



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

علی الماسی¹، عباس کیان وش^{2*}، ابوالفضل توتونچی³

1- دانشجوی دکتری، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تبریز، تبریز

2- استادیار، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تبریز، تبریز

3- استادیار، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تبریز، تبریز

* تبریز، صندوق پستی 5166616471، akianvash@tabrizu.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

فولادهای با عملیات حرارتی کوئنچ - بخش بندی (Q-P¹) جزو نسل سوم فولادهای پیشرفته استحکام بالا (AHSS²) هستند که به دلیل داشتن مجموعه قابل توجهی از خواص مکانیکی شامل استحکام بالا به همراه انعطاف پذیری مناسب گسترش یافته‌اند. بخش بندی یک عملیات حرارتی جدید مبتنی بر نفوذ کربن از فاز مارتنزیت (M) به فاز آستنیت باقیمانده (γ_R) است. در این پژوهش نخست آلیاژ با ترکیب شیمیایی $0/054\text{wt}\% \text{Al} - 0/21\text{wt}\% \text{C} - 2/2\text{wt}\% \text{Mn} - 1/5\text{wt}\% \text{Si} - 0/08\text{wt}\% \text{Ti}$ حاوی $0/08\text{wt}\% \text{Ti}$ به عنوان یک میکروآلیاژ در یک کوره ذوب القایی در خلا (VIM)³ تهیه شد. عملیات تصفیه و تخلیص آلیاژ با استفاده از یک کوره پالایش با سرباره الکتریکی (ESR)⁴ انجام و پس از کاهش گوگرد و اکسیژن، آلیاژ بصورت شمش ریخته گری گردید. شمش مزبور بمدت 3 ساعت در دمای 1200°C تحت عملیات حرارتی همگن سازی قرار گرفت. شمش همگن سازی شده توسط فرآیندهای نورد گرم و سرد بصورت ورقی به ضخامت $1/5\text{ mm}$ نورد شد. پس از اعمال عملیات حرارتی کوئنچ-برگشت (Q-T⁵) و کوئنچ- بخش بندی - برگشت (Q-P-T⁶) 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 نمونه‌های قرار گرفته تحت عملیات حرارتی Q-P-T مجموعه مطلوب‌تری از استحکام و انعطاف پذیری نسبت به نمونه‌های Q-T دارند. استحکام و کرنش شکست نمونه‌های Q-P-T به ترتیب برابر 1050 MPa و 24% و نمونه‌های Q-T برابر 1185 MPa و 18% اندازه‌گیری شدند. نمونه‌های Q-P-T ضمن حفظ استحکام بالا، انعطاف پذیری بیشتری را نسبت به نمونه‌های Q-T از خود نشان دادند.

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 16 تیر 1400

داوری اولیه: 31 تیر 1400

پذیرش: 31 مرداد 1400

کلیدواژگان:

کوئنچ- بخش بندی (Q-P)

آستنیت باقی‌مانده

استحکام کششی

کرنش شکست

میکروآلیاژ

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

Ali Almasi, Abbas Kian Vash*, Abolfazl Tutunchi

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

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

Article Information

Original Research Paper

Received: 7 July 2021

First Decision: 22 July 2021

Accepted: 22 August 2021

Keywords:

Quenching-Partitioning Heat

Treatments (Q-P)

Retained Austenite

Tensile Strength

Fracture Strain

Micro-Alloy

Abstract

Steels with quenching-partitioning (Q-P) heat treatments are the third generation of advanced high strength steels (AHSS) which have been developed due to their interesting combination of mechanical properties including high strength with good flexibility. Partitioning is based on carbon diffusion from martensite (M) to residual austenite (γ_R). In the present investigation, an alloy with a weight composition of % Al 0.054 - % Si 1.5 - % Mn 2.2 - % C 0.21 - Fe containing 0.08% Ti as a micro-alloy was prepared using a vacuum induction melting (VIM) furnace. Purification was performed using an eletro-slag refining (ESR) furnace to reduce sulfur and oxygen and then the molten alloy was cast as an ingot. The ingot was then homogenized at 1200°C for 3 hours. The homogenized ingot was then rolled to 1.5 mm thickness sheet by hot and cold rolling processes. After quenching-tempering (Q-T) and quenching-partitioning-tempering (Q-P-T) treatments, the properties of the samples were evaluated by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction analysis (XRD), micro-hardness, tensile and Erichsen tests. The Q-P-T samples showed more favorable combination of strength and flexibility in comparison to Q-T samples. The strength and fracture strain of Q-P-T and Q-T samples were 1050 MPa , 24% , and 1185 MPa , 18% , respectively. The Q-P-T samples with remarkably higher strength, showed significantly higher flexibility.

¹ Quenching - Partitioning

² Advanced high strength steel

³ Vacuum Induction Melting

⁴ Electro Slag Refining

⁵ Quenching - Tempering

⁶ Quenching - Partitioning

Please cite this article using:

A. Almasi, A. Kian Vash, A. Tutunchi, Comparison of the effect of quenching-tempering (Q-T) and quenching-partitioning-tempering (Q-P-T) heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a high strength steel containing Ti micro-alloy, Iranian Journal of Manufacturing Engineering, Vol. 8, No. 5, pp. 43- 50, 2021 (in Persian)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

1- مقدمه

و در نتیجه کاهش وزن نهایی ورق مورد استفاده در بدنه خودرو، منجر به کاهش مصرف سوخت و بالا رفتن ایمنی سرنشینان خودرو می‌شود. همچنین این فولادها بدلیل خاصیت جذب انرژی به هنگام تغییر شکل‌های زیاد، برای استفاده در صنعت خودرو سازی مناسب می‌باشند [10]. بهبود خواص در فولادهای میکروآلیاژ ریختگی بستگی به کنترل رسوب گذاری کاربیدها، نیتrideها و کاربونیتریدها دارد که این امر نیاز به انتخاب دقیق ترکیب شیمیایی و فرایند عملیات حرارتی ذریبط است [11]. تیتانیوم با تشکیل ذرات بسیار پایدار نیتride تیتانیوم، مؤثرترین عنصر در قفل کردن مرز دانه‌ها و جلوگیری از رشد دانه‌ها می‌باشد. با تثبیت نیتروژن توسط تیتانیوم، می‌توان از تشکیل نیتride آلومینیم در مرز دانه‌های 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 نیتride آلومینیم نیز حفظ شود [12]. در چند دهه گذشته، فولادهای پیشرفته استحکام بالا (AHSS) برای رسیدن به ترکیب بهتری از استحکام و شکل پذیری مناسب مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. این فولادها به سه نسل طبقه بندی می‌شوند. نسل اول، شامل فولادهای مارتنزیتی و فولادهای پایه فریتی شامل (فولادهای دوفازی، با رفتار مومسانی حاصل از استحاله تریپ³ (TRIP) و چندفازی) می‌باشند. اگر چه استحکام فولادهای نسل اول بسیار بیشتر از فولادهای متداول استحکام بالا است، اما انعطاف پذیری محدود آنها، مشکل بزرگی محسوب می‌شود. نسل دوم، فولادهای بر پایه ریزساختار آستنیتی بوده و فولادهای پراآلیاژتری هستند. فولادهای با رفتار مومسانی حاصل از دوقلویی (TWIP⁴)، فولادهای با چگالی نسبی پایین تر و رفتار مومسانی خوب (L-IP⁵) و فولاد با رفتار مومسانی حاصل از تشکیل باند برشی (SIP⁶)، انواع متفاوت فولاد در این نسل هستند. در این فولادها زمینه آستنیتی نرم، شکل پذیری بهتری را نسبت به فولادهای نسل اول فراهم می‌کند. اما درصد بالای عناصر پایدار کننده فاز آستنیت (مثلاً 20 درصد وزنی منگنز و نیکل)، استفاده از این فولادها را به دلیل قیمت بالا و چالش‌های فرآوری مرتبط با آن، محدود می‌کند. نسل سوم، فولادهای Q-P هستند که فولادهایی با مجموعه بهتری از استحکام و انعطاف پذیری نسبت به فولادهای نسل اول و قیمت پایین تر نسبت به فولادهای نسل دوم می‌باشند.

به منظور تولید خودروهایی با مصرف سوخت کمتر و افزایش ایمنی مسافران، خودروسازان به فولادهای با استحکام بیشتر و شکل پذیری خوب نیاز دارند [1، 2]. اسپیر و همکاران در سال 2003 فرایند عملیات حرارتی جدیدی را مبتنی بر نفوذ کربن از مارتنزیت (M) به آستنیت باقی مانده (γ_R) تعریف کردند و آن را فرایند را کوئنچ - بخش بندی (Q-P) نام گذاری کردند تا از فولادهای کوئنچ - برگشت (Q-T) متمایز باشند [3]. فولادهای کوئنچ بخش بندی از لحاظ عناصر آلیاژی شبیه فولادهای TRIP هستند که عمدتاً حاوی C، Mn و Si هستند [4، 5]. در دهه‌های اخیر و با توسعه صنعت خودروسازی، چالش‌های جدیدی برای انتخاب یک فولاد مناسب که دارای مجموعه مناسبی از استحکام و انعطاف پذیری باشد، ایجاد شده است. فولادهای دو فازی (DP¹) که در سال 1975 کشف شد، به دلیل داشتن مجموعه مناسبی از استحکام و انعطاف پذیری توجه متالورژیست‌های برجسته و فولاد سازان را جلب کرده‌اند [6، 7]، اما انتخاب یک ترکیب شیمیایی مناسب برای دستیابی به ریزساختاری شامل مارتنزیت و آستنیت باقی مانده ضروری است و همچنین این فولاد باید قادر به برآوردن شرایط زیر هم باشد: الف - جلوگیری از وقوع واکنش‌های رقابتی و اجتناب از تشکیل کنترل نشده فریت یا پرلیت در مرحله ی کوئنچ اولیه. ب - به تاخیر انداختن تشکیل بینیت و کاهش دمای شروع استحاله بینیت به منظور به حداقل رساندن اشتراک ممکن بین بخش بندی کربن از مارتنزیت به آستنیت و تشکیل بینیت. پ - به حداقل رساندن رسوب کاربید در مرحله ی بخش بندی بطوری که بیش ترین مقدار کربن از مارتنزیت به آستنیت نفوذ کند، زیرا کاربیدها به عنوان منبع جذب کربن عمل می‌کنند. شرایط الف و ب ایجاب می‌کند که فولاد شامل عناصر آلیاژی مثل منگنز، نیکل و کروم [8] باشد که این عناصر باعث افزایش پایداری آستنیت (γ) و کاهش دمای شروع بینیت، تامین سختی پذیری کافی در فولاد شده و احتمال وقوع استحاله دما بالای آستنیت به فریت - بینیت را در مرحله کوئنچ کاهش می‌دهند. در مورد شرط (پ)، از عناصر آلیاژی مثل سیلیسیم یا آلومینیوم استفاده می‌شود. سیلیسیم به دلیل قابلیت انحلال نزدیک به صفر در فاز سمنتیت، برای جلوگیری از تشکیل سمنتیت در عملیات حرارتی دما پایین مارتنزیت مناسب است [9]. فولادهای پیشرفته استحکام بالا (AHSS²) به دلیل دارا بودن استحکام بالا

³ Transformation-Induced Plasticity⁴ Twinning-Induced Plasticity⁵ Lightweight Steel with Induced Plasticity⁶ Shear Band Formation Induced Plasticity¹ Dual-phase steels² Advanced High strength steel

جدول 1 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
درصد وزنی	Rest.	0/08	0/054	0/009	0/02	1/5	2/2	0/8	0/21

شمش‌های ریخته شده به مدت 3 ساعت در یک کوره با اتمسفر کنترل شده در دمای 1200°C تحت عملیات حرارتی همگن کردن قرار گرفت. کنترل ترکیب شیمیایی شمش‌ها با استفاده از دستگاه کوانتومتر از سه نقطه مختلف 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، ورق‌ها با ضخامت تقریبی 1/5 mm تولید شد. برای اطمینان از سالم بودن ورق‌ها و عدم وجود ترک در سطح آن، آزمایش غیرمخرب مایعات نافذ (LPT¹) انجام گردید.

برای بررسی استحکام و شکل‌پذیری فولادها آزمون کشش انجام گردید. برای این منظور نمونه‌های کشش مطابق استاندارد ASTM E8M-99 آماده گردیدند. شکل 1 ابعاد نمونه‌های آماده شده برای تست کشش با استفاده از فرآیند لیزر را نشان می‌دهد. نمونه‌های آماده شده توسط لیزر پس از انجام عملیات سنباده زنی و پلیسه‌گیری تحت فرآیند عملیات حرارتی Q-T و Q-P-T قرار گرفتند.

مراحل مختلف عملیات حرارتی شامل آستنیت‌ه کردن و بخش بندی در کوره‌های مختلف حمام نمک مذاب با ترکیب‌های شیمیایی مندرج در جدول 2 انجام شد.

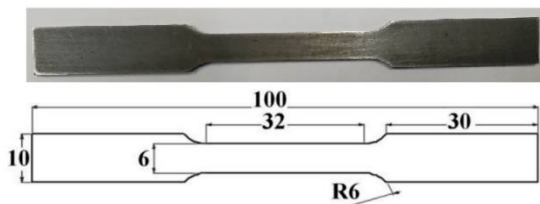


Fig. 1 Dimensions of tensile test specimens according to ASTM E8M-99 standard in mm.

شکل 1 ابعاد نمونه‌های تست کشش مطابق استاندارد ASTM E8M-99 بر حسب mm.

جدول 2 نمک‌های مورد استفاده در کوره‌های حمام نمک مذاب.

Table 2 Salts used in bath furnaces molten salt.

نوع عملیات	50 درصد وزنی	50 درصد وزنی
آستنیت‌ه کردن (890) °C	NaCl	NaCO ₃
سرمایش پس از آستنیت‌ه کردن در زیر دمای (290Ms) °C	KN ₃	NaNO ₂
بخش بندی پس از سرمایش اولیه در بالای دمای (390Ms) °C	KN ₃	NaNO ₂

¹ Liquid penetrant testing

عناصر آلیاژی کمتر و قیمت پایینتر، از ویژگی‌های مهم این فولادها می‌باشند [13، 14]. بدیهی است که مهمترین جاذبه این نوع فولادها نسبت به فولادهای پرآلیاژی دارای خواص مشابه، قیمت تمام شده کمتر آنها است. لازم به ذکر است که در سال‌های اخیر تولید و مصرف فولادهای میکروآلیاژی به علت ویژگی‌های مکانیکی بسیار خوب و هزینه تولید پایین آنها بسیار مورد توجه بوده است. معمولاً در این فولادها، میزان عناصر آلیاژی - به جز منگنز زیر 0/1 درصد وزنی است [15]. در حال حاضر تولید فولادهای میکروآلیاژ بخش عمده تولید را در کارخانه‌های بزرگ فولادسازی تشکیل می‌دهد [16]. فولادهای Q-P را می‌توان در رده فولادهای میکروآلیاژ قرار داد. در فرایند Q-P کنترل کامل کسر مارتزیت (فاز قوی) و غنی شدن کربن در آستنیت امکان‌پذیر است. این ویژگی، فولادهای Q-P را از سایر فولادهای پیشرفته استحکام بالا متمایز می‌کند [17]. در کار پژوهشی حاضر مقایسه تاثیر عملیات حرارتی کوئنچ - برگشت (Q-T) و کوئنچ - بخش بندی - برگشت (Q-P-T) بر ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد استحکام بالای حاوی میکروآلیاژ Ti بررسی شده است.

2- مواد و روش تحقیق

هدف از انجام این پژوهش افزایش استحکام و شکل‌پذیری ورق جهت استفاده در بدنه خودرو می‌باشد. متأسفانه تا کنون پژوهشی برای افزایش استحکام و انعطاف پذیری فولادهای ورق حاوی میکرو آلیاژ Ti با عملیات حرارتی Q-P-T انجام نشده است. در این پژوهش مقایسه فولادهای نسل اول (Q-T) با فولادهای نسل سوم (Q-P-T) انجام گرفت. عملیات حرارتی Q-T متداول ترین روش افزایش استحکام برای فولادها می‌باشد، ولی در این روش انعطاف‌پذیری پایین می‌باشد. بنابراین برای بدست آوردن انعطاف‌پذیری بالا همراه با استحکام مناسب عملیات حرارتی Q-P-T انجام گرفت. با توجه به اینکه ورق‌ها با ترکیب شیمیایی مورد نظر برای انجام این پژوهش در بازار وجود نداشت. بنابراین ترکیب‌های شیمیایی مندرج در جدول 1 پس از ذوب در یک کوره VIM با ظرفیت 25 کیلوگرم به صورت شمش ریخته گری شد. وجود آخالها تاثیر زیادی 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 خالص سازی با استفاده از کوره ESR انجام شد. برای به حداقل رساندن درصد تلفات و کسب یک ساختار همگن، عناصر آلیاژی موجود در فولاد بصورت فروآلیاژ به ترکیب فولاد اضافه شدند.

از آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) استفاده شد.

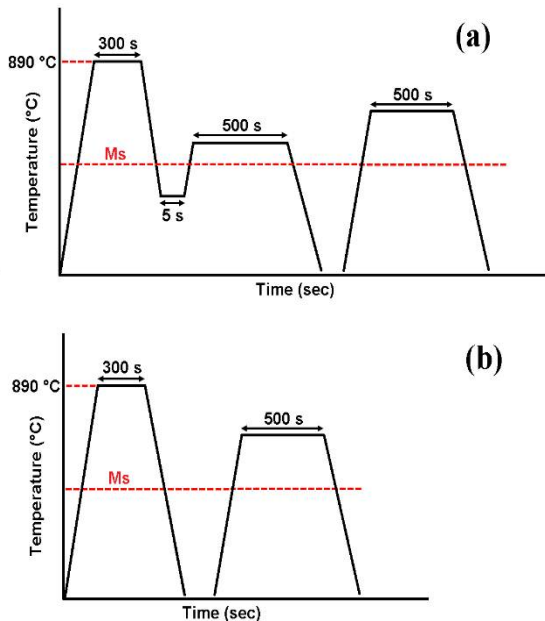


Fig. 2 Schematic of heat treatment (a) Q-P-T, (b) Q-T.

شکل 2 شماتیک عملیات حرارتی (الف) Q-P-T و (ب) Q-T.

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 1/5406 آنگستروم انجام شد. نمونه‌ها در گستره زاویه 2 θ از 40 تا 100 با گام 0/02 روبش شدند. پیک‌های (200)، (220) و (311) مربوط به فاز γ و پیک‌های (110)، (200) و (211) مربوط به فاز α (M) بوده که $V\gamma_R$ بر اساس رابطه (3) طبق استاندارد ASTM E975-84، محاسبه شد [21].

$$V_\gamma \quad (3)$$

در رابطه فوق، V_γ کسر حجمی آستنیت باقیمانده، I_α و I_γ به ترتیب شدت میانگین پیک‌های مذکور برای فاز α و γ (M) است. برای بدست آوردن استحکام کششی و انعطاف پذیری نمونه‌ها از دستگاه کشش (Zwick Z100, Germany)، برای محاسبه سختی از دستگاه میکروسختی (SCTM Hv-1000Z) و برای تعیین شکل‌پذیری ورق‌ها از آزمون اریکسون² استفاده شد.

3- نتایج و بحث

برای بررسی ریزساختار نمونه‌ها از تصاویر SEM استفاده شد که در شکل 3 نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل 3- الف مشاهده می‌شود، ریزساختار نمونه خام شامل فریت (α) و

دمای Ms ورق مورد نظر بر اساس ترکیب شیمیایی و اندازه دانه γ توسط نرم‌افزار J.Mat.pro و رابطه تجربی (1) [18]، به ترتیب 352 °C و 344 °C بدست آمد. بنابراین در این پژوهش دمای Ms نمونه مورد نظر 350°C انتخاب گردید.

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

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 [19]. بنابراین آستنیت کردن 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 (2) 938°C محاسبه گردید. لذا عملیات آستنیت کردن نمونه‌ها در دمای 890°C انجام شد.

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

با مطالعه مقالات متعدد و مشابه، برای آستنیت شدن کامل فولاد، محدوده 200-400s به عنوان زمان آستنیت کردن پیشنهاد شده است. با توجه به بهینه‌سازی دمای بخش‌بندی در عملیات حرارتی Q-P [20]، مقایسه عملیات حرارتی Q-T و Q-P-T در دمای بهینه بخش‌بندی 390°C انجام گرفت. در عملیات حرارتی Q-T نمونه در دمای 890°C به مدت 300s در یک کوره حمام نمک مذاب آستنیت کامل گردید و سپس با تلاطم شدید در آب کوئنچ شد و مرحله برگشت در دمای 500°C به مدت سپس 500s انجام گردید. در عملیات حرارتی Q-P-T نمونه در دمای 890°C به مدت 300s در کوره حمام نمک مذاب آستنیت کامل گردید مرحله‌ی کوئنچ در دمای 290°C به مدت 5s و بخش بندی در دمای 390°C به مدت زمان 500s در یک کوره حمام نمک مذاب انجام و سپس با تلاطم شدید در آب کوئنچ شد و مرحله برگشت در دمای 500°C به مدت 500s انجام گردید. پس از انجام عملیات حرارتی همه نمونه‌ها توسط عملیات سنباده زنی اکسیدزایی سطحی گردید. دلیل آستنیت کردن نمونه‌ها در کوره حمام نمک مذاب، به علت جلوگیری از اکسید شدن نمونه‌ها می‌باشد. در شکل 2 سیکل عملیات حرارتی مورد استفاده در عملیات حرارتی Q-T و Q-P-T خلاصه شده است.

مطالعات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی¹ و برای تعیین کسر حجمی آستنیت باقی‌مانده ($V\gamma_R$)،

² Erichsen Test

¹ SEM. LEO 440i, England

شکل 4، الگوی پراش اشعه X برای نمونه‌های Q-P-T و Q-T را نشان می‌دهد. اندازه‌گیری کسر حجمی آستنیت باقیمانده به کمک الگوی تفرق، مطابق رابطه (2) و با استفاده از شدت پیک‌های اصلی $\alpha(110)$ و $\gamma(200)$ قابل محاسبه است.

در رابطه فوق، V_γ به عنوان کسر حجمی آستنیت باقی‌مانده، I_α و I_γ به ترتیب شدت پیک‌ها برای فاز α و γ ، مقدار V_γ برای فولاد Q-T و Q-P-T به ترتیب $28/5$ و $14/7$ درصد محاسبه گردید. لذا انتظار بر این است که نمونه Q-P-T به دلیل داشتن کسر حجمی بالاتری از γ نسبت به نمونه Q-T، دارای استحکام بالاتری باشد، اما علاوه بر کسر حجمی γ ، عوامل دیگری از جمله ریزساختار، اندازه دانه نهایی، درصد کربن در γ و ... نیز بر خواص مکانیکی فولاد مؤثر 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 3 بار تست کشش انجام شد. در شکل 5، تصویر نمونه‌های مورد استفاده پس از انجام تست کشش آورده شده است.

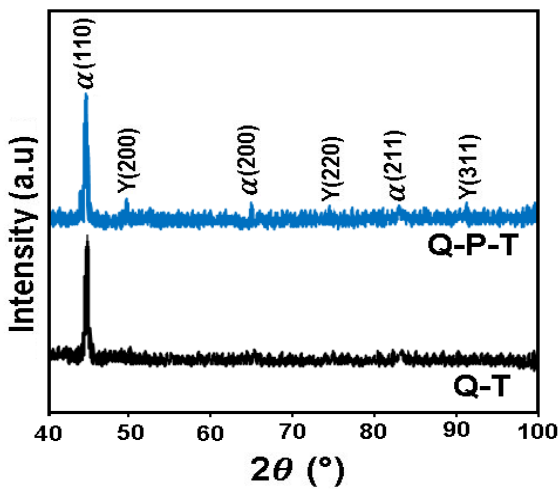


Fig. 4 XRD pattern of Q-P-T and Q-T samples.

شکل 4 الگوی XRD نمونه‌های Q-P-T و Q-T.



Fig. 5 Samples used after tensile testing.

شکل 5 نمونه‌ها مورد استفاده پس از انجام تست کشش.

پرلیت (P) می‌باشد. شکل 3-ب ریزساختار نمونه Q-T دارای M و مقدار کمتر γ_R پایدار شده است. شکل 3-ج ریزساختار نمونه Q-P-T، M و γ_R پایدار شده است. همان‌طور که در تصاویر مشاهده می‌شود میزان نسبی γ_R در نمونه Q-P-T نسبت به نمونه Q-T بیشتر است. هر چقدر میزان γ_R بیشتر باشد در حین اعمال کرنش به M تبدیل شده و باعث افزایش استحکام خواهد شد. بنابراین انتظار می‌رود نمونه Q-P-T دارای مجموعه بهتری از خواص مکانیکی شامل استحکام کششی نهایی و شکل‌پذیری نسبت به نمونه Q-T دارا باشد.

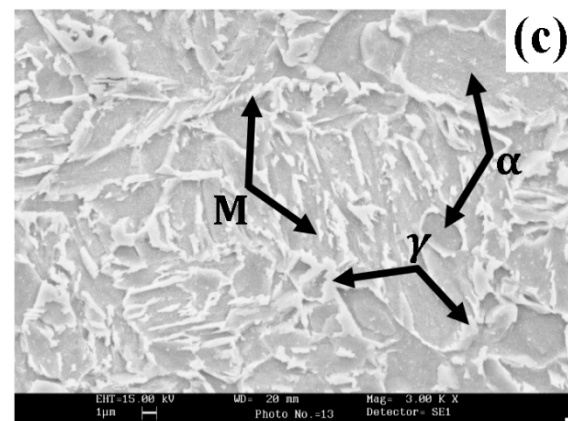
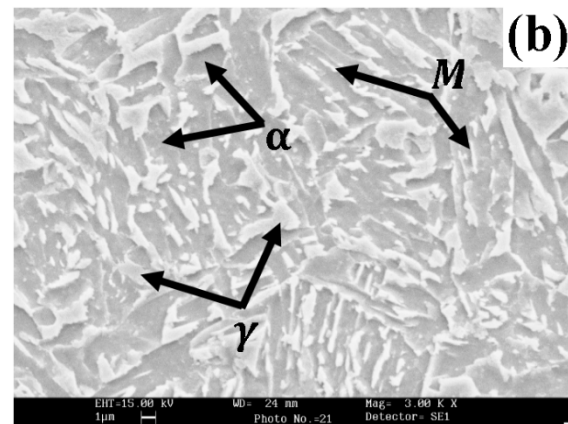
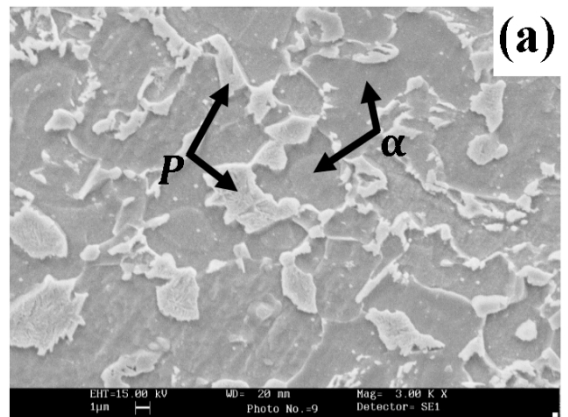


Fig. 3 SEM image of samples (a) raw, (b) Q-P-T, (c) Q-T.

شکل 3 تصویر SEM از نمونه‌های (الف) خام، (ب) Q-P-T، (ج) Q-T.

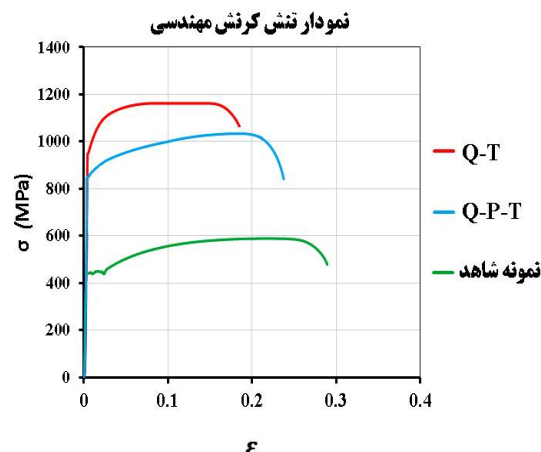


Fig. 6 Strain stress diagram for the samples used in this research.

شکل 6 نمودار تنش کرنش برای نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش.

جدول 3 خواص مکانیکی نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش.

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

نمونه‌ها	Hv	UTS (MPa)	Elong %	UTS (MPa)	Elong %
Q-T	287±7	980±45	1185±60	18±0/7	1070±55
Q-P-T	375±5	850±55	1050±55	24±0/4	835±35
نمونه شاهد	153±9	430±30	590±45	28±0/6	490±25

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 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 مقایسه‌ای بین دو ورق، ورقی که عدد اریکسون بیشتری داشته باشد، دیرتر پاره می‌شود لذا قابلیت شکل‌پذیری بیشتری دارد [22]. برای انجام آزمایش اریکسون در این پژوهش، مطابق استاندارد DIN-50101 قالب اریکسون مطابق استاندارد طراحی و ساخته شد، همان‌طور که در شکل 7 مشاهده می‌شود ضخامت ورق a ، عمق نفوذ سنبه در قالب h و در نهایت $1IE$ بیانگر مقدار عدد اریکسون می‌باشد [23]. در این آزمایش از سنبه‌ای به قطر 20 میلی‌متر که با سرعت ثابت 10mm/min حرکت می‌کند، استفاده شد.

در شکل 6، نمودار تنش کرنش و در جدول شماره 3 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 قابل قبول نسبت به نمونه Q-T 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 BCT و BCC دارد. لذا با افزایش γ استحکام افزایش می‌یابد. با توجه به نتایج XRD، درصد γ در نمونه Q-P-T 28/5 درصد و در نمونه Q-T، 14/7 درصد است. با توجه به میزان γ_R بیشتر در نمونه Q-P-T، در حین اعمال کرنش، γ_R پایدار به M تبدیل می‌شود و باعث افزایش استحکام و انعطاف پذیری این نمونه می‌شود. ولی در نمونه Q-T در مرحله اول کوئنچ میزان M زیاد و γ_R کمتر است، که در مرحله برگشت γ_R کمتری پایدار شده است، در نتیجه این نمونه استحکام بیشتر به دلیل M زیاد و شکل‌پذیری کمتر به دلیل γ_R کمتر از خود نشان داده است. همچنین در شکل 6 نمودار تنش کرنش نمونه شاهد (بدون عملیات حرارتی) نشان داده شده است. که دارای استحکام کمتر و شکل‌پذیری بیشتری است که با انجام عملیات حرارتی استحکام افزایش می‌یابد همان‌طور که مشاهده می‌شود، کرنش شکست نمونه Q-P-T نسبت به نمونه Q-T بیشتر است.

به غیر از استحکام و انعطاف پذیری، سختی سطح نمونه‌ها توسط میکروسختی سنجی Hv محاسبه شد (جدول 4) همان‌طور که مشاهده می‌شود نمونه عملیات حرارتی Q-P-T نسبت به نمونه Q-T دارای سختی زیادی است. چون در طی عملیات حرارتی Q-P-T، فاز مارتنزیت (M) و γ_R باقی‌مانده غنی از کربن تشکیل می‌شود و در حین سختی سنجی (اعمال کرنش) γ_R پایدار شده به M ‌های ریز سوزنی تبدیل می‌شود. ولی در نمونه Q-T فازهای تشکیل دهنده شامل M و γ_R کمتر است.

برای نمونه Q-P-T و Q-T به ترتیب 375Hv و 287 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-T، 23/46 درصد بیشتر از سختی نمونه Q-T است. مقدار سختی گزارش شده در جدول 3، میانگین حاصل از نتایج 3 بار تکرار در آزمون میکروسختی سنجی تحت بار 10kN به مدت 15s برای هر نمونه است.

چون ورق مورد استفاده در این پژوهش برای استفاده در بدنه خودرو می‌باشد، بنابراین آزمایش شکل‌پذیری برای نمونه‌های Q-P-T و Q-T انجام شد.

¹ Index of Erichsen

4- نتیجه گیری

- با انجام عملیات حرارتی Q-P-T و Q-T استحکام نمونه‌ها نسبت به نمونه شاهد افزایش قابل توجهی داشته است.
- نمونه Q-P-T نسبت به نمونه Q-T دارای مجموعه بهتری از انعطاف پذیری و استحکام است.
- میزان مارتنزیت تشکیل شده در ریزساختار نمونه Q-T نسبت به نمونه Q-P-T بیشتر است.
- نمونه Q-P-T، دارای γ_R پایدار شده بیشتر نسبت به نمونه Q-T است. V_V برای فولاد Q-P-T و Q-T به ترتیب 28/5 و 14/7 درصد گزارش شد.
- استحکام و کرنش شکست نمونه Q-P-T، به ترتیب 1185 MPa، 18 و 1050 MPa، 24 درصد گزارش شد.
- نمونه Q-P-T، دارای سختی بیشتر نسبت به نمونه Q-T است. عدد سختی نمونه Q-P-T، 375 Hv و نمونه Q-T، 287 گزارش شد.
- شکل پذیری نمونه Q-P-T، نسبت به Q-T بیشتر است. عدد اریکسون برای نمونه Q-P-T، 7/15 میلی‌متر و برای نمونه Q-T، 4/7 میلی‌متر گزارش شد.
- انعطاف پذیری نمونه Q-T نسبت به نمونه Q-P-T کمتر بوده و بنابراین شکل پذیری پایین تری نیز از خود نشان داده است.
- پایین بودن انعطاف پذیری و شکل پذیری نمونه Q-T نسبت به نمونه Q-P-T بدلیل فاز مارتنزیت بیشتر در این نمونه است.

5- مراجع

- [1] Liao MQ, Lai ZH, Bao A, Liu Y, Zhao RD. 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
- [2] Pierman AP, Bouaziz O, Pardoën T, Jacques PJ, Brassart L. The influence of microstructure and composition on the plastic behaviour of dual-phase steels. Acta Mater, Vol. 73, pp. 298-311, 2014
- [3] 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, Vols. 438-440, pp. 25-34, 2006.
- [4] Carola CC, Cees K, Jilt S, Maria Jesus S. 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
- [5] Peng F, Xu Y, Li J, Gu X, Wang X. Interaction of martensite and bainite transformations and its

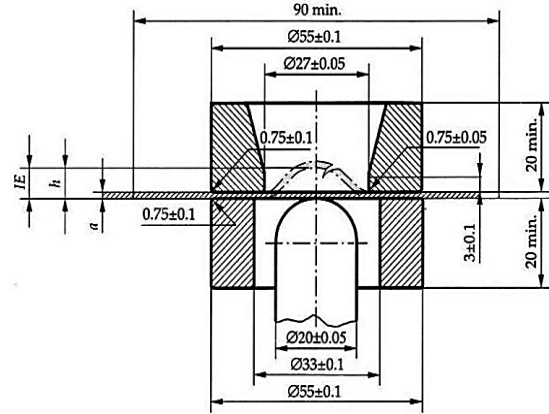


Fig. 7 Schematic of the Erickson test design used in this study in accordance with the standard DIN-50101 [23].

شکل 7 شماتیک طرح آزمایش اریکسون مورد استفاده در این پژوهش مطابق با استاندارد DIN-50101 [23].

آزمایش شکل پذیری بر روی نمونه‌های عملیات حرارتی Q-P-T و P-T توسط آزمون اریکسون انجام شد. شکل 8 آزمایش اریکسون و برآمدگی‌های ایجاد شده را برای نمونه‌های Q-P-T و Q-T را نشان می‌دهد. با استفاده از این آزمایش عدد اریکسون برای نمونه Q-P-T، 7/15 میلی‌متر و برای Q-T، عدد 4/7 میلی‌متر بدست آمد. بنابراین شکل پذیری نمونه Q-P-T نسبت به نمونه Q-T بیشتر می‌باشد. در سطح برآمدگی نمونه Q-T ترک مشاهده می‌شود که ناشی از شکل پذیری پایین این نمونه نسبت به Q-P-T می‌باشد.

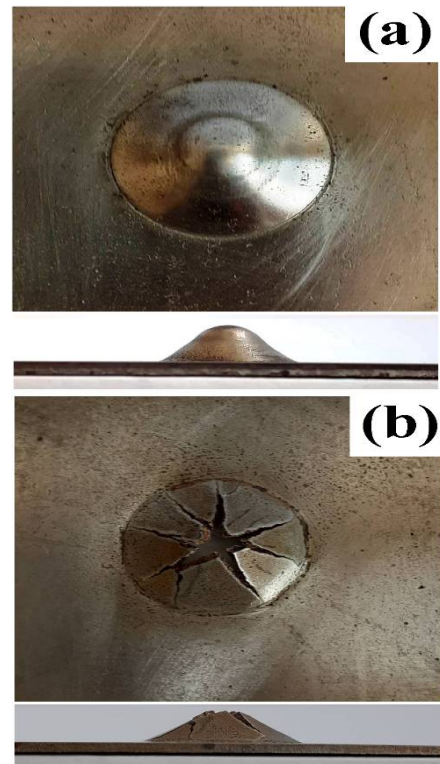


Fig. 8 Ductility y of specimens (a) Q-P-T and (b) Q-T.

شکل 8 شکل پذیری نمونه‌های (الف) Q-P-T و (ب) Q-T.

- Metallurgy and Applications, Beijing, China, November, p. 15, 1985.
- [16] 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
- [17] 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.
- [18] E. Rowland, S. Lyle, The application of MS points to case depth measurement, Trans. ASM 37 27-47, 1946.
- [19] M. Htun, S. Kyaw, K. Lwin. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of spring steel, Journal of Metals, Materials and Minerals, 18(1) 191-197, 2008.
- [20] A. almasi, A. Kian Vash, Investigation of quenching partitioning tempering (Q-P-T) Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a High Strength Steel Containing Ti Microalloy, 8th Conference on Materials Engineering and Metallurgy 2019. (in Persian فارسی)
- [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.
- dependence on quenching temperature in intercritical quenching and partitioning steels[J]. Mater Design, Vol. 181, pp. 107921, 2019
- [6] N. Fonstein, Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties. 2015.
- [7] S. Hayami T. Furukawa, A family of high-strength cold-rolled steels, in Union Carbide Corporation, p. 311, 1975
- [8] M. Santofimia, L. Zhao, R. Petrov, C. Kwakernaak, W. Sloof, J. Sietsma, Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel, Acta Materialia, Vol. 59, pp. 6059-6068, 2011.
- [9] H. Liu, X. Jin, H. Dong, J. Shi, Martensitic microstructural transformations from the hot stamping, quenching and partitioning process, Materials Characterization, Vol. 62, pp. 223-227, 2011.
- [10] H. Bhadeshia, R. Honeycombe, Steels: Microstructure and Properties, 3th Edn. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2006.
- [11] J. Rassizadehghani, R. Voigt, AFS Transaction, 103, 791, 1994
- [12] S. Wang, Journal of Material Science, 25, 187, 1990
- [13] J. Speer, E. De Moor, K. Findley, D. Matlock, B. De Cooman, D. Edmonds, Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 42A, pp. 3591-3601, 2011.
- [14] D. Matlock, J. Speer, E. De Moor, P. Gibbs, Recent Developments in Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications: An Overview, JESTECH, Vol. 15(1), pp. 1-12, 2012.
- [15] J. Woodhead, S. Keown, Proceedings, ASM International Conference on HSLA Steels,