



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

مقایسه تاثیر افزودن عناصر میکروآلیاژ Ti و Nb بر ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد ریختگی با عملیات حرارتی تندسرمايي - بخش‌بندی شده (Q-P)

علی الماسی^۱، عباس کیان وش^{۲*}، ابوالفضل توتونچی^۳

۱- دانشجوی دکتری، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

۲- استاده، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

۳- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۴۱-۳۳۳۹۳۸۱۶، تبریز، بلوار ۲۹ بهمن، صندوق پستی: ۵۱۶۶۶-۱۶۴۷۱، E-mail: akianvash@tabrizu.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۴۰۰/۰۲/۱۵

پذیرش: ۱۴۰۰/۰۴/۱۰

در مقاله حاضر، تاثیر افزودن عناصر میکروآلیاژ Ti و Nb بر ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد استحکام بالا (AHSS) در عملیات حرارتی تندسرمايي بخش‌بندی (Q-P) بررسی شد. نمونه‌های فولادی حاوی عناصر میکروآلیاژ Ti و Nb تحت عملیات حرارتی Q-P و سرمایش سریع، برگشت (Q-T) قرار گرفتند. پس از انجام عملیات حرارتی Q-P و Q-T، بررسی خواص نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، آنالیز اشعه ایکس (XRD)، ریزسختی‌سنجی، آزمایش کشش و آزمون اریکسون انجام شد. نتایج به دست آمده نشان داد که عملیات حرارتی Q-P نسبت به عملیات حرارتی Q-T از خواص مکانیکی بهتری برخوردار است. در عملیات حرارتی Q-P، شکل‌پذیری نمونه حاوی میکروآلیاژ Ti نسبت به نمونه میکروآلیاژ Nb بیشتر است. در عملیات حرارتی Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، میزان آستنیت باقیمانده (γR) نمونه نسبت به نمونه حاوی میکروآلیاژ Nb بیشتر است. استحکام و کرنش شکست نمونه حاوی میکروآلیاژ Ti به ترتیب ۱۰۷۰ MPa و ۲۴ درصد گزارش شد. استحکام و کرنش شکست نمونه حاوی میکروآلیاژ Nb نیز به ترتیب ۹۸۰ MPa و ۱۹ درصد گزارش شد.

واژه‌های کلیدی:
سرمایش سریع -
بخش‌بندی (Q-P)،
آستنیت باقی‌مانده،
استحکام کششی نهایی،
میکروآلیاژ.

ارجاع به این مقاله:

علی الماسی، عباس کیان وش، ابوالفضل توتونچی، مقایسه تاثیر افزودن عناصر میکروآلیاژ Ti و Nb بر ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد ریختگی با عملیات حرارتی تندسرمايي - بخش‌بندی شده (Q-P)، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار ۱۴۰۰، جلد ۵، شماره ۱، صفحات ۳۱-۴۰.
شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2021.284913.1135

۱- مقدمه

ترتیب فولادهای Q-P از جمله فولادهای نسل سوم هستند. در فرایند Q-P کنترل کامل کسر مارتنزیت (فاز قوی) و غنی شدن کربن در آستنیت امکان پذیر است. این ویژگی، فولادهای Q-P را از سایر فولادهای پیشرفته استحکام بالا متمایز می‌کند [۳-۴]. ملزومات فرایند Q-P نشان می‌دهند که آلیاژهایی با 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 دست یابی به ریزساختاری شامل مارتنزیت و آستنیت باقیمانده مناسب باشد و قادر به برآوردن شرایط زیر هم باشد:

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 به دلیل خاصیت جذب انرژی به هنگام تغییر شکل‌های زیاد، برای استفاده در صنعت خودرو سازی مناسب هستند [۱]. اسپیر و همکاران [۲] در سال ۲۰۰۳ یک فرایند عملیات حرارتی جدید را مبنی بر نفوذ کربن از مارتنزیت به آستنیت باقیمانده تعریف کردند و فرایند را تندسرمايي و بخش‌بندی (Q-P) نام‌گذاری کردند تا از فولادهای تندسرمايي و برگشت داده شده (Q-T) متمایز باشند. به این

و به وسیله مکانیزم‌های رسوب‌سختی به دست می‌آید [۱۴]. همچنین در حین بخش‌بندی، عناصری مانند Ti و Nb با حذف کربن مارتنزیت، تشکیل کاربید داده و لذا کربن کمتری از مارتنزیت به آستنیت باقیمانده نفوذ خواهد کرد. از طرفی، قدرت کاربیدزایی Ti در دماهای بالا بیشتر از Nb است [۱۵] لذا درصد کاربید تشکیل شده در فولاد Ti دار بیشتر از Nb دار خواهد بود. در نتیجه مقدار کربن آستنیت باقیمانده در نمونه Ti دار کمتر از نمونه Nb دار خواهد بود که منجر به کاهش درصد آستنیت باقیمانده در نمونه Ti دار خواهد شد. TiN به طور قابل ملاحظه‌ای پایدار بوده و رشد دانه حتی در دماهای بالا (حدود 1250°C) حداقل و یا بعضاً صفر است [۱۶]. اتم‌های Nb به شدت اتم‌های C و N را به منظور تشکیل رسوبات Nb(C,N) جذب نموده و مرز دانه‌ها را جهت ممانعت از رشد دانه قفل می‌کنند، برای تشکیل رسوب Nb(C,N) بایستی مقدار Nb بیشتر از ۰/۲ درصد باشد [۱۷]. سیلیسیم باعث افزایش پایداری آستنیت حین عملیات آنیل و همچنین در دمای محیط می‌شود، زیرا سیلیسیم به طور قابل ملاحظه‌ای فعالیت کربن را در فریت و آستنیت افزایش داده و میزان انحلال کربن در فریت را کاهش می‌دهد، در عملیات حرارتی سرمایش سریع و بخش‌بندی باید آستنیت باقیمانده در دمای محیط پایدار باشد تا در اثر اعمال کرنش به مارتنزیت تبدیل شود [۱۸].

۲- مواد و روش تحقیق

فولاد با ترکیب شیمیایی مورد نظر برای انجام این پژوهش در بازار وجود نداشت. بنابراین ترکیب‌های شیمیایی مندرج در جدول‌های (۱) و (۲) پس از ذوب در یک کوره VIM با ظرفیت ۲۵ کیلوگرم در قالبی به ابعاد 4×5 سانتی متر مربع و طول ۳۰ سانتی متر به صورت شمش ریخته‌گری شد. وجود آخال‌ها تأثیر به‌سزایی بر خواص فولاد دارد. لذا کنترل 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^۱ انجام شد و مقدار گوگرد و اکسیژن کاهش داده شد. برای به حداقل رساندن درصد تلفات و کسب یک ساختار همگن، عناصر 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. شمش‌های ریخته شده به مدت ۳ ساعت در یک کوره با اتمسفر کنترل شده در دمای 1200°C تحت عملیات حرارتی همگن‌سازی قرار گرفت. کنترل ترکیب شیمیایی شمش‌ها با

الف) جلوگیری از وقوع واکنش‌های رقابتی و اجتناب از تشکیل کنترل نشده‌ی فریت یا پرلیت در مرحله‌ی سرمایش اولیه. ب) به تاخیر انداختن تشکیل بینیت و کاهش دمای شروع استحاله بینیت به منظور به حداقل رساندن اشتراک ممکن بین بخش‌بندی کربن از مارتنزیت به آستنیت و تشکیل بینیت.

پ) به حداقل رساندن رسوب کاربید در مرحله‌ی بخش‌بندی به طوری که بیش‌ترین 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 [۳] باشد که باعث افزایش پایداری آستنیت و کاهش دمای شروع بینیت می‌شوند، سختی پذیری کافی را فراهم می‌کنند 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 و یا آلومینیم 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 [۶]. با افزایش زمان بخش‌بندی، کسر آستنیت باقیمانده ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد، افزایش دمای بخش‌بندی باعث کاهش استحکام و افزایش داکتیلیته می‌شود [۸-۷]. شناسایی جزئیات ریزساختاری یک فولاد سرمایش سریع و بخش‌بندی چندفازی از روش‌های متالوگرافی رنگی شیمیایی که دارای فازهایی از جمله بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده است [۹]. تأثیر میکروآلیاژ Nb و Al در عملیات حرارتی سرمایش سریع و بخش‌بندی نشان داد که با کاهش دمای سرمایش اولیه تا یک حد مشخص استحکام افزایش و شکل‌پذیری کاهش یافته و با افزایش دما و زمان بخش‌بندی، استحکام کاهش و انعطاف‌پذیری افزایش پیدا کرد [۱۰]. 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 شکل مارتنزیت می‌شود بستگی به درصد کربن، عناصر آلیاژی و اندازه دانه‌های آستنیت دارد [۱۱]. تیتانیم با تشکیل ذرات بسیار پایدار نیتريد تیتانیم، مؤثرترین عنصر در قفل کردن مرز دانه‌ها و جلوگیری از رشد دانه‌ها است. با تثبیت نیتروژن توسط تیتانیم، می‌توان از تشکیل نیتريد آلومینیم در مرز دانه‌های آستنیت اولیه، به خصوص در قطعات ریختگی بزرگ با سرعت سرد شدن آهسته جلوگیری کرد [۱۲]. بدون افزایش کربن، استحکام افزایش پیدا می‌کند، بدین ترتیب بهبود خواص در فولادها به وسیله دانه‌های بسیار ریز [۱۳]

¹ Electro Slag Refining

جدول ۱- آنالیز شیمیایی فولاد حاوی میکروآلیاژ Ti

عنصر	C	Cr	Mn	Si	S	P	Al	Ti	Fe
درصد وزنی	0.21	0.02	2.2	1.5	0.009	0.022	0.054	0.08	Rest.

جدول ۲- آنالیز شیمیایی فولاد حاوی میکروآلیاژ Nb

عنصر	C	Cr	Mn	Si	S	P	Al	Nb	Fe
درصد وزنی	0.2	0.08	1.65	1.2	0.007	0.018	0.032	0.052	Rest.

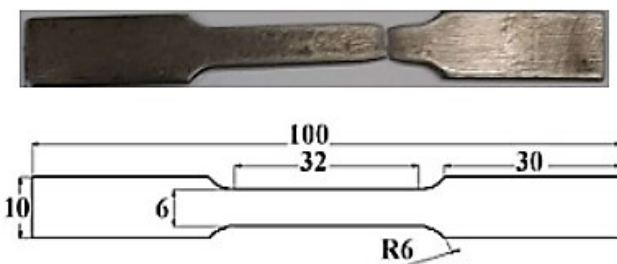
جدول ۳- نام‌گذاری نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش

QT-Ti	QT-Nb	QP-Ti	QP-Nb
عملیات حرارتی سرمایش سریع و برگشت حاوی میکروآلیاژ Ti	عملیات حرارتی سرمایش سریع و برگشت حاوی میکروآلیاژ Nb	عملیات حرارتی سرمایش سریع و بخش‌بندی حاوی میکروآلیاژ Ti	عملیات حرارتی سرمایش سریع و بخش‌بندی حاوی میکروآلیاژ Nb
A	B	C	D

جدول ۴- ترکیب نمک‌های مورد استفاده در کوره‌های حمام نمک مذاب

نوع عملیات	۵۰ درصد وزنی	۵۰ درصد وزنی
آستنیته کردن (890°C)	NaCl	NaCO_3
سرمایش پس از آستنیته کردن در زیر دمای (290°C) Ms	KNO_3	NaNO_2
بخش‌بندی پس از سرمایش اولیه در بالای دمای (390°C) Ms	KNO_3	NaNO_2

مراحل مختلف عملیات حرارتی شامل آستنیته کردن و بخش‌بندی در کوره‌های مختلف حمام نمک مذاب با ترکیب‌های شیمیایی مندرج در جدول (۴) انجام شد.



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

دمای Ms ورق مورد نظر بر اساس ترکیب شیمیایی و اندازه دانه آستنیته توسط نرم افزار J.Mat.pro، و رابطه تجربی (۱) [۱۹]، به ترتیب 352°C و 344°C بدست آمد. بنابراین در این پژوهش دمای Ms نمونه مورد نظر 350°C انتخاب شد.

استفاده از دستگاه کوانتومتر از سه نقطه مختلف انجام شد. در مرحله بعد ضخامت نمونه‌ها 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 ورق‌ها و عدم وجود ترک در سطح آن، آزمایش غیرمخرب مایعات نافذ (LPT^2) انجام شد. در جدول (۱) آنالیز شیمیایی فولاد حاوی میکروآلیاژ Ti و در جدول (۲) آنالیز شیمیایی فولاد حاوی میکروآلیاژ Nb مورد استفاده در این پژوهش آورده شده است. برای انجام عملیات حرارتی و سایر آزمایشات نمونه‌ها به ترتیب جدول شماره ۳ نام‌گذاری شدند. برای بررسی استحکام و انعطاف پذیری فولادها آزمون کشش انجام گردید. برای این منظور نمونه‌های کشش مطابق استاندارد ASTM E8M-99 آماده گردیدند. شکل (۱) ابعاد نمونه‌های آماده شده برای آزمایش کشش با استفاده از فرآیند لیزر را نشان می‌دهد. نمونه‌های آماده شده توسط لیزر برای کشش پس از عملیات سنباده‌زنی تحت فرایند عملیات حرارتی Q-T و Q-P قرار گرفتند.

² Liquid penetrant testing

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

در عملیات حرارتی Q-P، با توجه به بهینه سازی دما و زمان بخش‌بندی در مورد میکروآلیاژ Ti [۲۰]، بنابراین در این پژوهش، مقایسه میکروآلیاژ Ti با میکروآلیاژ Nb در دمای بهینه بخش‌بندی 390°C و زمان 500 s و همچنین با عملیات حرارتی Q-T حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb مقایسه گردید. در عملیات حرارتی سرمایه‌ش سریع و بخش‌بندی هر دو نمونه حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb در دمای 890°C به مدت 300 s در یک کوره حمام نمک مذاب با نرخ گرم کردن $89^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ آستنیته کامل گردید و سپس در کوره حمام نمک مذاب در دمای 290°C به مدت 5 s با نرخ $126^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ سرد شد. و بخش‌بندی در دمای 390°C به مدت زمان 500 s در کوره حمام نمک مذاب انجام و سپس با تلاطم شدید در آب سرد شد. در عملیات حرارتی Q-T هر دو نمونه حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb در دمای 890°C به مدت 300 s آستنیته و سپس با تلاطم شدید در آب سرد شد. هدف از انجام عملیات حرارتی Q-T مقایسه خواص مکانیکی با عملیات حرارتی Q-P می‌باشد، چون عملیات حرارتی Q-T به طور معمول برای افزایش استحکام مورد استفاده قرار می‌گیرد. پس از انجام عملیات حرارتی Q-P و Q-T، همه نمونه‌ها توسط عملیات سنباده‌زنی، اکسیدزدایی سطحی شدند. دلیل آستنیته کردن نمونه‌ها در کوره حمام نمک مذاب به خاطر جلوگیری از اکسید شدن نمونه‌ها است. در شکل (۲-الف) سیکل مورد استفاده در عملیات حرارتی Q-P و در شکل (۲-ب) سیکل مورد استفاده در عملیات حرارتی Q-T آورده شده است.

مطالعات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM. LEO 440i, England) و برای تعیین کسر حجمی آستنیته باقیمانده (γ_R)، از آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) استفاده شد. 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 2θ از 40° تا 100° با گام 0.02 روبش شدند. پیک‌های (۱۱۱)، (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۳۱۱) مربوط به فاز آستنیته (γ) و پیک‌های (۱۱۰)، (۲۰۰)، (۲۱۱) و (۲۲۰) مربوط به فاز فریت (α) (مارتنزیت (M)) بوده که کسر حجمی γ بر اساس رابطه (۲) طبق استاندارد ASTM E975-84، محاسبه شد [۲۱].

$$V_{\gamma} = \frac{1.4 I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4 I_{\gamma}} \quad (2)$$

در رابطه فوق V_{γ} کسر حجمی آستنیته باقیمانده، I_{α} و I_{γ} ترتیب شدت پیک‌های مذکور برای فاز آستنیته و فریت (مارتنزیت) 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^۳ استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

برای بررسی ریزساختار نمونه‌ها از تصاویر SEM استفاده شد که در شکل (۳) نشان داده شده است. در شکل (۳-الف) ریزساختار نمونه خام (بدون عملیات حرارتی) شامل فریت و پرلیت است. شکل (۳-ب) ریزساختار نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti شامل مقدار مارتنزیت، بینیت و آستنیته باقیمانده است. شکل (۳-ج) ریزساختار نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb شامل مارتنزیت، بینیت و آستنیته باقیمانده است. شکل (۳-د) ریزساختار نمونه Q-T حاوی میکروآلیاژ Ti شامل مقدار مارتنزیت و آستنیته باقیمانده است. شکل (۳-ه) ریزساختار نمونه Q-T حاوی میکروآلیاژ Nb شامل مارتنزیت و آستنیته باقیمانده است.

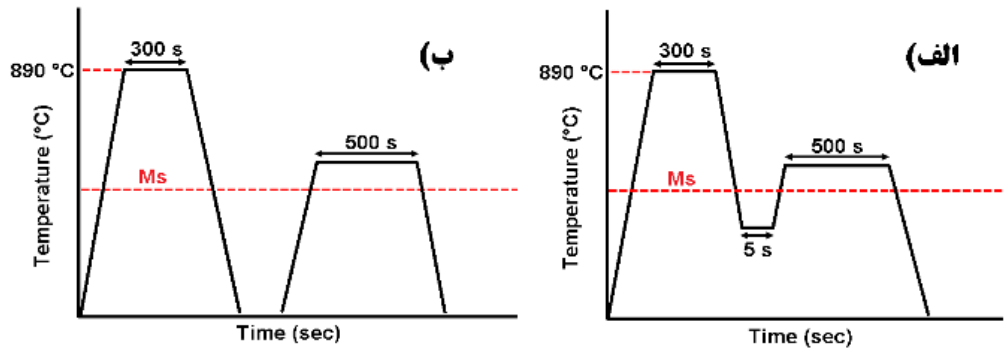
همان‌طور که مشاهده می‌شود، میزان مارتنزیت تشکیل یافته در نمونه عملیات حرارتی Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti نسبت به نمونه میکروآلیاژ Nb بیشتر بوده و میزان بینیت تشکیل یافته در نمونه عملیات حرارتی Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb بیشتر از میکروآلیاژ Ti است. چون Nb با ایجاد اختلال در ساختار مارتنزیت و پایداری آستنیته و افزایش واکنش بینیت در فولادها می‌شود [۲۲]. عملیات حرارتی Q-P در بالای دمای Ms انجام شده، بنابراین در ریزساختار هر دو میکروآلیاژ Ti و Nb فاز بینیت تشکیل شده است. در عملیات حرارتی Q-T حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb با توجه به سرعت سریع کردن، میزان مارتنزیت زیاد بوده بنابراین انتظار بر این است نمونه‌های Q-T نسبت به نمونه‌های Q-P استحکام بالاتر و انعطاف پذیری پائین تری داشته باشد.

شکل (۴)، الگوی پراش اشعه X برای نمونه‌های Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb را نشان می‌دهد. اندازه گیری V_{γ} به کمک الگوی تفرق، مطابق رابطه (۲) و با استفاده از شدت پیک (۲۰۰) مربوط به فاز آستنیته (γ) و پیک (۱۱۰) مربوط به فاز فریت (مارتنزیت) (α) محاسبه شد.

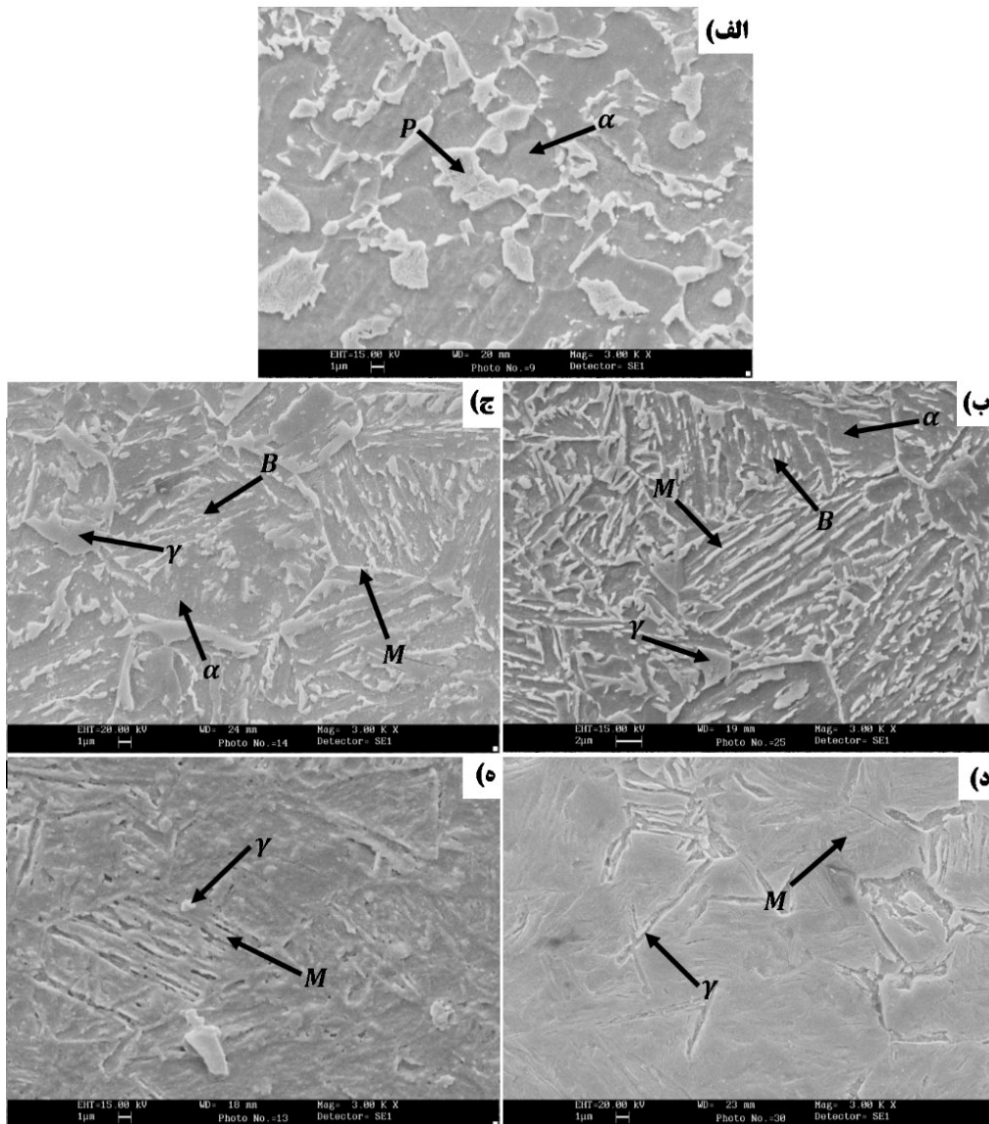
کسر حجمی γ_R برای فولاد Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb به ترتیب $26/09$ و $23/18$ درصد محاسبه گردید. لذا انتظار بر این است که فولاد Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti به دلیل داشتن کسر

دیگری از جمله ریزساختار، اندازه دانه نهایی، درصد کربن در آستنیت و ... نیز بر خواص مکانیکی فولاد موثر است.

حجمی بالاتری از γ نسبت به فولاد حاوی میکروآلیاژ Nb دارای استحکام بالاتری باشد، اما علاوه بر کسر حجمی γ_R ، عوامل



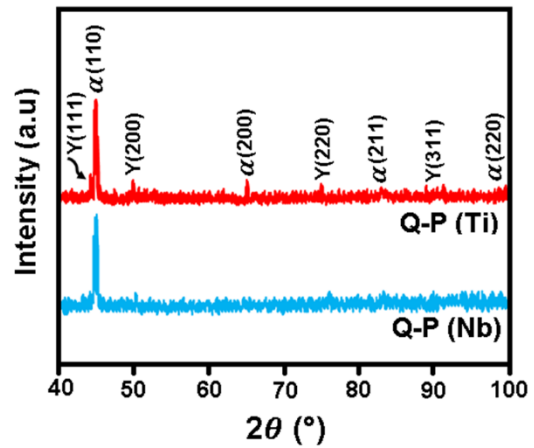
شکل ۲- شماتیک عملیات حرارتی (الف) Q-P و (ب) Q-T



شکل ۳- تصاویر SEM از: (الف) نمونه خام، (ب) نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، (ج) نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb، (د) نمونه Q-T حاوی میکروآلیاژ Ti، (ه) نمونه Q-T حاوی میکروآلیاژ Nb

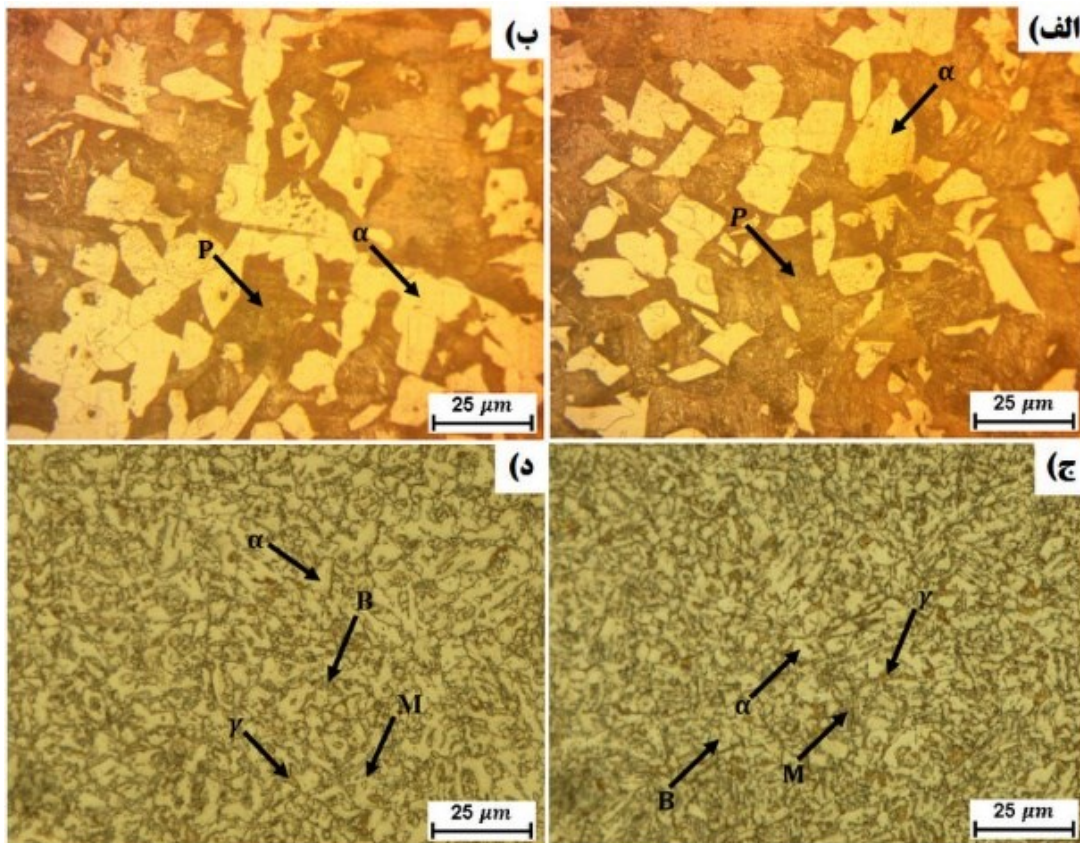
کاملاً همونیژه و فاقد هیچ‌گونه جدایش و حباب است [۲۳]. مقایسه اندازه دانه نهایی نمونه‌ها با استفاده از تصاویر میکروسکوپ نوری انجام شد، در نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb و Ti به ترتیب شکل (ج) و شکل (د) شامل مارتزیت (M)، بینیت (B)، α و γ_R است. با توجه به تصاویر میکروسکوپ نوری شکل ۵ (ج) تأییدی بر حجم بالای γ_R برای فولاد Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti نسبت به میکروآلیاژ Nb شکل ۵ (د) است. همچنین از تصاویر مذکور مشخص است که اندازه دانه فولاد Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti از فولاد Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb کمتر است، لذا انتظار می‌رود که فولاد Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti استحکام بالاتری نسبت به فولاد Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb داشته باشد.

استحکام و انعطاف پذیری، شدیداً وابسته به ترکیب شیمیایی و نوع عملیات حرارتی است. بنابراین کنترل دقیق و نظارت نزدیک بر شرایط انجام آزمایش، برای دستیابی به نتایج قابل قبول ضروری خواهد بود. در پژوهش حاضر آزمون کشش روی نمونه‌ها جهت تعیین استحکام و انعطاف‌پذیری انجام شد تا استحکام بالا همراه با انعطاف‌پذیری مناسب بدست آید. در شکل (۶)، تصویر نمونه‌های مورد استفاده پس از انجام آزمایش کشش آورده شده است.



شکل ۴- الگوی XRD نمونه‌های عملیات حرارتی بخش‌بندی حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb

بررسی ریزساختاری شمش‌های تهیه شده از کوره ESR با میکروسکوپ نوری انجام شد. همان‌طور که در شکل ۵ (الف) و (ب) به ترتیب ریزساختار شمش حاوی میکروآلیاژ Ti و میکروآلیاژ Nb مشاهده می‌شود، هر دو ریزساختار درشت دانه و بدون مک است. ریزساختار هر دو میکروآلیاژ شبیه هم بوده و شامل فازهای فریت و پرلیت است. فولادی که از طریق فرایند ESR بدست می‌آید دارای دانه‌بندی ویژه است، چون ذوب الکترونی به آرامی و منظم صورت می‌گیرد و محصول بدست آمده



شکل ۵- ریزساختار میکروسکوپ نوری (الف) شمش تهیه شده توسط کوره ESR حاوی میکروآلیاژ Ti (ب) شمش تهیه شده توسط کوره ESR حاوی میکروآلیاژ Nb (ج) عملیات حرارتی Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti (د) عملیات حرارتی Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb

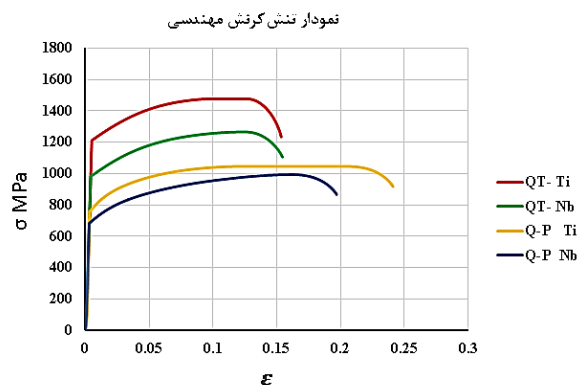
پایدار نیتريد Ti، مؤثرترین عنصر در قفل کردن مرزخانه‌ها و جلوگیری از رشد آنها به شمار می‌آید که با افزودن آن به فولاد، استحکام نیز افزایش می‌یابد [۲۴-۲۵] Nb به عنوان یک میکروآلیاژ باعث افزایش مقدار نسبی فریت در ریزساختار فولادها است [۲۶] با افزایش فریت در ریزساختار استحکام نیز کاهش می‌یابد. نمونه‌های عملیات حرارتی Q-T استحکام بیشتر ولی انعطاف پذیری کمتری نسبت به نمونه‌های Q-P دارند. چون در عملیات حرارتی Q-P میزان γ_R بیشتری در حین بخش‌بندی پایدار شده و در هنگام اعمال کرنش، γ_R به M تبدیل می‌شوند و باعث افزایش انعطاف‌پذیری و استحکام قابل قبول در عملیات حرارتی Q-P شده است.

به غیر از استحکام، سختی سطح نمونه‌ها پس از سنباده زنی از سه نقطه مختلف توسط ریزسختی سنجی ویکرز HV انجام و میانگین عدد سختی نمونه‌ها در جدول (۵) آورده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود نمونه‌های عملیات حرارتی Q-P سختی زیادی نسبت به نمونه‌های Q-T دارند، چون ریزساختار نمونه‌های Q-P شامل فازهای M و γ_R است که در حین سختی سنجی (اعمال کرنش) γ_R پایدار شده در حین بخش‌بندی به Mهای ریز سوزنی تبدیل می‌شود. ولی در نمونه‌های Q-T فازهای تشکیل دهنده شامل M و γ_R پایدار نشده است. و در حین سختی سنجی γ_R پایدار نشده به M تبدیل نمی‌شود. برای نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، HV ۳۸۸ و برای نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb، HV ۳۲۵ سختی بدست آمد. انتظار بر این است که با کاهش اندازه دانه و افزایش γ_R سختی افزایش یابد. همانطور که در جدول (۵) مشاهده می‌شود سختی نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، ۱۹/۳۸ درصد بیشتر از سختی نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb است.

چون ورق مورد استفاده در این پژوهش برای استفاده در بدنه خودرو است، بنابراین آزمایش شکل‌پذیری برای نمونه‌های Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb 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



شکل ۶- نمونه‌های A تا D پس از انجام آزمایش کشش

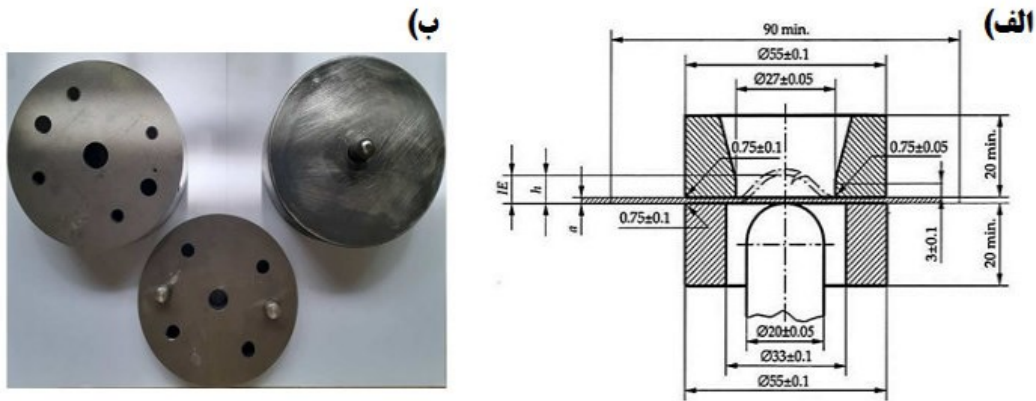


شکل ۷- نمودار تنش کرنش برای نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش

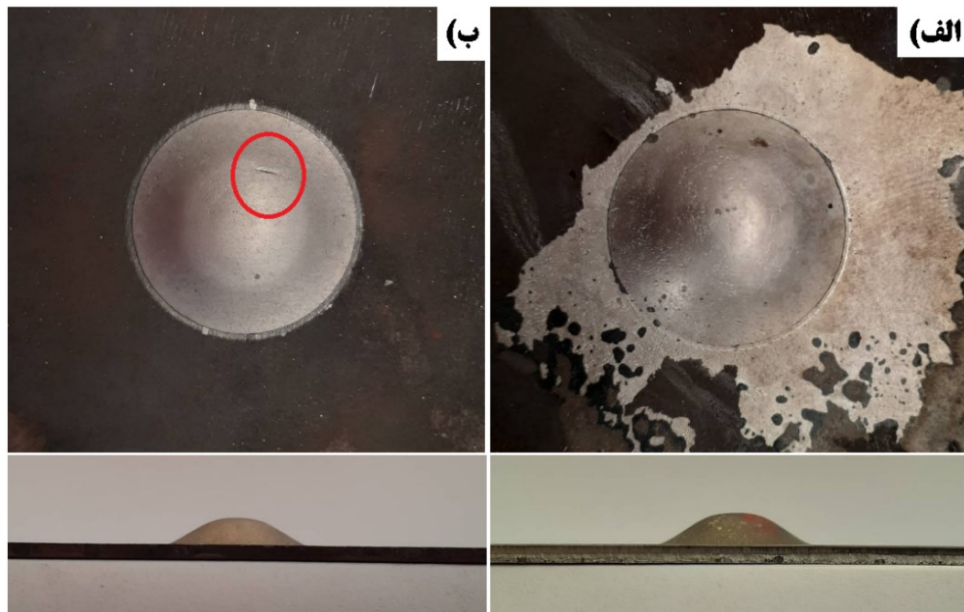
در شکل (۷)، نمودار تنش کرنش و در جدول (۵) خواص مکانیکی نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش نشان داده شده است. همانطور که در نمودار مشاهده می‌شود، نمونه Q-T حاوی میکروآلیاژ Ti دارای بیشترین استحکام حتی نسبت به نمونه Q-T حاوی میکروآلیاژ Nb است. نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti دارای استحکام و انعطاف پذیری بیشتر نسبت به نمونه حاوی میکروآلیاژ Nb است. به طور کلی این اختلاف در استحکام نمونه‌ها ناشی از تفاوت در V_f است. که به دلیل ساختار FCC به مراتب استحکام بالاتری نسبت به مارتنزیت و فریت با ساختار BCT و BCC دارد. لذا با افزایش γ_R استحکام افزایش می‌یابد. با توجه به نتایج XRD، درصد γ در نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، ۲۶/۰۹ درصد و در نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb، ۲۳/۱۸ درصد است. با توجه به میزان γ_R بیشتر در نمونه حاوی میکروآلیاژ Ti نسبت به نمونه حاوی میکروآلیاژ Nb، در حین اعمال کرنش، γ_R پایدار شده در نمونه حاوی میکروآلیاژ Ti به M سوزنی تبدیل شده و باعث افزایش استحکام در این نمونه می‌شود. Ti به خاطر اثرات رسوب سختی و تأثیر فازهای

جدول ۵- خواص مکانیکی نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش

نمونه‌ها	σ_f (MPa)	Elong. %	UTS (MPa)	σ_y (MPa)	سختی (HV)
Q-T (Ti)	۱۲۵۰	۱۶	۱۴۸۰	۱۲۰۰	۲۸۳ ± ۹
Q-T (Nb)	۱۱۲۰	۱۶	۱۲۸۰	۹۹۰	۲۹۶ ± ۱۲
Q-P (Ti)	۹۲۵	۲۴	۱۰۷۰	۷۹۰	۳۸۸ ± ۸
Q-P (Nb)	۸۲۰	۱۹	۹۸۰	۷۲۰	۳۲۵ ± ۱۱



شکل ۸- الف) شماتیک طرح آزمایش اریکسون مطابق با استاندارد DIN-۵۰۱۰۱ [۲۸].



شکل ۹- شکل پذیری نمونه‌های: الف) حاوی میکرو آلیاژ Ti و ب) Q-P حاوی میکرو آلیاژ Nb

ب) شماتیک قالب مورد استفاده برای آزمایش اریکسون نمونه‌های عملیات حرارتی Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb برای انجام آزمایش شکل پذیری توسط آزمون اریکسون انجام شد. شکل (۹) آزمایش اریکسون و برآمدگی‌های ایجاد شده را برای نمونه‌های Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti و Nb نشان می‌دهد. با استفاده از این آزمایش عدد اریکسون برای نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، $6/85$ میلی متر و برای Q-P حاوی میکروآلیاژ Nb، عدد $5/12$ میلی متر بدست آمد. بنابراین شکل پذیری میکروآلیاژ Ti نسبت به میکروآلیاژ Nb بیشتر است. در سطح برآمدگی نمونه حاوی میکروآلیاژ Nb ترک مشاهده می‌شود که ناشی از شکل پذیری پایین این نمونه نسبت به نمونه میکروآلیاژ Ti است.

قطعه و ابزار اصطکاک وجود دارد، در نتیجه تغییر شکل از حالت همگن خارج می‌شود. از مشخصات این روش، سرعت انجام آزمایش است و افزایش عمق تغییر شکل، بدون دچار شدن به پارگی، ملاکی مقایسه‌ای برای سنجش قابلیت شکل‌پذیری ماده است. آزمایش تا جایی ادامه می‌یابد که ورق پاره شود و عمق تغییر شکل 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 [۲۷]. برای انجام آزمایش اریکسون در این پژوهش، مطابق استاندارد DIN-۵۰۱۰۱ طرح قالب اریکسون مطابق شکل (۸ الف) طراحی و ساخته شد، شکل (۸ ب). همان‌طور که در شکل مشاهده می‌شود، ضخامت ورق a ، عمق نفوذ سنبه در قالب h و در نهایت IE^1 بیانگر مقدار عدد اریکسون است [۲۸]. در این آزمایش از سنبه‌ای به قطر ۲۰ میلی‌متر که با سرعت ثابت 10 mm/min حرکت می‌کند، استفاده شد.

¹ Index of Erichsen

۴- نتیجه‌گیری

دومین همایش بین‌المللی و هفتمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، سمنان، <https://civilica.com/doc/224119>

[۸] شیرعلی ع.، هنربخش رئوف ع.، بزازبنایی س.، ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد پرکربن و کم‌آلیاژ فراوری شده با فرایند سرمایش سریع و بخش‌بندی فصلنامه مهندسی متالورژی و مواد، ۱۳۹۳، ۲۶، ۱، ۱۱۵-۱۰۵.

[۹] شارتی ف.، قاسمی بناد کوکی س. ص. و مهرابی ف. و پشنکه ش.، متالوگرافی بینایت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده در یک فولاد میکروکامپوزیتی سرمایش سریع و بخش‌بندی شده، هشتمین کنفرانس و نمایشگاه بین‌المللی مهندسی مواد و متالورژی و سیزدهمین همایش ملی مشترک انجمن مهندسی متالورژی و مواد ایران و انجمن ریخته‌گری ایران، تهران، ۱۳۹۸.

[۱۰] گل‌زاده باباجان ن.، کیان‌وش ع.، بررسی تاثیر عملیات حرارتی سرمایش سریع - بخش‌بندی بر روی ریز ساختار و خواص مکانیکی فولاد حاوی عناصر آلیاژی Si و Mn و عناصر میکرو آلیاژ Al و Nb، هشتمین کنفرانس و نمایشگاه بین‌المللی مهندسی مواد و متالورژی و سیزدهمین همایش ملی مشترک انجمن مهندسی متالورژی و مواد ایران و انجمن ریخته‌گری ایران، تهران، ۱۳۹۸.

[۱۱] گل‌گذار م.ع.، اصول و کاربرهای عملیات حرارتی فولادها و چدن‌ها، اصفهان، نشر ارکان، ۱۳۷۶.

[12] Wang S.C., Journal of Material Science, 1990, 25, 187.

[13] Irvine K. J., Pickering F. B., Gladman T., Grain - Refined C-Mn Steels, JISI, February 1967, 161-182.

[14] Honeycombe R.W.K., Fundamental aspects of precipitation in Microalloyed steel, Proc. Of Inter. Conf. on HSLA steels'85, 4-8, Beijing, Nov., 1985, 243-250

[15] I. Andersen, Grong O., Acta Metall. Mater, 1995, 7, 2673-2688.

[16] Krauss G., Steels Heat Treatment and Processing Principles, ASM, 2005

[17] Alogab K.A., Matlock D.K., Speer J.G., The influence of niobium microalloying on austenite grain coarsening behavior of Ti-modified SAE 8620 steel, ISIJ International, 2007, 47(2) 307-316

[18] Wang, L. Speer, J.G. Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment, Metall. Microstruct. Anal., 2013, 2, 268-281

[19] Rowland E.S., Lyle S.R., The application of MS points to case depth measurement, Trans. ASM, 1946, 37, 27-47.

[۲۰] الماسی ا.، کیان‌وش ع.، بررسی تاثیر عملیات حرارتی سرمایش سریع - بخش‌بندی - برگشت (Q-P-T) بر ریزساختار و خواص مکانیکی یک فولاد استحکام بالای حاوی میکروآلیاژ Ti، هشتمین کنفرانس مهندسی مواد و متالورژی ۱۳۹۸، <https://civilica.com/doc/963733>

[21] ASTM Standards, Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel.

[22] Mairtrepierre P., Proceedings Int. Symposium on Boron in Steels, Met. Soc. AIME, Wisconsin, 1979, 1.

[۲۳] دانشمندی م.، بیات ا.، هادی م.، بهمنی م.، تاثیر ترکیبات مختلف سرباره در فرایند ESR بر خواص مکانیکی فولاد محتوی نیکل، کروم، مولیبدن و وانادیم، پنجمین کنگره سالانه انجمن مهندسی متالورژی ایران، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، ۱۳۸۴.

[24] Pressuyre G.M., Pirimon G., Bloneau R., Beguinot J., Thomas J., Proceedings, ASM International Conference on HSLA Steels, Metallurgy and Applications, Beijing, China, November 1985, 335.

[25] Mohrbacher H., The effects of niobium microalloying in second generation advanced high strength steels,

- ۱- عملیات حرارتی Q-P نسبت به عملیات حرارتی Q-T دارای مجموعه بهتری از انعطاف‌پذیری و استحکام است.
- ۲- نمونه Q-T حاوی میکروآلیاژ Ti دارای بالاترین استحکام (۱۴۸۰ MPa) و کمترین انعطاف‌پذیری (۰.۱۶٪) را دارد.
- ۳- نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، دارای γ_R پایدار شده بیشتر نسبت به نمونه حاوی میکروآلیاژ Nb است.
- ۴- نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، دارای استحکام و انعطاف‌پذیری بیشتری نسبت به نمونه حاوی میکروآلیاژ Nb است.
- ۵- استحکام و کرنش شکست نمونه Q-T حاوی میکروآلیاژ Ti به ترتیب ۱۶، ۱۴۸۰ MPa، درصد گزارش شد. استحکام و کرنش شکست نمونه حاوی میکروآلیاژ Nb نیز به ترتیب ۱۶ و ۱۲۸۰ MPa درصد گزارش شد.
- ۶- استحکام و کرنش شکست نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti به ترتیب ۲۴، ۱۰۷۰ MPa و استحکام و کرنش شکست نمونه حاوی میکروآلیاژ Nb به ترتیب ۹۸۰ MPa و ۱۹ درصد گزارش شد.
- ۷- عدد اریکسون برای نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، ۶/۸۵ میلی‌متر و برای میکروآلیاژ Nb، ۵/۱۲ میلی‌متر بدست آمد. بنابراین شکل‌پذیری نمونه Q-P حاوی میکروآلیاژ Ti، نسبت به نمونه میکروآلیاژ Nb بیشتر است.

مراجع

- [1] Bhadeshia H.K.D.H. Honeycombe R., Steels: Microstructure and Properties, 3th Edn. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2006.
- [2] 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, 2006, 438-440, 25-34.
- [3] 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, 2011, 59, 6059-6068.
- [4] 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, 2004, 8, 219-237.
- [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, 2013, 586, 100-107.
- [6] Liu H., Jin X., Dong H., Shi, J., Martensitic microstructural transformations from the hot stamping, quenching and partitioning process, Materials Characterization, 2011, 62, 223-227.
- [۷] شیرعلی ع.، هنربخش رئوف ع.، بزازبنایی س.، بررسی فرایند سرمایش سریع و بخش‌بندی روی یک فولاد کربن متوسط کم آلیاژ،

- [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, 1989, 03(01) 885-888.
- International steel, Technologies symposium, Taiwan, 2008
- [26] Pichler A., Hebesberger Th., Traint S., Tragl E., Kurz T., Kremaszky C., Tspouridis P., Werner E., The role of niobium in advanced sheet steels for automotive applications, Proc. of the Int. Symp. on Nb Microalloyed Sheet Steel for Automotive Appl. TMS 2006, 245.



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Comparison of Ti and Nb Microalloy Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of a Quenched-Partitioned Cast Steel

Ali Almasi¹, Abbas Kian Vash^{2*}, Abolfazl Tutunchi³

1. PhD Student 2. Professor 3. Assistant Professor
Department of Materials Engineering, University of Tabriz
* Corresponding Author: E-mail: akianvash@tabrizu.ac.ir

Paper history:

Received: 05 May 2021
Accepted: 01 July 2021

Keywords:

Quench-Partitioning,
Residual austenite,
Tensile strength,
Microalloy

Abstract:

In the present study, the effect of Ti and Nb microalloying elements on the microstructure and mechanical properties of the quench-partitioned (Q-P) steel was investigated. The samples containing Ti and Nb micro-alloying elements were subjected to Q-P heat treatment and quench-Tempering (Q-T). After Q-P and Q-T heat treatment, the properties of the samples were examined by scanning electron microscopy (SEM), X-ray analysis (XRD), microhardness, tensile tests and. The results showed that Q-P heat treatment of both sample has better mechanical properties compared to Q-T heat treatment. In the Q-P heat treatment, the plasticity of the sample containing Ti microalloy is higher than that of the Nb microalloy sample. In the Q-P heat treatment, the amount of retained austenite (γ_R) for the sample containing Ti is higher than that of the sample containing Nb. Fracture strength and strain of the sample containing Ti were recorded 1070 MPa and 24%, respectively. The fracture strength and strain of the sample containing Nb were also recorded 980 MPa and 19%, respectively.

Please cite this article using:

Ali Almasi, Abbas Kian Vash, Abolfazl Tutunchi, Comparison of Ti and Nb microalloy addition on the microstructure and mechanical properties of a quenched-partitioned cast steel, in Persian, Founding Research Journal, 2021, 5(1) 31-40.
DOI: 10.22034/FRJ.2021.284913.1135

Journal homepage: www.foundingjournal.ir