

مقایسه تاثیر عملیات حرارتی کوئنچ - بخش بندی (Q-P) و تریپ (TRIP) بر ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد استحکام بالای حاوی میکرو آلیاژ Ti

علی الماسی
 عباس کیان و ش*
 ابوالفضل توتونچی

دانشجوی 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

چکیده

عملیات حرارتی تریپ (TRIP) و کوئنچ- بخش بندی (Q-P) از مهمترین روش های تولیدی فولادهای پیشرفته با استحکام بالا (AHSS) است. اصول عملیات حرارتی مذکور مبتنی بر نفوذ کربن از مارتنزیت به آستنیت باقیمانده (γ_R) و پایداری γ_R است. در پژوهش حاضر، یک فولاد استحکام بالا حاوی میکروآلیاژ Ti تحت عملیات حرارتی Q-P، TRIP و کوئنچ - برگشت (Q-T) قرار گرفته و از لحاظ ریزساختار و خواص مکانیکی مورد مقایسه قرار گرفته است. مقایسه تاثیر عملیات های مذکور بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، آنالیز اشعه ایکس (XRD)، ریزسختی سنجی و متالوگرافی انجام شد. نتایج بدست آمده نشان داد که نمونه ای که تحت عملیات Q-P قرار گرفته است، شکل پذیری و استحکام بهتری نسبت به TRIP دارد. استحکام و شکل پذیری نمونه حاصل از Q-P به ترتیب ۱۰۷۰ و ۲۴ درصد گزارش شد. استحکام و شکل پذیری نمونه حاصل از TRIP نیز به ترتیب ۱۱۶۰ MPa و ۱۹ درصد گزارش شد.

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

Comparison the effect of Q-P and TRIP heat-treatments on the microstructure and mechanical properties of a high strength steel containing Ti micro-alloy

A. Almasi
 A. Kian vash
 A. Tutunchi

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

TRIP and Q-P are the main methods to produce advanced high-strength steels (AHSS). These heat treatment methods are based on the penetration of carbon from martensite to retained austenite (γ_R) and therefore stabilization of γ_R . In the present study, a high strength steel containing Ti micro-alloy element heat treated by Q-P, TRIP and direct quenching (Q-T) followed by comparison of their microstructure and mechanical properties. The effect of these treatments on the microstructure and mechanical properties of the steel was studied and compared by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), micro-hardness and metallography. The results showed that the sample that underwent Q-P operation has better ductility and strength than TRIP. The strength and ductility of the Q-P sample were reported to be 1070 MPa and 24%, respectively. The strength and ductility of the sample obtained from TRIP were reported 1160 MPa and 19%, respectively.

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

می شد [۴]. فولاد های دو فازی یک نوع از انواع فولاد های AHSS می باشد [۵]. فولادهای فوق مستحکم پیشرفته را می توان به سه گروه اصلی تقسیم بندی نمود: فولاد چندفازی، فولاد تریپ، فولاد دو فازی و مارتنزیتی که نسل اول فولاد های AHSS را تشکیل می دهند [۶]. این نسل از فولادها دارای استحکام کششی بالاتر از ۷۰۰ MPa هستند و درصد ازدیاد طول نسبی آنها تا ۳۰٪ می تواند افزایش یابد [۲]. فولادهای حاصل از دو فازی (TWIP) که دارای استحکام در محدوده ۱۲۰۰-۱۱۰۰ MPa و ازدیاد طول حدود ۶۰-۴۰ درصد هستند، برای رسیدن به خواص مکانیکی مطلوب تری نسبت به نسل پیشین توسعه یافتند [۷]. در دهه های اخیر فولاد های Q-P و فولادهای TRIP که نسل جدیدی از سری فولاد های AHSS هستند،

۱- مقدمه

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 [۱]. در دهه های اخیر و با توسعه صنعت خودروسازی، چالش جدیدی برای انتخاب یک فولاد مناسب که دارای مجموعه مناسبی از استحکام و انعطاف پذیری باشد، ایجاد شد. فولادهای دو فازی (DP^۱) که در سال ۱۹۷۵ کشف شد، به دلیل داشتن ترکیبی مناسب از استحکام و انعطاف پذیری توجه متالورژیست های برجسته و فولاد سازان را جلب کردند [۲ و ۳]. تحقیقات در حال رشد از فولادهای DP تنها تا اواسط دهه ۱۹۹۰ دیده

² Twinning-Induced Plasticity

¹ Dual-phase

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

تاریخ دریافت: ۰۰/۰۱/۲۴

تاریخ پذیرش: ۰۰/۰۵/۱۸

۲- مواد و روش تحقیق

عملیات حرارتی Q-P جزء نسل سوم فولادهای AHSS می باشد که می تواند 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 ضخامت های کمتر ورق مورد استفاده می باشد [۲۳]. تا کنون در ایران هیچ تحقیقی در رابطه با افزایش استحکام ورق حاوی میکروآلیاژ Ti با عمیات حرارتی Q-P صورت نگرفته است. لذا هدف از انجام این پژوهش افزایش استحکام و شکل پذیری ورق جهت استفاده در بدنه خودرو می باشد. 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 به صورت شمش ریخته گری شد. سپس برای به حداقل رساندن درصد تلفات و کسب یک ساختار همگن، تمامی عناصر آلیاژی موجود در فولاد بصورت فروآلیاژ به ترکیب فولاد اضافه شد. سپس این شمش ها به مدت ۳ ساعت در یک کوره با اتمسفر کنترل شده در دمای ۱۲۰۰°C قرار گرفت. کنترل ترکیب شیمیایی فولادها با استفاده از یک دستگاه کوانتومتر 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 و عدم وجود ترک در سطح آن ها، تست غیرمخرب با مایعات نافذ (LPT)^۲ بر روی آن ها انجام گردید.

جدول ۱- آنالیز شیمیایی فولاد مورد استفاده در این پژوهش

عنصر	C	Cr	Mn	Si	S	P	Al	Ti	Fe
درصد وزنی	0.21	0.8	2.2	1.5	0.02	0.009	0.054	0.08	Rest

برای بررسی استحکام و شکل پذیری فولادها 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 سناده زنی پلیسه گیری گردیدند و سپس تحت عملیات حرارتی Q-T، Q-P، Q-P و TRIP قرار گرفتند.



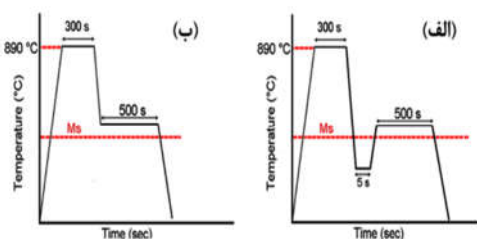
شکل ۱- ابعاد نمونه های تست کشش مطابق استاندارد ASTM E8M-99 بر حسب mm

مراحل مختلف عملیات حرارتی شامل آستنیت کردن، بخش بندی و تریپ در کوره های مختلف حمام نمک مذاب با ترکیب های شیمیایی مندرج در جدول ۲ انجام شد. هدف از آستنیت کردن

ظهور یافته اند. این فولادها دارای استحکام تسلیم بالاتر از ۳۰۰ MPa و استحکام کششی بالاتر از ۶۰۰ MPa هستند. و ازدیاد طول کل آنها بین ۶ تا ۲۷٪ تغییر می کند [۲]. بسیاری از محققین ارتباط بین خواص و ریزساختار فولادهای مذکور را بررسی کرده اند، دی مور و همکارانش [۸] پایداری آستنیت باقیمانده (γ_R) مانده را بررسی کردند و نشان دادند که پدیده TRIP در فولاد های Q-P اتفاق می افتد که این رفتار با افزایش همزمان انعطاف پذیری و کرنش سختی در فولاد همراه است. سانتوفیمیا و همکارانش [۹ و ۱۰] و تاکاهاما و همکارانش، تغییرات ریزساختاری حین آنیل را با استفاده از یک مدل با در نظر گرفتن تاثیر مهاجرت فصل مشترک آستنیت (γ) - مارتنزیت (M) بر سینتیک تفکیک کربن بررسی کردند و به این نتیجه رسیدند که تفاوت در تحرک فصل مشترک باعث تفاوت بسیاری در تکامل ریزساختار در حین عملیات بخش بندی می شود [۱۱]. Ti با تشکیل ذرات بسیار پایدار نیتريد تیتانیم، مؤثرترین عنصر در قفل کردن مرز دانه ها و جلوگیری از رشد دانه ها می باشد [۱۲]. اضافه کردن Si به فولاد TRIP به این جهت مهم است که Si باعث ممانعت از تشکیل کاربید می شود. در نتیجه کربن از فریت به γ نفوذ می کند و باعث پایدار شدن γ در دمای اتاق می شود. [۱۳]. در بیشتر فولاد های TRIP می توان مقادیری از Si و Al را مشاهده کرد که باعث افزایش اختلاف دو دمای A_{c1} و A_{c3} می شود. در مورد آلیاژ های دارای Al که دارای بازه دمایی بزرگتری از A_{c1} و A_{c3} در منطقه دوفازی هستند، تاثیر پذیری پایداری γ نسبت به دما کاهش می یابد [۱۴]. عنصر کربن یکی از تاثیر گذارترین عناصری است که میتواند در درصد γ_R فولاد TRIP تاثیرگذار 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. [۱۵]. Si باعث افزایش پایداری γ حین عملیات آنیل و همچنین در دمای محیط می شود، زیرا Si به طور قابل ملاحظه ای فعالیت کربن را در فریت (α) و γ افزایش داده و میزان انحلال کربن در α را کاهش می دهد، در عملیات حرارتی کوئچ و بخش بندی باید γ_R در دمای محیط پایدار باشد تا در اثر اعمال کرنش به M تبدیل شود [۱۶]. در عملیات حرارتی Q-P، در حالت کشش متداول، شکست از نوع شکست نرم و در حالت کشش تنش دو لبه، شکست از نوع شکست درون دانه ای ترد است [۱۷]. فاز γ_R بعد از انجام تست ضربه و وقوع تغییر شکل پلاستیک به فاز مارتنزیت (M) سوزنی بسیار ریز تبدیل می شود [۱۸]. در عملیات حرارتی TRIP و Q-P با افزایش زمان عملیات، استحکام کششی و استحکام تسلیم افزایش می یابد [۱۹]. 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 تشکل M می شود، بستگی به درصد کربن، عناصر آلیاژی و اندازه دانه های γ دارد [۲۰]. با افزایش زمان بخش بندی، کسر حجمی آستنیت باقیمانده ($V\gamma_R$) ابتدا افزایش و سپس کاهش می یابد، افزایش دمای بخش بندی باعث کاهش استحکام و افزایش نرمی میشود [۲۱-۲۲].

¹ Vacuum Induction Melting

² Liquid Penetrant Test



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

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 2θ از 40° تا 100° با گام 0.02° رویش شدند. پیک‌های (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) مربوط به فاز γ و پیک‌های (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 [۲۶].

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

در رابطه فوق V_{γ} کسر حجمی آستنیت باقیمانده، I_{γ} و I_{α} به ترتیب شدت میانگین پیک‌های مذکور برای فاز γ و α (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 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. شکل ۳ (الف)، ریزساختار نمونه خام شامل α و پرلیت (P) می‌باشد. ریزساختار نمونه Q-T دارای M ، γ_R و α است. با توجه به سرعت سرمایش این نمونه، M بیشتری نسبت به بقیه نمونه‌ها تشکیل شده است (شکل ۳ ب). ریزساختار نمونه‌های Q-P و TRIP دارای M و γ_R و بینیت (B) و α است (شکل ۳ ج، د). مطابق شکل (۲) نمونه Q-P در مرحله اول در زیر دمای Ms کوئنچ شده و سپس بخش بندی و در مرحله بعد تا دمای محیط سرد شده است. ولی نمونه TRIP بعد از نگهداری در بالای Ms کوئنچ شده و به دمای محیط رسیده است. بنابراین به دلیل سرمایش سریع اولیه، میزان مارتنزیت تشکیل یافته در نمونه Q-P نسبت به نمونه TRIP بیشتر است.

نمونه در داخل کوره حمام نمک مذاب جلوگیری از اکسید شدن نمونه می‌باشد.

جدول ۲- ترکیب نمک‌های مورد استفاده در کوره‌های حمام نمک مذاب

محدوده دمایی	۵۰-۵۰ درصد وزنی	۵۰-۵۰ درصد وزنی
دما بالا (تا 1000°C)	NaCl	NaCO_3
دما پایین (تا 500°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) [۲۴]، به ترتیب 352°C و 344°C بدست آمد. بنابراین در این پژوهش دمای Ms نمونه‌ها ی مورد نظر 350°C انتخاب گردید.

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

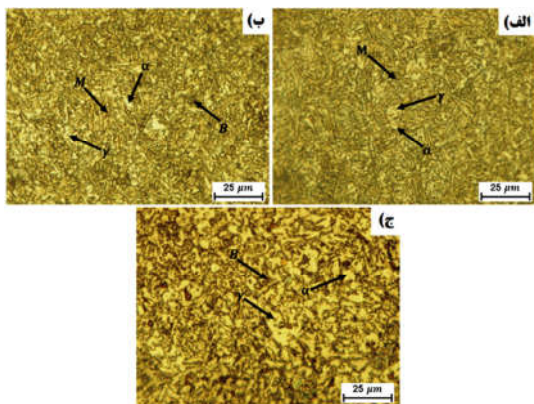
این پژوهش برای افزایش استحکام کششی و انعطاف پذیری در ورق‌های بدنه خودرو می‌باشد. برای اینکه استحکام کششی همراه با انعطاف پذیری همراه باشد، بایستی در ریزساختار نهایی نمونه مقداری فاز α وجود داشته باشد. α ایجاد شده نقش مهمی در افزایش چقرمگی فولاد خواهد داشت [۲۵]. بنابراین آستنیت کردن نمونه‌ها باید در زیر خط Ac3 در منطقه دوفازی $\gamma + \alpha$ انجام شود. دمای Ac3 برای فولاد مورد استفاده با توجه به رابطه تجربی (۲) 938°C محاسبه گردید. لذا عملیات آستنیت کردن نمونه‌ها در دمای 890°C انجام شد.

$$\begin{aligned} \text{Ac3 } (^\circ\text{C}) = & 955 - 350(\text{wt.\%C}) - 25(\text{wt.\%Mn}) \\ & + 51(\text{wt.\%Si}) + 106(\text{wt.\%Nb}) + 100(\text{wt.\%Ti}) \\ & + 68(\text{wt.\%Al}) - 11(\text{wt.\%Cr}) - 33(\text{wt.\%Ni}) - \\ & 16(\text{wt.\%Cu}) + 67(\text{wt.\%Mo}) \end{aligned} \quad (2)$$

با مطالعه مقالات متعدد و مشابه، برای آستنیت شدن کامل فولاد، محدوده $200-400^\circ\text{C}$ به عنوان زمان آستنیت کردن پیشنهاد شده است. در عملیات حرارتی Q-T نمونه در دمای 890°C به مدت ۳۰۰s آستنیت و سپس در آب کوئنچ گردید. در عملیات حرارتی Q-P، آستنیت کردن کامل در دمای 890°C به مدت ۳۰۰s در یک کوره حمام نمک مذاب و مرحله ی کوئنچ در دمای 290°C به مدت ۵s و بخش بندی در دمای 410°C به مدت زمان ۵۰۰s در یک کوره حمام نمک مذاب انجام و سپس با تلاطم شدید در آب کوئنچ شد. در عملیات حرارتی تریپ (TRIP)، آستنیت کردن کامل در دمای 890°C به مدت ۳۰۰s در یک کوره حمام نمک مذاب و در دمای 420°C به مدت زمان ۵۰۰s در یک کوره حمام نمک مذاب انجام و سپس با تلاطم شدید در آب کوئنچ شد. پس از انجام عملیات حرارتی همه نمونه‌ها توسط عملیات سنباذه زنی اکسید زدایی سطحی گردید. در شکل ۲ چرخه مورد استفاده در عملیات حرارتی (الف) Q-P و (ب) TRIP خلاصه شده است.

¹ Erichsen Test

مشخص است که اندازه دانه فولاد Q-P از فولاد TRIP کمتر است، لذا انتظار می رود که نمونه Q-P استحکام بالاتری نسبت به نمونه TRIP داشته باشد. اما همانطور که از شکل ۵ (ج) مشخص است، در ریزساختار فولاد TRIP مقادیر زیادی B تشکیل شده و با توجه به $V\gamma_R$ کمتر این نمونه نسبت به نمونه Q-P، انتظار می رود این نمونه انعطاف پذیری کمتری نسبت به نمونه Q-P داشته باشد.



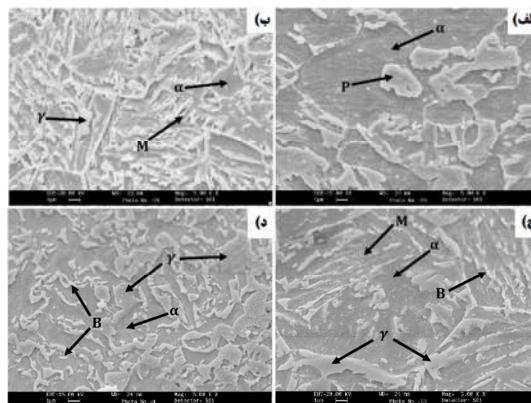
شکل ۵- ریزساختار میکروسکوپ نوری (الف) Q-T، (ب) Q-P و (ج) TRIP

استحکام و شکل پذیری، شدیداً وابسته به ترکیب شیمیایی و نوع عملیات حرارتی می باشد. بنابراین کنترل دقیق و نظارت نزدیک بر شرایط انجام آزمایش، برای دستیابی به نتایج قابل قبول ضروری خواهد بود. در شکل ۶، تصویر نمونه های مورد استفاده پس از انجام آزمایش کشش آورده شده است.



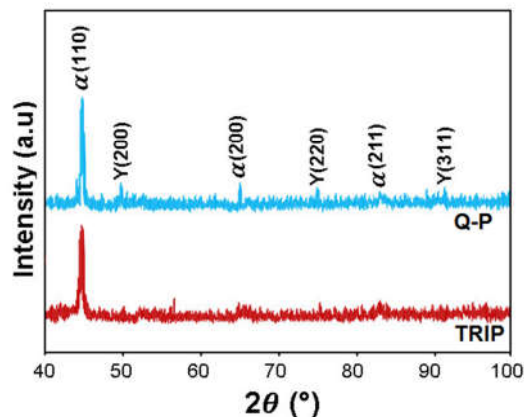
شکل ۶- نمونه های مورد پژوهش پس از انجام تست کشش

شکل ۷، نمودار تنش کرنش یک نمونه از هرکدام از فولادهای Q-T، Q-P، و TRIP را نشان می دهد. آزمون کشش بر روی ۳ نمونه از هرکدام از فولادها انجام شد و مقدار میانگین نتایج در جدول ۳ گزارش شده است. همانطور که در نمودار مشاهده می شود، نمونه Q-T دارای بیشترین استحکام می باشد چون M تشکیل شده در این نمونه نیز نسبت به بقیه نمونه ها بیشتر می باشد. نمونه Q-P دارای بیشترین شکل پذیری و استحکام مناسب است، چون میزان M تخلیه شده از کرن در این نمونه نسبت به بقیه نمونه ها بیشتر بوده که باعث افزایش γ_R در این نمونه شده است. در نتیجه در هنگام اعمال کرنش و با انجام استحاله، γ_R پایدار شده به M تبدیل شده و باعث بوجود آمدن استحکام ثانویه در این نمونه می شود. نمونه عملیات حرارتی TRIP استحکام بیشتر ولی شکل پذیری کمتری نسبت به نمونه عملیات حرارتی Q-P از خود نشان داده است. چون این نمونه γ_R کمتری نسبت به نمونه Q-P دارد، بنابراین در هنگام اعمال کرنش مقدار کمتری از γ_R به M تبدیل



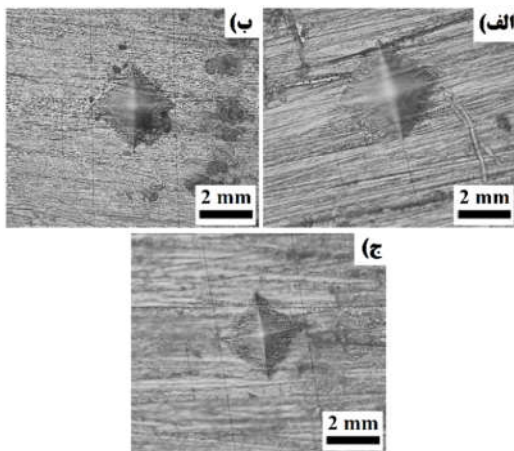
شکل ۳- تصویر SEM از (الف) نمونه خام، (ب) نمونه Q-T، (ج) نمونه Q-P و (د) نمونه TRIP

شکل ۴، الگوی پراش اشعه X برای نمونه های Q-P و TRIP را نشان می دهد. اندازه گیری $V\gamma_R$ به کمک الگوی تفرق، مطابق رابطه (۲) و با استفاده از میانگین شدت پیک های α و γ قابل محاسبه است.



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

مقدار $V\gamma_R$ برای فولاد حاصل از Q-P و TRIP به ترتیب ۳۸/۹ و ۳۴/۲ درصد محاسبه گردید. لذا انتظار بر این است که فولاد حاصل از Q-P به دلیل داشتن $V\gamma_R$ بیشتر نسبت به فولاد TRIP 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. مقایسه اندازه دانه نهایی نمونه ها با استفاده از تصاویر میکروسکوپ نوری انجام شد. میانگین اندازه ۵۰ دانه برای نمونه های Q-P و TRIP به ترتیب ۳ و ۷ μm محاسبه شد. تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه ها (شکل ۵) نیز تائیدی بر حجم بالای γ_R برای فولاد Q-P است. همانطور که در این تصاویر مشاهده می شود در نمونه Q-T (الف) ریزساختار شامل M، γ_R و مقدار کمی α می باشد. نمونه Q-P (ب) شامل M، γ_R و B می باشد، تشکیل B در این نمونه به این دلیل است که این نمونه در بالای خط Ms بخش بندی شده است. نمونه TRIP (ج) شامل B، γ_R و α می باشد. تشکیل α در همه نمونه ها بخاطر آستنیت کردن در زیر خط Ac3، در منطقه دوفازی $\gamma+\alpha$ می باشد. همچنین از تصاویر مذکور بصورت مقایسه ای



شکل ۸. میکرو سختی سنجی نمونه (الف) Q-T، (ب) Q-P، (ج) TRIP

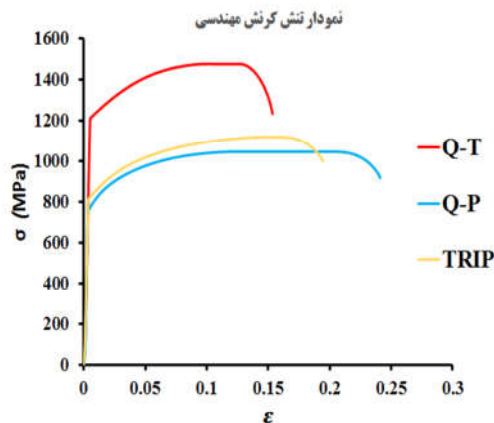
نمونه Q-T نیز، به دلیل داشتن M سختی بالایی دارد. برای نمونه مذکور ۲۹۶ Hv سختی حاصل شده است. با توجه به جدول ۳، مقدار سختی نمونه Q-P حدود ۳۱ درصد بیشتر از سختی نمونه Q-T است که ناشی از استحاله γ_R به M در حین آزمون سختی و افزایش مقاومت بیشتر فولاد در برابر فرورفتن بیشتر فرورونده آزمون سختی است.

جدول ۳- خواص مکانیکی نمونه های مورد استفاده در این پژوهش

نمو	σ_f (MPa)	Elong%	UTS (MPa)	σ_y (MPa)	Hv
Q-T	۱۲۵۰±۶۰	۱۶±۰/۷	۱۴۸۰±۵۶	۱۲۰۰±۴۸	۲۹۶±۱۱
Q-P	۹۲۵±۴۵	۲۴±۰/۶	۱۰۷۰±۸۱	۷۹۰±۵۵	۳۸۸±۹
TRIP	۱۰۰۰±۵۰	۱۹±۰/۴	۱۱۶۰±۶۴	۸۲۰±۶۲	۳۲۱±۱۳

چون ورق مورد استفاده در این پژوهش برای استفاده در بدنه خودرو می باشد، بنابراین آزمایش شکل پذیری برای مقایسه نمونه های Q-P و TRIP انجام شد. یکی از روشهای ارزیابی شکل پذیری، آزمون اریکسون است. هر گاه بخواهند دو ورق را از لحاظ شکل پذیری مقایسه کنند، از این آزمون استفاده می کنند. در این آزمون بین قطعه و ابزار اصطکاک وجود دارد، در نتیجه تغییر فرم از حالت همگن خارج می شود. از مشخصات این روش سرعت انجام آزمایش می باشد و افزایش عمق تغییر فرم، بدون دچار شدن به پارگی، ملاکی مقایسه ای برای سنجش قابلیت فرم پذیری ماده است. آزمایش تا جایی ادامه می یابد که ورق پاره شود و عمق تغییر فرم قبل از پارگی ورق، به عنوان عدد اریکسون ثبت می شود. در حالت مقایسه ای بین دو ورق، ورقی که عدد اریکسون بیشتری داشته باشد، دیرتر پاره می شود لذا قابلیت شکل پذیری بیشتری دارد [۲۷]. برای انجام آزمایش اریکسون در این پژوهش، مطابق استاندارد DIN-۵۰۱۰۱ طرح قالب اریکسون مطابق شکل (۹ الف) طراحی و ساخته شد، شکل (۹ ب). همانطور که در شکل مشاهده می شود ضخامت ورق a ، عمق نفوذ سنبه در قالب h و در نهایت IE^۱ بیانگر مقدار عدد اریکسون می باشد [۲۸]. در این

خواهند شد. در حین این استحاله γ_R به M کرنش افزایش می یابد. به طور کلی اختلاف در استحکام نمونه ها ناشی از تفاوت در $V\gamma_R$ در نمونه ها است. γ به دلیل ساختار FCC به مراتب استحکام بالاتری نسبت به M و α با ساختار BCC و BCT دارد. لذا با افزایش γ_R استحکام افزایش می یابد. با توجه به نتایج XRD، درصد γ_R در Q-P ۳۸/۹ درصد و در TRIP ۳۴/۲ درصد است. از طرفی نمونه Q-T به صورت مقایسه ای نسبت به سایر نمونه اندازه دانه پائین دارد و لذا استحکام بالاتری نسبت به Q-P و TRIP دارد. همچنین برای نمونه مذکور (Q-T)، فاز M به صورت یکنواخت در فاز α پخش شده و باعث افزایش استحکام شده است.

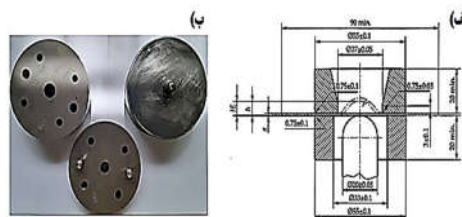


شکل ۷- نمودار تنش کرنش برای نمونه های مورد استفاده در این پژوهش

در این پژوهش به غیر از استحکام و شکل پذیری نمونه ها، سختی سطح آن ها نیز تعیین شد (جدول ۳). همان طور که در شکل ۸ مشاهده می شود، با توجه به اینکه جای اثر فرورونده آزمون سختی در نمونه Q-P (۲/۱۷ mm) کمتر از جای اثر فرورونده آزمون سختی در نمونه TRIP (۲/۴۷ mm) است، سختی نمونه Q-P بیشتر از TRIP تعیین شده است. مقدار سختی گزارش شده در جدول ۳، میانگین حاصل از نتایج ۳ بار تکرار در آزمون سختی سنجی تحت بار ۱۰kN به مدت ۱۵ s برای هر نمونه است. در واقع، در نمونه Q-P، $V\gamma_R$ بیشتر از TRIP می باشد که در حین سختی سنجی (اعمال کرنش) γ_R به M تبدیل می شود. ولی در TRIP فاز اصلی B است که در حین تست سختی سنجی قابلیت تبدیل به M را ندارد، لذا تاثیری بر افزایش چشمگیر سختی نخواهد داشت.

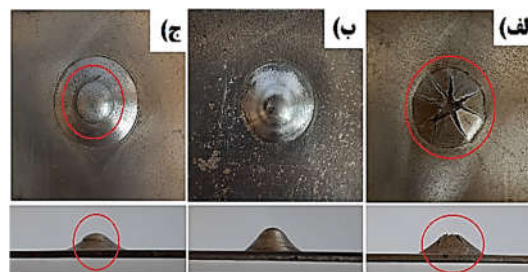
¹ Index of Erichsen

آزمایش از سنبه ای به قطر ۲۰ میلی متر که با سرعت ثابت mm/min ۱۰ حرکت می کند، استفاده شد.



شکل ۹- الف) طرحواره طرح آزمایش اریکسون مطابق با استاندارد ۵۰۱۰۱-DIN ب) طرحواره قالب مورد استفاده برای آزمایش اریکسون

آزمون اریکسون بر روی نمونه های عملیات حرارتی Q-T، Q-P و Q-P TRIP مطابق شکل ۱۰ انجام شد. و عدد اریکسون به ترتیب ۴/۷، ۶/۸۵ و ۵/۴ میلی متر گزارش شد. بنابراین شکل پذیری نمونه Q-P نسبت به بقیه نمونه ها بیشتر می باشد. در سطح برآمدگی نمونه های Q-T و TRIP ترک مشاهده شد.



شکل ۱۰- شکل پذیری نمونه های الف) Q-T، ب) Q-P، ج) TRIP

۴- نتیجه گیری

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

۱- نمونه Q-P و TRIP نسبت به نمونه Q-T دارای مجموعه بهتری از انعطاف پذیری و استحکام کششی نهایی را دارد.

۲- نمونه Q-P، انعطاف پذیری و شکل پذیری بیشتری نسبت به نمونه TRIP دارد.

۳- آزمایش کشش نمونه ها نشان داد که استحکام کششی نهایی Q-T بدلیل تشکیل ساختار M، از بقیه نمونه ها بیشتر است. اما سختی آن از نمونه های Q-P و TRIP کمتر است. نمونه Q-T دارای بالاترین استحکام (۱۴۸۰ MPa) و کمترین انعطاف پذیری (۰/۱۶٪) را دارد.

۴- در نمونه های Q-P و TRIP در حین آزمون سختی γ_R به M تبدیل شده و لذا باعث مقاومت بیشتر فولاد در برابر فرورونده دستگاه سختی سنجی و سبب افزایش مقدار سختی برای نمونه های مذکور شده است.

۵- نمونه Q-P، γ_R پایدار شده بیشتری نسبت به نمونه TRIP دارد.

۶- استحکام کششی و کرنش شکست نمونه Q-T به ترتیب ۱۴۸۰ MPa، ۱۶ درصد گزارش شد.

۷- استحکام کششی و کرنش شکست نمونه Q-P به ترتیب ۱۰۷۰ MPa، ۲۴ درصد گزارش شد.

۸- استحکام کششی و کرنش شکست نمونه TRIP به ترتیب ۱۱۶۰ MPa، ۱۹ درصد گزارش شد.

۹- عدد اریکسون برای نمونه های Q-T، Q-P و TRIP به ترتیب ۴/۷، ۶/۸۵ و ۵/۴ میلی متر گزارش شد. بنابراین شکل پذیری نمونه Q-P نسبت به بقیه نمونه ها بیشتر است.

۵- مراجع

- [1] Edmonds D., He K., Rizzo F., De Cooman B., Matlock D., and Speer J., Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment, *Materials Science and Engineering A*, 2006, pp. 438-440, pp. 25-34. <https://10.1016/J.MSEA.2006.02.133>
- [2] Fonstein N., *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*. 2015.
- [3] Hayami S. and Furukawa T., A family of high-strength cold-rolled steels, in Union Carbide Corporation, pp. 311-321, 1975.
- [4] Hall J., Evolution of advanced high strength steels in automotive applications. Presentation at Joint Policy Council, Auto/Steel Partnership 18. 2011.
- [5] Bouaziz O., Huang M., Driving Force, Logic of development of advanced high strength steels for automotive applications. *Steel Research International*, 2013, 10 (1) pp. 937-947. <https://10.1002/srin.201200288>
- [6] Bhattacharya D., *Microalloyed Steels for the Automotive Industry. Technology in Metallurgy, Materials and Mining*, 2014, 11(4) p. 371-383. <https://10.4322/tmm.2014.052>
- [7] Matlock D. KSpeer., J. G., Third generation of AHSS: Microstructure design concepts, in *Microstructure and texture in steels*, 2009, 1(1) pp. 185-205. https://10.1007/978-1-84882-454-6_11
- [8] 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. <https://10.1007/s11661-008-9609-z>
- [9] Santofimia M.J., Zhao L., Sietsma J., Model for the interaction between interface migration and carbon diffusion during annealing of martensite-austenite microstructures in steels. *Scr. Mater.* 2008, 59 (1) 159-162. <https://10.1016/j.scriptamat.2008.02.045>
- [10] Santofimia M.J., Speer J.G., Clarke A.J., Zhao L., Sietsma J., Influence of interface mobility on the evolution of austenite-martensite grain assemblies during annealing. *Acta Materellia*. 2009, 57(1) 4548-4557. <https://10.1016/J.ACTAMAT.2009.06.024>
- [11] Takahama Y., Santofimia M.J., Mecozzi M.G., Zhao L., Sietsma J., Phase field simulation of the carbon redistribution during the quenching and partitioning process in a low-carbon steel. *Acta Materialia*. 60, 2916-2926. 20. <https://10.1016/j.actamat.2012.01.055>
- [12] Xinping M., *Titanium Microalloyed Steel: Fundamentals, Technology, and Products, Special types of Materials*, 2019.
- [13] Lomholt T.C., Adachi Y., Peterson J., Steel R., Pantleon K., M.A. Somers, M.A. Microstructure Characterization of Friction Stir Spot Welded TRIP Steel, *Advanced Materials Research*, 409, pp. 275-280, 2011. <https://10.4028/www.scientific.net/AMR.409.275>
- [14] Samajdar L., Girault E., Verlinden B., Aernoudt E., Humbeek J.V., Transformation during Inter-critical Annealing of TRIP-assisted Steel, *Transactions of ISIJ International*, 1998, 38, pp. 998-1006. <https://10.2355/isijinternational.38.998>
- [15] Lee K., Im Y.R., Chin K., Effect of Carbon Content on the Microstructure and Transformation Kinetics of Super Bainitic TRIP Steels, *Materials Science and Technology Conference*, 1, pp.1785-93, 2008.

- [16] Wang L., Speer J.G. , Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment, *Metallogr. Microstruct. Anal.*, 2, 268–281, 2013.
<https://10.1007/s13632-013-0082-8>
- [17] Xiong Z., Jacques P., Perlade A., Pardoën T., Ductile and intergranular brittle fracture in a two-step quenching and partitioning steel, *Scripta Materialia*, 157, 6–9, 2018.
<https://10.1016/j.scriptamat.2018.07.030>
- [18] Xia P., Sabirov I., Aldareguia J., Verleysen P., Petrov R., Mechanical behavior and microstructure evolution of a quenched and partitioned steel during drop weight impact and punch testing. *Materials Science & Engineering A.*, 737, 18–26, 2018.
<https://10.1016/j.msea.2018.09.015>
- [19] Ebner S., Suppan C., Schnitzer R., Hofer C., Microstructure and mechanical properties of a low C steel subjected to bainitic or quenching and partitioning heat treatments. *Materials Science & Engineering A.*, 735, 1–9, 2018.
<https://10.1016/j.msea.2018.08.026>
- [۲۰] گلغذار م. ع. اصول و کاربرهای عملیات حرارتی فولادها و چدن‌ها. اصفهان، نشر ارکان، ۱۳۷۶.
- [۲۱] شیرعلی ع، هنربخش رئوف ع و بزازبنایی س، ۱۳۹۲، بررسی فرایند کوئنچ و بخش بندی 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>.
- [۲۲] شیرعلی ع، هنربخش رئوف ع و بزازبنایی س، ۱۳۹۳، ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد پرکربن و کم آلیاژ فراوری شده با فرایند کوئنچ و بخش بندی فصلنامه مهندسی متالورژی و مواد، دوره ۲۶ شماره ۱. <https://civilica.com/doc/645272>
- [23] H.K.D.H. Bhadeshia, R. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*, 3th Edn. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2006.
- [24] Rowland E.S., Lyle S.R., The application of MS points to case depth measurement, *Trans. ASM* 37, 27–47, 1946.
- [25] Htun M.S., 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*, 18(1) 191-197, 2008.
- [26] ASTM Standards, Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel.
- [27] Hosford W. F., Caddell R. M., *Metal forming: mechanics and metallurgy*, Cambridge: Cambridge University Press, 2011.
- [28] 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.