیات حرارتی جدید را مبنی بر نفوذ کربن از مارتنزیت به آستنیت باقیمانده تعریف کردند و فرایند را کوئنچ و بخش بندی (Q-P) نام گذاری کردند تا از فولادهای کوئنچ و برگشت داده شده (Q-T) متمایز باشند [۴]. ملزومات فرایند Q-P نشان می‌دهند که آلیاژی با

۱- مقدمه

فولادهای پیشرفته استحکام بالا (AHSS) به دلیل دارا بودن خصوصیتی از قبیل کاهش وزن نهایی خودرو و بالا بودن استحکام که منجر به کاهش مصرف سوخت و باعث بالا رفتن ایمنی سرنشینان خودرو می‌شود، این فولادها بدلیل خاصیت جذب انرژی به هنگام تغییر شکل‌های زیاد، برای استفاده در صنعت خودروسازی مناسب می‌باشد.

* نویسنده مکاتبه کننده، آدرس پست الکترونیکی: almasi@tabrizu.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۰۶/۰۷

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۰۸/۱۶

ترکیب شیمیایی شبیه به فولادهای متداول TRIP برای این نوع عملیات حرارتی مناسبند [۵]. اما طراحی فولاد با ترکیب مناسب عناصر آلیاژی و عملیات حرارتی باید به نحوی باشد که برای دستیابی به ریزساختاری شامل M و γ_R مناسب باشد و قادر به برآوردن شرایط زیر هم باشد:

(الف) جلوگیری از وقوع واکنش های رقابتی و اجتناب از تشکیل کنترل نشده ی فریت (α) یا پرلیت در مرحله ی سرمایش اولیه.

(ب) به تاخیر انداختن تشکیل بینیت (B) و کاهش دمای شروع استحاله B به منظور به حداقل رساندن اشتراک ممکن بین بخش بندی کربن از M به γ و تشکیل B.

(پ) به حداقل رساندن رسوب کاربید در مرحله ی بخش بندی به طوری که بیش ترین مقدار کربن از M به γ نفوذ کند، زیرا کاربیدها به عنوان منبع جذب کربن عمل می کنند.

شرایط (الف) و (ب) ایجاب می کند که فولاد شامل عناصر آلیاژی مثل منگنز، نیکل و کروم [۶] باشد که باعث افزایش پایداری γ و کاهش دمای شروع B می شوند، سختی پذیری کافی را فراهم می کنند و احتمال وقوع استحاله دما بالای γ به فریت (α) B را در مرحله کوئچ کاهش می دهند.

در مورد شرط (پ)، از عناصر آلیاژی مثل سیلیسیم و یا آلومینیوم استفاده می شود. سیلیسیم به دلیل قابلیت انحلال نزدیک به صفر در فاز سمنتیت، برای جلوگیری از تشکیل سمنتیت در عملیات حرارتی دما پایین M مناسب است [۷]. تیتانیوم با تشکیل ذرات بسیار پایدار نیتريد تیتانیوم، مؤثرترین عنصر در قفل کردن مرز دانه ها و جلوگیری از رشد دانه ها می باشد. با تثبیت نیتروژن توسط تیتانیوم، میتوان از تشکیل نیتريد آلومینیوم در مرز دانه های γ اولیه، بخصوص در قطعات ریختگی بزرگ با سرعت سرد شدن آهسته جلوگیری کرد. مقدار تیتانیوم اضافه شده بایستی در حدی باشد که اثر مفید رسوبات ریز نیتريد آلومینیوم نیز حفظ شود [۸]. تشکیل M ، مستلزم سریع سرد کردن و بنابراین متوقف کردن دگرگونی نفوذی است. البته شرایط دقیق سرد کردن که در یک فولاد مشخص منجر به تشکیل M می شود بستگی به درصد کربن، عناصر آلیاژی و اندازه دانه های γ دارد [۹].

افزایش دمای شروع B به دلیل آهسته سازی فریت به γ نفوذ می کند و باعث پایدار شدن γ در دمای اتاق می شود. [۱۰]. عنصر کربن یکی از تاثیر گذارترین عناصری است که می تواند در درصد γ_R فولاد TRIP تاثیر گذار باشد که به صورت محلول جامد در فاز γ حضور دارد. با افزایش درصد کربن در ترکیب فولاد، میزان γ_R در فولاد افزایش می یابد. [۱۱]. فاز γ_R بعد از انجام تست ضربه و وقوع تغییر شکل پلاستیک به فاز مارتنزیت (M) سوزنی بسیار ریز تبدیل می شود [۱۲]. در حال حاضر تولید فولادهای میکروآلیاژ بخش عمده تولید را در کارخانه های بزرگ فولادسازی تشکیل می دهد [۱۳]. فولادهای کوئچ بخش بندی از لحاظ عناصر آلیاژی شبیه فولادهای TRIP هستند، که عمدتاً حاوی C، Mn و Si هستند [۱۴، ۱۵]. با افزایش زمان بخش بندی، کسر γ_R ابتدا افزایش و سپس کاهش می یابد، افزایش دمای بخش بندی باعث کاهش استحکام و افزایش نرمی می شود [۱۷، ۱۶].

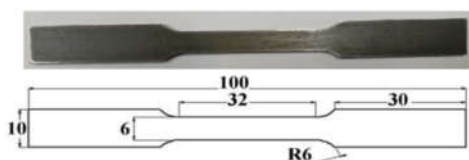
۲- مواد و روش تحقیق

هدف از انجام این پژوهش مقایسه استحکام و شکل پذیری ورق جهت استفاده در بدنه خودرو توسط عملیات حرارتی Q-P-T و Q-P می باشد. متأسفانه تا کنون پژوهشی برای افزایش استحکام و انعطاف پذیری فولادهای ورق حاوی میکرو آلیاژ Ti با عملیات حرارتی Q-P-T و Q-P انجام نشده است. هر دو عملیات حرارتی Q-P-T و Q-P جزء فولادهای پیشرفته استحکام بالا (AHSS)^۱ می باشد، عملیات حرارتی Q-P-T برای بدست آوردن انعطاف پذیری بالا همراه با استحکام انجام گرفت. با توجه به اینکه ورقی با ترکیب شیمیایی مورد نظر برای انجام این پژوهش در بازار وجود نداشت. بنابراین ترکیب های شیمیایی مندرج در جدول ۱ پس از ذوب در یک کوره VIM با ظرفیت ۲۵ کیلوگرم به صورت شمش ریخته گری شد. برای به حداقل رساندن درصد تلفات و کسب یک ساختار همگن، عناصر آلیاژی موجود در فولاد بصورت فروآلیاژ به ترکیب فولاد اضافه شدند. شمش های ریخته شده به مدت ۳ ساعت در یک کوره با اتمسفر کنترل شده در دمای ۱۲۰۰°C تحت عملیات حرارتی همگن کردن قرار گرفت. کنترل ترکیب شیمیایی شمش ها با استفاده از دستگاه کوانتومتر از سه نقطه مختلف انجام شد. در مرحله بعد ضخامت نمونه ها با استفاده از نورد گرم به ۴ mm کاهش داده شد، در نهایت با انجام عملیات نورد سرد، ورقی با ضخامت تقریبی ۱/۵ mm تولید شد. جهت اطمینان از سالم بودن ورق ها و عدم وجود ترک در سطح آن، آزمایش غیرمخرب مایعات نافذ (LPT)^۲ انجام گردید.

جدول ۱- آنالیز شیمیایی فولاد مورد استفاده در این پژوهش

عنصر	C	Cr	Mn	Si	S	P	Al	Ti	Fe
درصد وزنی	۰/۲۱	۰/۸	۲/۲	۱/۵	۰/۰۲	۰/۰۰۹	۰/۰۵۴	۰/۰۸	بقیه

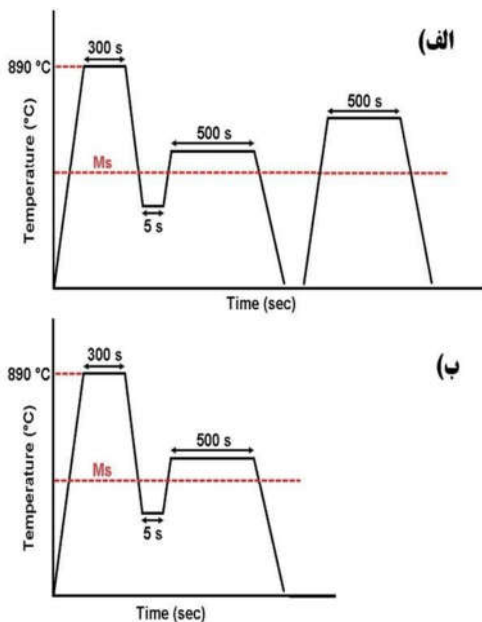
برای بررسی استحکام و شکل پذیری فولاد ها آزمون کشش انجام گردید. برای این منظور نمونه های کشش مطابق استاندارد ASTM E8M-99 آماده گردیدند. شکل ۱ ابعاد نمونه های بریده شده برای آزمایش کشش توسط فرایند لیزر را نشان می دهد. نمونه های بریده شده ابتدا توسط عملیات سنباذه زنی پلیسه گیری گردیدند و سپس تحت عملیات حرارتی Q-P و Q-P-T قرار گرفتند.



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

¹ Advanced high strength steel

² Liquid penetrant testing



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

مطالعات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM. LEO 440i, England) و برای تعیین $V_{\gamma R}$ از آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) استفاده شد. این آزمون در دمای اتاق و با استفاده از دستگاه پراش اشعه ایکس مدل XRD, D-5000 Siemens, Germany و پرتو Cu-K α با طول موج ۱/۵۴۰۶ آنگستروم انجام شد. نمونه‌ها در گستره زاویه ۲ θ از ۴۰° تا ۱۰۰° با گام ۰/۰۲ روبش شدند. پیک های (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) مربوط به فاز γ و پیک های (۱۱۰)، (۲۰۰) و (۲۱۱) مربوط به فاز α (M) بوده که $V_{\gamma R}$ بر اساس رابطه (۳) طبق استاندارد ASTM E975-84، محاسبه شد. مطابق با گزارشات این استاندارد، در صورت کالیبره بودن دستگاه XRD، درصد خطای موجود در مقدار کسر حجمی آستنیت باقی‌مانده کمتر از ۱٪ است [۲].

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

در رابطه فوق V_{γ} کسر حجمی آستنیت باقی‌مانده، I_{γ} و I_{α} به ترتیب شدت میانگین پیک‌های مذکور برای فاز γ و α (M) است. برای بدست آوردن استحکام کششی و انعطاف‌پذیری نمونه‌ها از دستگاه کشش (Zwick Z100, Germany)، برای محاسبه سختی از دستگاه میکروسختی (SCTM Hv-1000Z) و برای تعیین شکل پذیری ورق‌ها از آزمون اریکسون^۱ استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

برای بررسی ریزساختار نمونه‌ها از تصاویر SEM استفاده شد که در شکل ۳ نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل ۳(الف) مشاهده می‌شود ریزساختار نمونه خام شامل فریت (α) و پرلیت (P) می‌باشد. شکل ۳(ب) ریزساختار نمونه Q-P بهینه شامل فازهای

مراحل مختلف عملیات حرارتی شامل آستنیت‌کردن، بخش‌بندی در کوره های مختلف حمام نمک مذاب با ترکیب های شیمیایی مندرج در جدول ۲ انجام شد. هدف از آستنیت‌کردن نمونه در داخل کوره حمام نمک مذاب جلوگیری از اکسید شدن نمونه می‌باشد.

جدول ۲- ترکیب نمک های مورد استفاده در کوره های حمام نمک مذاب

محدوده دمایی	۵۰ درصد وزنی	۵۰ درصد وزنی
دما بالا (تا ۱۰۰۰ °C)	NaCl	NaCO ₃
دما پایین (تا ۵۰۰ °C)	KNO ₃	NaNO ₂

دمای Ms ورق مورد نظر بر اساس ترکیب شیمیایی و اندازه دانه γ توسط نرم افزار J.Mat.pro و رابطه تجربی (۱) [۱۸]، به ترتیب ۳۵۲ °C و ۳۴۴ °C بدست آمد. بنابراین در این پژوهش دمای Ms نمونه‌های مورد نظر ۳۵۰ °C انتخاب گردید.

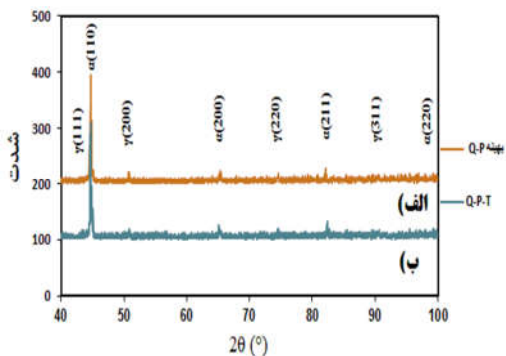
$$Ms (°C) = 499 - 324 X_C - 32.4 X_{Mn} - 10.8 X_{Si} \quad (1)$$

این پژوهش برای افزایش استحکام کششی و انعطاف‌پذیری در ورق های بدنه خودرو می‌باشد. برای این که استحکام کششی همراه با انعطاف‌پذیری همراه باشد، بایستی در ریزساختار نهایی نمونه مقداری فاز α وجود داشته باشد. α ایجاد شده نقش مهمی در افزایش چقرمگی فولاد خواهد داشت [۱۹]. بنابراین آستنیت‌کردن نمونه‌ها باید در زیر خط Ac_3 در منطقه دوفازی $\gamma + \alpha$ انجام شود. دمای Ac_3 برای فولاد مورد استفاده با توجه به رابطه تجربی (۲) ۹۳۸ °C محاسبه گردید. لذا عملیات آستنیت‌کردن نمونه‌ها در دمای ۸۹۰ °C انجام شد.

$$Ac_3 (°C) = 955 - 350(wt.\%C) - 25(wt.\%Mn) + 51(wt.\%Si) + 106(wt.\%Nb) + 100(wt.\%Ti) + 68(wt.\%Al) - 11(wt.\%Cr) - 33(wt.\%Ni) - 16(wt.\%Cu) + 67(wt.\%Mo) \quad (2)$$

با مطالعه مقالات متعدد و مشابه، برای آستنیت‌شدن کامل فولاد، محدوده ۲۰۰-۴۰۰s به عنوان زمان آستنیت‌کردن پیشنهاد شده است. با توجه به بهینه سازی دمای بخش‌بندی در عملیات حرارتی Q-P [۲۰]، مقایسه عملیات حرارتی Q-P و Q-P-T در دمای بهینه بخش‌بندی ۳۹۰ °C انجام گرفت. در عملیات حرارتی Q-P در دمای ۸۹۰ °C به مدت ۳۰۰ s در یک کوره حمام نمک مذاب آستنیت‌کردن کامل گردید، مرحله‌ی کوئنچ در دمای ۲۹۰ °C به مدت ۵ s و بخش‌بندی در دمای ۳۹۰ °C به مدت زمان ۵۰۰s در یک کوره حمام نمک مذاب انجام و سپس با تلاطم شدید در آب کوئنچ گردید. در عملیات حرارتی Q-P-T نمونه در دمای ۸۹۰ °C به مدت ۳۰۰ s در یک کوره حمام نمک مذاب آستنیت‌کردن کامل گردید مرحله‌ی کوئنچ در دمای ۲۹۰ °C به مدت ۵ s و بخش‌بندی در دمای ۳۹۰ °C به مدت زمان ۵۰۰s در یک کوره حمام نمک مذاب انجام و سپس با تلاطم شدید در آب کوئنچ شد و مرحله برگشت در دمای ۵۰۰ °C به مدت ۵۰۰s انجام گردید. پس از انجام عملیات حرارتی همه نمونه‌ها توسط عملیات سنباده@زنی اکسید زدایی سطحی گردید. دلیل آستنیت‌کردن نمونه‌ها در کوره حمام نمک مذاب بخاطر جلوگیری از اکسید شدن نمونه‌ها می باشد. در شکل ۲ سیکل عملیات حرارتی مورد استفاده در عملیات حرارتی Q-P و Q-P-T خلاصه شده است.

¹ Erichsen Test



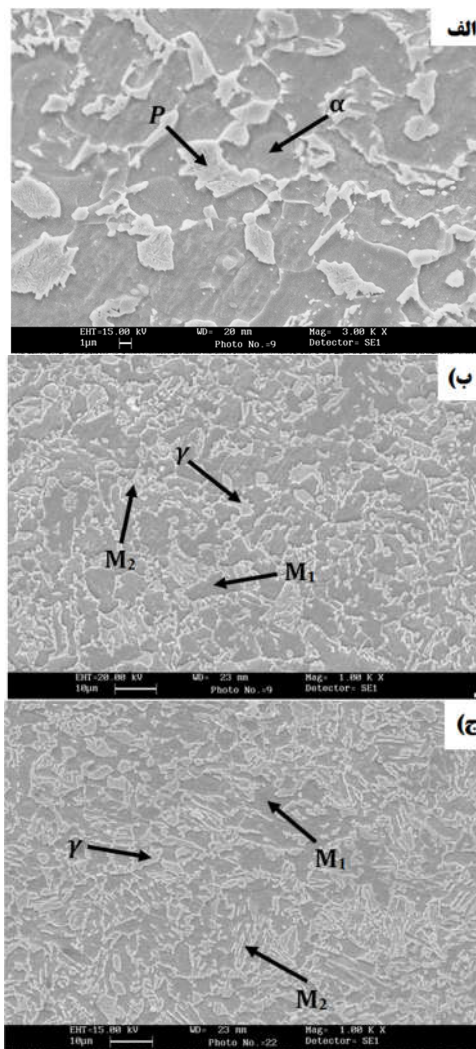
شکل ۴- الگوی XRD (الف) نمونه Q-P (ب) نمونه Q-P-T

مقدار $V_{\gamma R}$ برای فولاد حاصل از Q-P-T و Q-P به ترتیب ۲۴/۸۱ و ۲۲/۳۷ درصد محاسبه گردید. $V_{\gamma R}$ نمونه Q-P-T کمتر از نمونه Q-P است. لذا انتظار بر این است که فولاد حاصل از Q-P به دلیل داشتن $V_{\gamma R}$ بیشتر نسبت به فولاد Q-P-T دارای استحکام بالاتری باشد، اما علاوه بر $V_{\gamma R}$ ، عوامل دیگری از جمله ریزساختار، اندازه دانه نهایی، درصد کربن در γ و ... نیز بر خواص مکانیکی فولاد موثر است. عملیات برگشت بعدی بر روی نمونه Q-P بهینه باعث شده فاز M به مارتنزیت برگشت داده شده (M_T) و γ_R به M_T یا بینیت (B) تبدیل و این امر موجب کاهش $V_{\gamma R}$ در نمونه Q-P-T نسبت به نمونه Q-P شده است [۲۳].

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-T دارای شکل‌پذیری بیشتر و استحکام کمتر نسبت به نمونه Q-P می‌باشد. به طور کلی این اختلاف در استحکام نمونه‌ها ناشی از تفاوت در $V_{\gamma R}$ می‌باشد. γ به دلیل ساختار FCC به مراتب استحکام بالاتری نسبت به M و a با ساختار BCC و BCT دارد. لذا با افزایش γ استحکام افزایش می‌یابد. با توجه به نتایج XRD، درصد γ در نمونه Q-P-T ۲۲/۳۷ درصد و در نمونه Q-P، ۲۴/۸۱ درصد است. با توجه به میزان $V_{\gamma R}$ بیشتر در نمونه Q-P، حین اعمال کرنش، γ_R پایدار به M تبدیل می‌شود و باعث افزایش استحکام این نمونه می‌شود. ولی در نمونه Q-P-T یک مرحله اضافی عملیات برگشت نسبت به نمونه Q-P دارد، با انجام این عملیات برگشت مارتنزیت با از دست دادن مقداری از اتم‌های خود به مارتنزیت تمپر داده شده تبدیل شده و باعث کاهش استحکام نمونه Q-P-T نسبت به نمونه Q-P می‌شود.

به غیر از استحکام و انعطاف‌پذیری، سختی سطح نمونه‌ها توسط میکروسختی سنجی ویکرز (Hv) محاسبه شد (جدول ۴) همان‌طور که مشاهده می‌شود نمونه عملیات حرارتی Q-P-T نسبت به نمونه Q-P دارای سختی زیادی است. در عملیات حرارتی Q-P-T، با انجام عملیات حرارتی برگشت، با از دست دادن اتم‌های کربن، سختی فاز مارتنزیت (M) کاهش یافته ولی در نمونه Q-P، در حین سختی سنجی (اعمال کرنش) γ_R پایدار شده به M های ریز سوزنی تبدیل می‌شود...

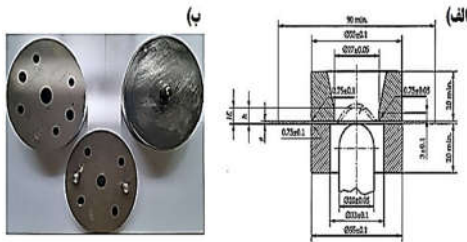
مارتنزیت اولیه ناشی از کونچ اولیه M_1 ، مارتنزیت ثانویه ناشی از کونچ ثانویه M_2 و γ_R پایدار شده است. شکل ۳ (ج) ریزساختار نمونه Q-P-T شامل فازهای M_1 ، M_2 و γ_R است. شرایط نمونه Q-P-T دارای همان شرایط نمونه Q-P با یک مرحله برگشت اضافی است. عملیات برگشت اضافی باعث بهم ریختن ساختار مارتنزیتی و کاهش نسبی γ_R در نمونه Q-P-T نسبت به نمونه Q-P بهینه شده است. در عملیات حرارتی برگشت دادن با خارج شدن کربن از M استحکام و سختی نمونه کاهش می‌یابد، بنابراین انتظار می‌رود استحکام و سختی نمونه Q-P-T نسبت به نمونه Q-P بهینه کاهش و شکل‌پذیری افزایش یابد [۲۲].



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

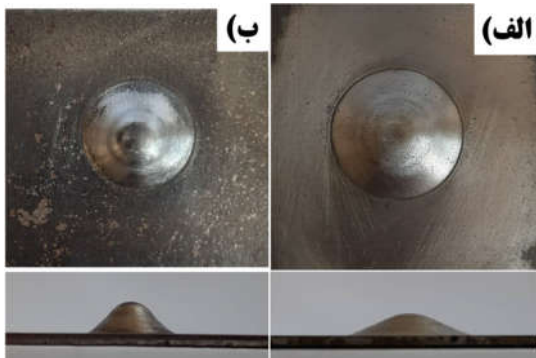
شکل ۴، الگوی پراش اشعه X برای نمونه‌های Q-P و Q-P-T را نشان می‌دهد. اندازه‌گیری کسر حجمی آستنیت باقیمانده ($V_{\gamma R}$) به کمک الگوی تفرق، مطابق رابطه (۲) و با استفاده از میانگین شدت پیک‌های a و γ قابل محاسبه است.

مشاهده می شود ضخامت ورق a ، عمق نفوذ سنبه در قالب h و در نهایت IE^۱ بیانگر مقدار عدد اریکسون می باشد [۲۵]. در این آزمایش از سنبه ای به قطر ۲۰ میلی متر که با سرعت ثابت ۱۰ mm/min حرکت می کند، استفاده شد.



شکل ۶- الف) طرح حواره طرح آزمایش اریکسون مطابق با استاندارد ASTM E 643-84 (ب) طرحواره قالب مورد استفاده برای آزمایش اریکسون

آزمون اریکسون بر روی نمونه‌های عملیات حرارتی Q-P، Q-P-T مطابق شکل ۷ انجام شد. و عدد اریکسون به ترتیب ۵/۷۵، ۷/۳۵ میلی متر گزارش شد. بنابراین شکل پذیری نمونه Q-P-T نسبت به نمونه Q-P بیشتر می باشد.



شکل ۷- شکل پذیری نمونه‌های الف) Q-P، ب) Q-P-T

۴- نتیجه‌گیری

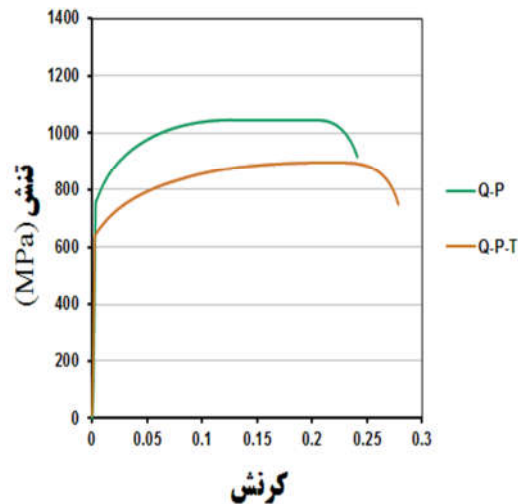
فولاد استحکام بالای حاوی میکروآلیاژ Ti تحت دو عملیات حرارتی متفاوت Q-P، Q-P-T قرار گرفت و ریزساختار نمونه‌ها و مطالعات فازی توسط SEM، XRD بررسی و سپس استحکام کششی نهایی و سختی آنها اندازه‌گیری شد. نتایج بدست آمده ثابت کرد که:

۱- آزمایش کشش نمونه‌ها نشان داد که استحکام کششی نهایی نمونه Q-P بدلیل تشکیل ساختار M، بیشتر از نمونه Q-P-T است.

۲- سختی نمونه Q-P و Q-P-T به ترتیب ۴۱۰ Hv و ۳۷۵ Hv گزارش شد.

۳- در نمونه‌های Q-P و Q-P-T در حین آزمون سختی γ_R پایدار شده به M تبدیل شده و لذا باعث مقاومت بیشتر فولاد در برابر

برای نمونه Q-P و Q-P-T به ترتیب ۴۱۰ Hv و ۳۷۵ Hv سختی حاصل شده است. انتظار بر این است که با کاهش اندازه دانه و افزایش γ_R ٪ سختی افزایش یابد. سختی نمونه Q-P، ۸/۵۳ درصد بیشتر از سختی نمونه Q-P-T است. مقدار سختی گزارش شده در جدول ۳، میانگین حاصل از نتایج ۳ بار تکرار در آزمون میکروسختی سنجی تحت بار ۱۰kN به مدت ۱۵S برای هر نمونه است.



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

جدول ۳- خواص مکانیکی نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش

نمونه‌ها	Hv	σ_y (MPa)	UTS (MPa)	Elong %
Q-P	۴۱۰±۷	۷۸۵±۵	۱۰۶۲±۸	۲۴/۵۲±۰/۹
Q-P-T	۳۷۵±۵	۶۳۸±۴	۸۹۴±۶	۲۷/۷۴±۰/۷

ورق مورد استفاده در این پژوهش برای استفاده در بدنه خودرو می‌باشد، بنابراین آزمایش شکل‌پذیری برای مقایسه نمونه‌های Q-P و Q-P-T انجام شد. یکی از روشهای ارزیابی شکل‌پذیری، آزمون اریکسون است. هرگاه 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 دچار شدن به پارگی، ملاکی مقایسه‌ای برای سنجش 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 مقایسه ای بین دو ورق، ورقی که عدد اریکسون بیشتری داشته باشد، دیرتر پاره می‌شود لذا قابلیت شکل‌پذیری بیشتری دارد [۲۴]. برای انجام آزمایش اریکسون در این پژوهش، مطابق استاندارد ASTM E 643-84 طرح قالب اریکسون مطابق شکل ۶ الف) طراحی و ساخته شد، شکل ۶ ب). همانطور که در شکل

¹ Index of Erichsen

- [14] CC. Carola, K. Cees, S. Jilt, S. Maria Jesus, The influence of the austenite grain size on the microstructural development during quenching and partitioning processing of a lowcarbon steel, *Mater Design*, Vol. 178, pp. 107847, 2019
- [15] F. Peng, Y. Xu, J. Li, X. Gu, X. Wang, Interaction of martensite and bainite transformations and its dependence on quenching temperature in intercritical quenching and partitioning steels[J]. *Mater Design*, Vol. 181, pp. 107921, 2019
- [۱۶] شیرعلی ع، هنربخش رئوف ع و بزازبنایی س، ۱۳۹۲، بررسی فرایند سرمایش سریع و بخش‌بندی روی یک فولاد کربن متوسط کم آلیاژ، دومین همایش بین المللی و هفتمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، سمنان، <https://civilica.com/doc/224119>
- [۱۷] شیرعلی ع، هنربخش رئوف ع و بزازبنایی س، ۱۳۹۳، ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد پرکربن و کم آلیاژ فراوری شده با فرایند سرمایش سریع و بخش‌بندی فصلنامه مهندسی متالورژی و مواد، دوره ۲۶ شماره ۱، <https://civilica.com/doc/645272>
- [18] 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.
- [19] M.S. Htun, S.T.L. Kyaw, K.T. Lwin. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of spring steel, *Journal of Metals, Materials and Minerals*, 2008, 18(1) 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] Dong, J., Zhou, X., Liu, Y., Li, C., Liu, C., Li, H., 2017. Effects of quenching-partitioning-tempering treatment on microstructure and mechanical performance of Nb-V-Ti micro alloyed ultra-high strength steel. *Materials Science & Engineering A*, vol. 690, pp. 283–293.
- [23] Dong, J., Li, C., Liu, C., Huang, Y., Yu, L., Li, H., Liu, Y., 2017. Microstructural and mechanical properties development during quenching partitioning-tempering process of Nb-V-Ti micro alloyed ultra-high strength Steel. *Materials Science & Engineering A*, vol. 705, pp. 249–256.
- [24] W. F. Hosford, R. M. Caddell, (2011) “Metal forming: mechanics and metallurgy” ,Cambridge: Cambridge University Press.,
- [25] ASTM E 643-84, (1989), “Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material”, Annual Book of ASTM Standards, Section 3, Vol. 03.01, Pp. 885-888
- فرورونده دستگاه سختی سنجی و سبب افزایش مقدار سختی برای نمونه‌های مذکور شده است.
- ۴- نمونه Q-P، γ_R پایدار شده بیشتری نسبت به نمونه Q-P-T دارد.
- ۵- γ_R برای نمونه‌های Q-P و Q-P-T به ترتیب ۲۴/۸۱ و ۲۲/۳۷ درصد گزارش شد. کاهش γ_R در نمونه Q-P-T بدلیل انجام عملیات برگشت اضافی بوده که باعث خارج شدن مقداری از اتم های کربن از مارتزیت شده است.
- ۶- استحکام کششی و کرنش شکست نمونه Q-P به ترتیب ۱۰۶۲، ۲۴/۵۲ درصد گزارش شد.
- ۷- استحکام کششی و کرنش شکست نمونه Q-P-T به ترتیب ۸۹۴ MPa، ۲۷/۷۴ درصد گزارش شد.
- ۸- عدد اریکسون برای نمونه‌های Q-P و Q-P-T به ترتیب ۵/۷۵، ۷/۳۵ میلی متر گزارش شد. بنابراین شکل‌پذیری نمونه Q-P-T، نسبت به نمونه Q-P بیشتر است.

۵- مراجع

- [1] Bhadeshia, H.K.D.H. and Honeycombe, R. (2006), “Steels: Microstructure and Properties”, 3th Edn. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.
- [2] MQ. Liao, ZH. Lai, A. Bao, Y. Liu, RD. Zhao, Parameters optimization design of quenching and partitioning for best combination between strength and ductility using orthogonal experimental design. *J Iron Steel Res Int* , Vol. 26, pp. 1088-1095, 2019
- [3] AP Pierman, O Bouaziz, T Pardoen, PJ Jacques, L Brassart. The influence of microstructure and composition on the plastic behaviour of dual-phase steels. *Acta Mater*, Vol. 73, pp. 298-311, 2014
- [4] D. Edmonds, K. He, F. Rizzo, B. De Cooman, D. Matlock, and J. Speer, Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment, *Materials Science and Engineering A*, 2006, 438-440, pp. 25-34.
- [5] Sun, J. and Yu, H., “Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hotdipping galvanization during Q&P process”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 586, pp. 100-107, (2013).
- [6] 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).
- [7] Liu, H., Jin, X., Dong, H. and Shi, J., “Martensitic microstructural transformations from the hot stamping, quenching and partitioning process”, *Materials Characterization*, Vol. 62, pp. 223-227, (2011).
- [8] S. Wang, *Journal of Material Science*, 25, 187, 1990
- [9] J. Rassizadehghani, R. Voigt, *AFS Transaction*, 103, 791, 1994
- [10] T.C. Lomholt, Y. Adachi, J. Peterson, R. Steel, K. Pantleon, M.A. Somers, M.A. Microstructure Characterization of Friction Stir Spot Welded TRIP Steel, *Advanced Materials Research*, 2011, 409, pp. 275-280.
- [11] 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, p.1785-93.
- [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] M. Lutz, Effect and present application of the microalloying elements Nb, V, Ti, Zr and B in HSLA steels, *Proc. Of Inter . Conf. on HSLA steels '85*, 4-8 , Nov, Beijing, PP. 26-44, 1985