

اصلاح شگرف خواص کششی یک فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط DIN 1.5025 در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی تک مرحله‌ای در مقایسه با شرایط کاملاً مارتنزیتی

شیما پشنگه^۱، سید صادق قاسمی بنادکوکي^{۲*}

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۱۰/۱۴، ش ص: ۷۴-۵۹، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۶/۱۰)

چکیده

فولادهای استحکام بالای پیشرفته (AHSS) نتیجه تلاش بسیار زیاد محققین در زمینه طراحی و توسعه فولادهای استحکام بالا و شکل‌پذیری مناسب می‌باشند که جایگزین فولادهای متداول کوئنچ و تمپر شده‌اند. این گروه از فولادها دارای ریزساختارهای میکروکامپوزیتی شامل مخلوطی از فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت هستند. درحقیقت این گروه از فولادها با کنترل میزان پیشرفت استحاله‌های فازی آستنیت به بینیت-مارتنزیت-آستنیت باقیمانده سخت‌گردانی می‌شوند که این موضوع وجه تمایز آن‌ها در مقایسه با فولادهای متداول کوئنچ و تمپر کاملاً مارتنزیتی می‌باشد. در پژوهش حاضر رفتار کششی فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط DIN 1.5025 در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی (Q&P) تک مرحله‌ای در دمای کوئنچ 250°C (کمتر از دمای آغاز استحاله‌ی مارتنزیتی: 275°C) برای زمان‌های پارتیشن‌بندی مختلف در محدوده‌ی ۵ ثانیه تا ۱ ساعت در مقایسه با شرایط کوئنچ مستقیم بررسی شد. بررسی‌های ریزساختاری و همچنین تغییرات خواص مکانیکی به ترتیب با استفاده از میکروسکوپ‌های لیزری و الکترونی روبشی در کنار الگوی پراش پرتو ایکس و آزمون‌های کشش و سختی‌سنجی انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری نشان‌دهنده‌ی ایجاد ریزساختارهای میکروکامپوزیتی حاوی بینیت بدون کاربید-مارتنزیت-آستنیت باقیمانده در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی تک مرحله‌ای در مقایسه با ریزساختارهای کاملاً مارتنزیتی کوئنچ مستقیم است. افزایش کسر فاز آستنیت باقیمانده به مقدار بیشینه ۱۷/۸ درصد تا مدت زمان پارتیشن‌بندی ۶۰۰ ثانیه موجب اصلاح شگرف رفتار کششی نمونه‌های میکروکامپوزیتی شده است. اصلاح شگرف رفتار مکانیکی با توجه به مدت زمان پارتیشن‌بندی نمونه‌های میکروکامپوزیتی نشان‌دهنده‌ی تاثیر به‌سزایی فاز آستنیت باقیمانده بر خواص کششی به واسطه اثر پلاستیسیته‌ی حاصل از استحاله‌ی فازی (TRIP) ناشی از تحول آستنیت باقیمانده به مارتنزیت پس از اعمال تنش‌های کششی می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط DIN 1.5025، عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم در آب، کوئنچ و پارتیشن‌بندی، ریزساختارهای میکروکامپوزیتی بینیت-مارتنزیت-آستنیت باقیمانده، پدیده‌ی TRIP.

۱- دانشجوی دکتری، دانشگاه یزد، صفایه، دانشگاه یزد، پردیس فنی و مهندسی، دانشکده معدن و متالورژی

۲- دانشیار، دانشگاه یزد، صفایه، دانشگاه یزد، پردیس فنی و مهندسی، دانشکده معدن و متالورژی

*- نویسنده مسئول مقاله: sghasemi@yazd.ac.ir

پیشگفتار

یکی از اهداف مهم در صنایع فولاد توسعه فولادی با خواص مکانیکی کششی و تافنس توامان بالا در کنار کاهش هزینه‌ها و همچنین فرآیندهای ساخت آسان و ساده می‌باشد. فولادهای استحکام بالای پیشرفته با توجه به این اهداف و نیازمندی‌ها طراحی و توسعه پیدا کرده‌اند. دستیابی به ریزساختارهای میکروکامپوزیتی شامل مخلوطی از فازهای بینیت و مارتنزیت با نگهداری هم‌دما در دماهای کمتر از دمای آغاز تحول مارتنزیت یکی از روش‌های نویدبخش در دستیابی به این اهداف می‌باشد. درحقیقت تشکیل مقادیر جزئی از فاز مارتنزیت در دمای کمتر از آغاز تحول مارتنزیتی سبب تسریع تشکیل بینیت می‌شود [۳،۲،۱]. فرآیندهای عملیات حرارتی جهت دستیابی به این ریزساختارها شامل سرمایش سریع تا دماهای کمتر از دمای آغاز تشکیل مارتنزیت جهت ایجاد کسر مشخصی از فاز مارتنزیت و متعاقباً، تشکیل بینیت با نگهداری در این دما می‌باشد. پس از سرمایش مجدد تا دمای محیط، فاز آستنیت به مارتنزیت تبدیل شده و یا در دمای محیط به صورت پایدار (آستنیت باقیمانده) باقی می‌ماند. به این ترتیب ریزساختارهای چندفازی شامل مارتنزیت، بینیت و آستنیت باقیمانده غنی از کربن ایجاد می‌گردند [۶،۵،۴].

پژوهش‌های پیشین نشان دادند که ریزساختارهای نهایی حاصل پس از نگهداری هم‌دما در دماهای حوالی دمای آغاز تشکیل مارتنزیت، به میزان دما و زمان نگهداری هم‌دما و همچنین ترکیب شیمیایی فولاد بستگی دارد. در دماهای کوئنچ بالا نزدیک به دمای آغاز تشکیل مارتنزیت در نمونه‌های فولادی هیپوپوتکتوئید، ریزساختارها شامل زمینه فریت بینیتی همراه با یا بدون کاربید (متاثر از حضور عناصر آلیاژی و مدت زمان نگهداری به صورت هم‌دما)، آستنیت باقیمانده به صورت فیلم نازک و جزایر مارتنزیت/آستنیت می‌باشند [۹،۸،۷]. این ریزساختارهای چندفازی قابل مقایسه با ریزساختار فولادهای بینیتی خالی از کاربید و فولادهای کوئنچ و پارتیشن‌بندی شده می‌باشند، که در کاربرد تنش‌های کششی رفتار مکانیکی کامپوزیتی خوبی دارند [۱۲،۱۱،۱۰]. نتایج این پژوهش‌ها نشان داده است که در این فولادها ارتباط خوبی بین استحکام کششی، انعطاف‌پذیری و همچنین کارسختی ایجاد شده است.

برخلاف پژوهش‌های انجام شده در زمینه فولادهای کاملاً بینیتی خالی از کاربید و فولادهای کوئنچ و پارتیشن‌بندی، در مورد ارتباط بین ریزساختارها با خواص مکانیکی در فولادهای نگهداری شده به صورت هم‌دما در دماهای کمتر از آغاز تشکیل مارتنزیت در بین پژوهشگران اتفاق نظر وجود ندارد، چرا که در این شرایط مخلوطی از میکروفازهای بینیتی - مارتنزیتی با مورفولوژی‌های مشابه مارتنزیت بازپخت شده و بینیت حاصل می‌شود. گزارش‌های گوناگون نشان داده است که ریزساختار نهایی حاصل در این شرایط عملیات حرارتی می‌تواند کاملاً بینیتی، کاملاً مارتنزیتی و یا تلفیقی از این دو باشد [۸،۱۳،۱۴]. در پژوهشی که توسط بوهمن و همکارانش [۸] بر روی نمونه‌ی فولادی حاوی ۰/۶۶ درصد وزنی کربن انجام شد، نشان داده شد که بینیت در دماهای پایین‌تر از دمای آغاز تشکیل مارتنزیت شکل می‌گیرد و ریزساختار نهایی در این نمونه‌ها شامل بسته‌های بینیت پایینی در زمینه مارتنزیتی در کنار بلوک‌های مارتنزیت بازپخت شده می‌باشند. از سوی دیگر در این پژوهش نشان داده شد که بینیت بسیار مشابهی در شرایط نگهداری هم‌دما در دماهای بالاتر و پایین‌تر از دمای آغاز تشکیل مارتنزیت در ریزساختارها بوجود می‌آید. همچنین در ارتباط با بررسی خواص مکانیکی این گروه از فولادهای عملیات حرارتی شده، پژوهش‌ها نشان داده است که در مقایسه با نمونه‌های نگهداری شده در دماهای بالاتر از دمای آغاز تشکیل مارتنزیت استحکام تسلیم افزایش می‌یابد [۱۰،۱۵،۱۶]. نتایج پژوهش‌های انجام شده در این راستا نشان داده است که خواص مکانیکی این گروه از فولادهای عملیات حرارتی شده تحت تاثیر پارامترهای گوناگونی از جمله میزان تشکیل مارتنزیت اولیه که سبب پارتیشن‌بندی کربن به نواحی آستنیت مجاور و نتیجتاً ریز شدن کریستال‌های سوزنی بینیت فریتی تشکیل شده در حین نگهداری هم‌دما، رسوب گذاری کاربیدها حین بازپخت مارتنزیت و پایدارسازی مکانیکی آستنیت ناپایدار تشکیل شده قرار می‌گیرند. گزارش‌های ضد و نقیضی در مورد ارتباط ریزساختارها با خواص مکانیکی فولادهای کوئنچ و پارتیشن‌بندی در دماهای پایین و بالای دمای آغاز تشکیل مارتنزیت در جریان است [۱۰،۱۶،۱۷] و با توجه به عدم وجود اطلاعات قطعی و اتفاق نظر در مورد ویژگی‌های مکانیکی و ارتباط آن با ریزساختار فولادهای عملیات

به دو دسته کوئنچ مستقیم در آب (W.Q) و کوئنچ در حمام نمک مذاب با دمای 250°C و نگهداری برای زمان‌های متفاوت بین ۵ ثانیه تا ۱ ساعت جهت پارتیشن‌بندی و در پایان کوئنچ در آب تقسیم‌بندی شدند. پس از انجام سیکل‌های عملیات حرارتی، نمونه‌هایی به منظور بررسی‌های ریزساختاری مطابق با استاندارد ASTM E3 تهیه شدند. به منظور بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ‌های لیزری و میکروسکوپ الکترونی پس از آماده‌سازی، نمونه‌ها با استفاده از محلول نیتال ۱ درصد حکاکی شدند. تعیین کسر حجمی فازها با استفاده از تصاویر ریزساختاری و بکارگیری نرم‌افزار Clemex انجام شد. مشاهدات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ لیزری مدل Keyence VK-X200 و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) مدل TESCAN MIRA3 انجام شد. به منظور بررسی محتوای آستنیت باقیمانده و همچنین محاسبه محتوای کربن آن آزمون الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) توسط دستگاه Rigaku SmartLab 9kW با استفاده از اشعه $\text{Co } \alpha$ در محدوده 02° برابر با 45° تا 130° درجه تحت step size و ولتاژ و جریان به ترتیب برابر با 0.5° درجه، 40 (kV) و 135 (mA) انجام شد.

بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها با استفاده از آزمون‌های سختی‌سنجی و کشش انجام شد. اندازه‌گیری سختی در مقیاس ویکرز و با بار اعمالی 30 kg انجام شد. اعداد سختی گزارش شده براساس میانگین ۵ اندازه‌گیری در نقاط مختلف هر نمونه است. نمونه‌های مورد استفاده برای انجام آزمون کشش طبق استاندارد ASTM E 8M تهیه شدند. در هر یک از شرایط عملیات حرارتی، ۳ نمونه تحت آزمون کشش توسط دستگاه پیشرفته Zwick Roell Z100 100 مدل ZwickRoell GmbH & Co., Ulm, Germany و با سرعت کشش 10 mm/min انجام شد. داده‌های خواص کششی شامل استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی، ازدیاد طول یکنواخت و ازدیاد طول نهایی به صورت خودکار با استفاده از نرم‌افزارهای پیشرفته مربوط به دستگاه کشش گزارش گردید.

حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی (Q&P)، در این پژوهش اثر عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی تک مرحله‌ای در دمایی کمتر از دمای آغاز تشکیل مارتنزیت بر خواص مکانیکی نهایی نمونه‌های فولادی کم‌آلیاژ سیلیسیم متوسط با کد استاندارد DIN 1.5025 در مقایسه با شرایط کوئنچ مستقیم مورد بررسی قرار گرفته است. به این منظور بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ‌های لیزری و الکترونی در کنار آنالیز فازی با بکارگیری تفرق اشعه X در ارتباط با تغییرات در خواص مکانیکی با انجام آزمون‌های سختی‌سنجی و کشش انجام شده است.

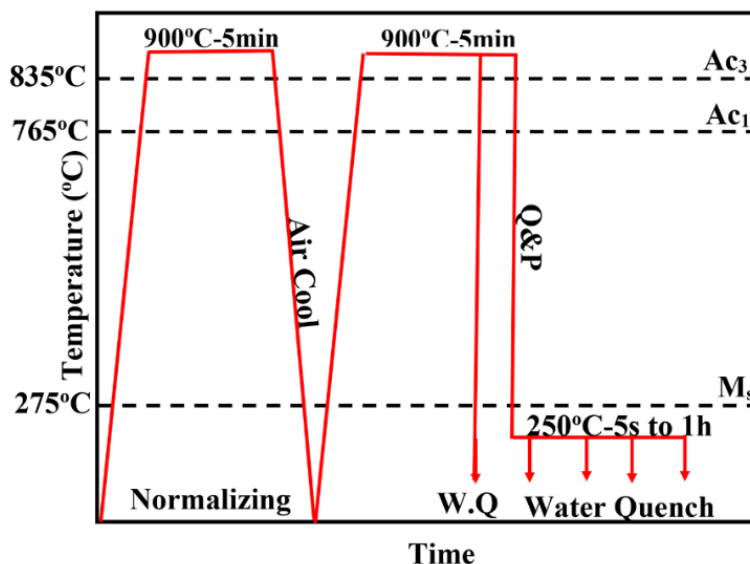
مواد و روش‌ها

مواد و پروسه‌های عملیات حرارتی

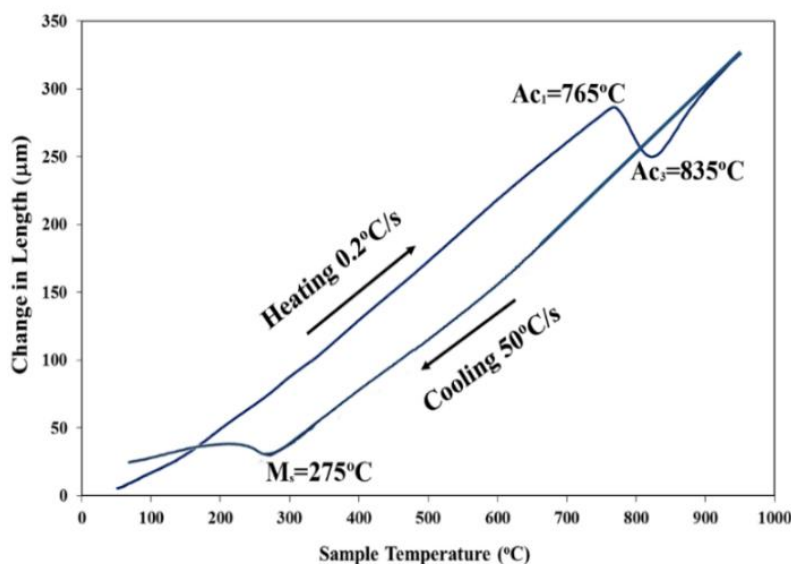
در پژوهش حاضر از تسمه‌ی فولادی با ضخامت ۱ میلیمتر با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول ۱ استفاده گردید. حضور $1/5$ درصدوزنی عنصر آلیاژی سیلیسیم به منظور جلوگیری از تشکیل سمانتیت به هنگام عملیات حرارتی پارتیشن‌بندی در نمونه‌ی فولاد انتخابی مورد نظر قرار گرفت. همچنان که عنصر آلیاژی منگنز به عنوان پایدارکننده فاز آستنیت در این گروه از فولادها مورد توجه می‌باشد. به منظور دستیابی به ریزساختارهای میکروکامپوزیتی شامل مخلوطی از فازهای مارتنزیت، بینیت و آستنیت باقیمانده سیکل‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی تک مرحله‌ای مطابق با آنچه در شکل ۱ نشان داده شده است، انجام شد. طراحی این سیکل‌های عملیات حرارتی براساس تعیین دماهای بحرانی Ac_1 ، Ac_3 و دمای آغاز تشکیل مارتنزیت (M_s) که با استفاده از آزمون دیلاتومتری که نتیجه‌ی آن در شکل ۲ نشان داده شده است، انجام گردید. این دماهای بحرانی نیز به منظور طراحی و نمایش آسان‌تر سیکل‌های عملیات حرارتی بر روی شکل ۱ نشان داده شده‌اند. سیکل‌های عملیات حرارتی طراحی شده شامل دو مرحله بوده که در مرحله اول عملیات حرارتی نرماله کردن شامل حرارت دادن در دمای 900°C به مدت ۵ دقیقه و سپس سرد کردن در هوا می‌باشد. در مرحله دوم نمونه‌های نرماله شده مجدداً به مدت ۵ دقیقه در دمای 900°C آستنیت‌ه شده و

جدول ۱- ترکیب شیمیایی ورق فولاد DIN 1.5025 مورد استفاده در پژوهش حاضر

عنصر	C	Mn	Si	Cr	S	P	Fe
درصدوزنی	۰/۵۲۹	۰/۷۲۱	۱/۶۷۰	۰/۱۲۰	۰/۰۲۳	۰/۰۲۲	Balance



شکل ۱- شماتیک سیکل‌های عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم (W.Q) در مقایسه با کوئنچ و پارتیشن‌بندی (Q&P) تک مرحله‌ای انجام شده بر روی نمونه‌های فولاد DIN 1.5025



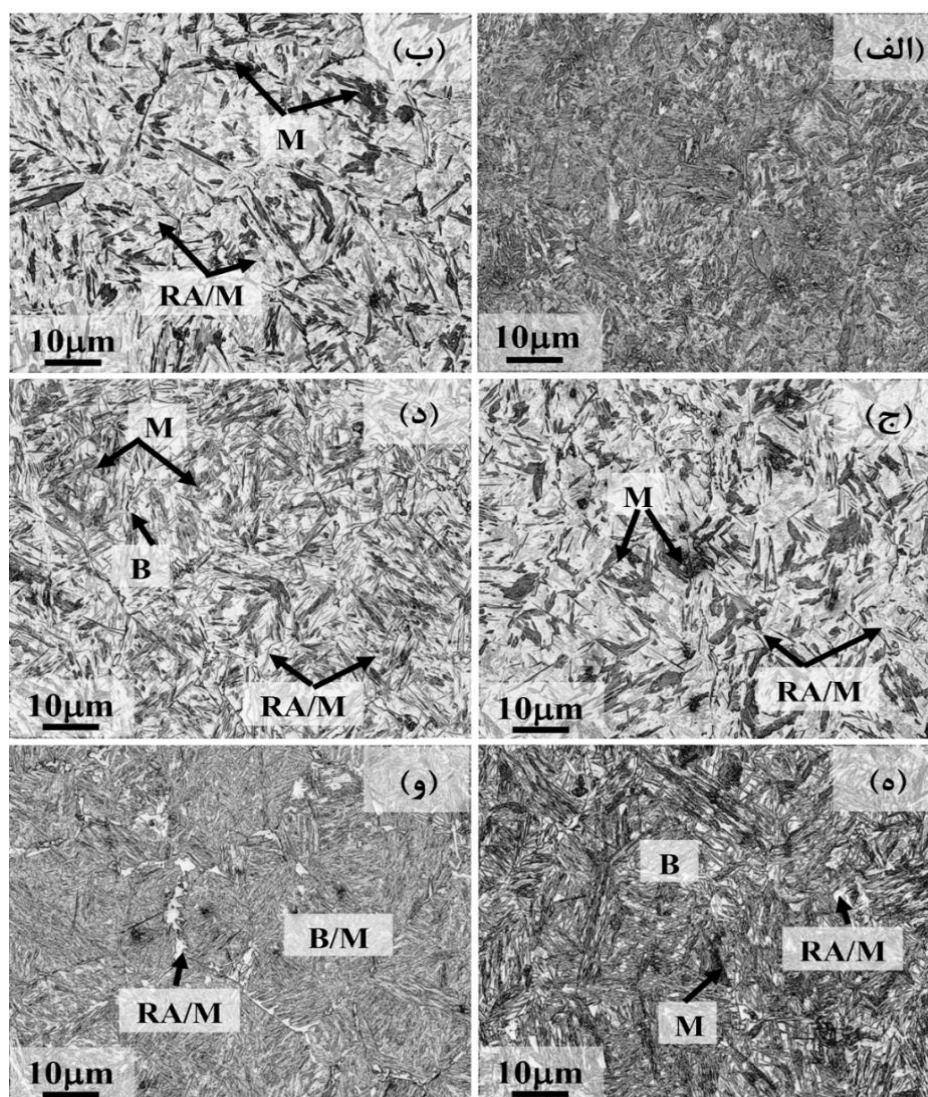
شکل ۲- نمودار تغییرات در طول نمونه برحسب دما حاصل از آزمون حرارتی دیلاتومتری به منظور تعیین دماهای بحرانی Ac_1 ، Ac_3 و M_s بر روی نمونه‌های فولادی DIN 1.5025

نتایج و بحث

بررسی‌های ریزساختاری لیزری و الکترونی

مثال‌هایی از تصاویر ریزساختاری تهیه شده توسط میکروسکوپ لیزری از نمونه‌های کوئنچ مستقیم در مقایسه با شرایط کوئنچ و پارتیشن‌بندی (Q&P) طی زمان‌های نگه‌داری متفاوت در دمای 250°C در شکل ۳ نشان داده شده است. همانطور که در تصویر ۳-الف) مشاهده می‌شود میکروساختار نمونه کوئنچ مستقیم شامل بسته‌های مختلفی از کریستال‌های مارتنزیتی با اندازه و جهت‌گیری کریستالوگرافی متفاوتی است که مشابه ریزساختارهای کاملاً مارتنزیتی در فولادهای کم‌آلیاژ عملیات حرارتی‌پذیر با کربن مشابه فولاد مورد پژوهش می‌باشد. این در حالی است که ریزساختار نمونه کوئنچ و پارتیشن‌بندی شده در زمان کوتاه ۵ ثانیه از میکروفازهای مارتنزیت و آستنیت باقیمانده که به ترتیب به صورت مناطق خاکستری رنگ زمینه و بلوک‌ها یا جزایر پراکنده سفید رنگ براق نمایان شده‌اند، تشکیل شده است (شکل ۳-ب)). کسر حجمی فازهای مارتنزیت و آستنیت باقیمانده متنظر با ریزساختار نشان داده شده در تصویر ۳-ب) به ترتیب برابر با $95/7$ و $4/3$ درصد حجمی محاسبه شد. با افزایش زمان پارتیشن‌بندی از ۵ تا ۳۰ ثانیه در دمای 250°C ، مقادیر بیشتری از کربن فرصت نموده تا از مارتنزیت فوق اشباعی که از مرحله کوئنچ اولیه به وجود آمده است (کسر فاز مارتنزیت اولیه در حدود ۲۴ درصد حجمی می‌باشد) به داخل نواحی آستنیت اولیه مجاور آنها نفوذ نموده و لذا با افزایش محتوای کربن آن، دمای M_s نواحی آستنیت تحول نیافته در دمای ثابت 250°C کاهش یافته و متعاقب آن پس از سرمایش نهایی مقادیر بیشتری از آستنیت اولیه در دمای محیط پایدار شده و به صورت مناطق سفید رنگ آستنیت باقیمانده در میکروگراف شکل ۳-ج) ظاهر می‌شود. کسر حجمی آستنیت باقیمانده در این نمونه‌ها افزایش یافته و به مقدار $5/2$ درصد حجمی برای مدت زمان پارتیشن‌بندی ۳۰ ثانیه (داده‌های تعیین کسر فازی با استفاده از نرم‌افزار Clemex) رسیده است. با افزایش

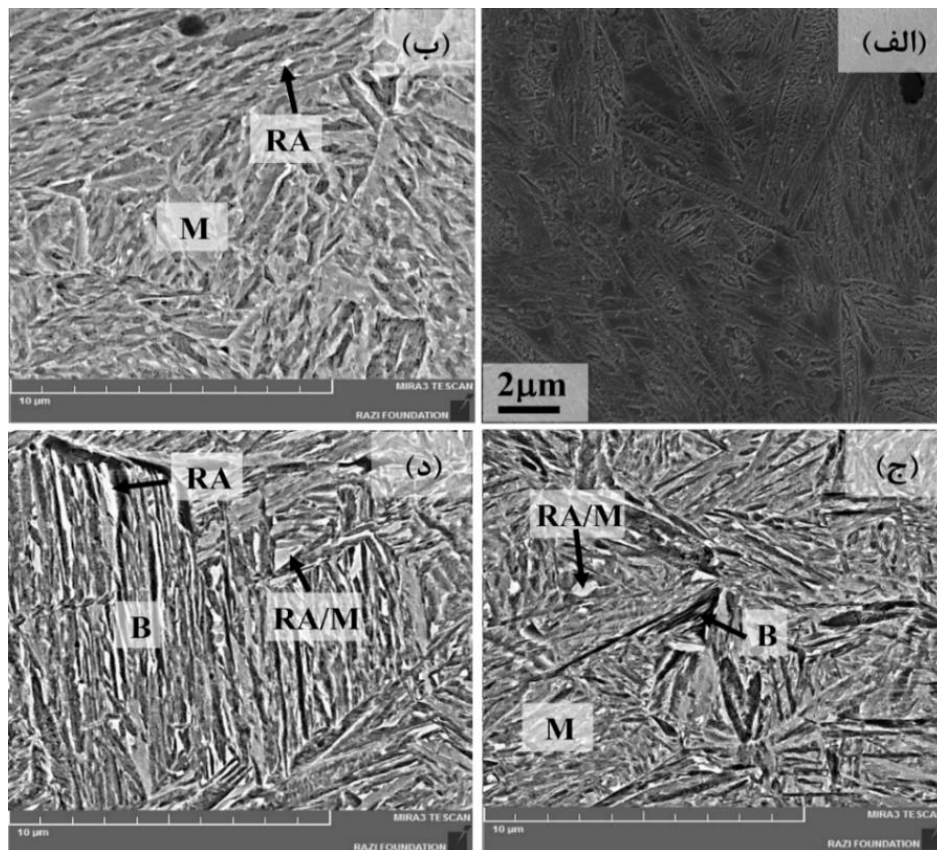
مضاعف مدت زمان پارتیشن‌بندی در حمام نمک مذاب 250°C به ۲۰۰ ثانیه، مقادیر بیشتری کربن از مارتنزیت فوق اشباع تشکیل شده در مرحله‌ی اولیه‌ی کوئنچ به داخل نواحی آستنیت اولیه مجاور آنها نفوذ کرده و ضمن کاهش دمای M_s نواحی مرزی این مناطق آستنیتی، به زیر دمای 250°C ، موجب می‌شود این دما بالای دمای M_s و کمتر از دمای B_s این فولاد قرار گرفته و شرایط برای تشکیل (جوانه‌زنی و رشد) بینیت فراهم شده و لذا کریستال‌های سوزنی شکل بینیت که به رنگ تیره در میکروگراف ۳-د) نمایان گشته‌اند، تشکیل و رشد نمایند. کسر حجمی بینیت تشکیل شده برابر با $16/6$ درصد می‌باشد که متعاقباً با کوئنچ نهایی نمونه در آب، مابقی آستنیت اولیه‌ای که در دمای 250°C و زمان ۲۰۰ ثانیه باقیمانده است تبدیل به جزایر مارتنزیت و آستنیت باقیمانده می‌گردد. همانگونه که ملاحظه می‌شود جوانه‌زنی بینیت در دمای 250°C (کمتر از دمای شروع تحول مارتنزیتی 275°C) در زمان‌های پارتیشن‌بندی کمتر از ۲۰۰ ثانیه انجام نشده است. شایان ذکر است در برخی از تحقیقات صورت گرفته گزارش شده است که دلیل اصلی جوانه‌زنی بینیت در دمای کمتر از دمای آغاز تحول مارتنزیتی 275°C ، تشکیل مقادیر جزئی از میکروفاز مارتنزیت بوده که به جوانه‌زنی و رشد فاز بینیت کمک کرده و تشکیل آن را تسریع می‌بخشد [۱۸]. با افزایش زمان پارتیشن‌بندی تا زمان‌های ۶۰۰ ثانیه و ۱ ساعت، مقدار بیشتری بینیت تشکیل شده و در نهایت طی کوئنچ نهایی در آب مقدار کمتری آستنیت اولیه غنی از کربن وجود داشته تا به مارتنزیت و آستنیت باقیمانده تبدیل شود (شکل‌های ۳-ه) و (و)). مشاهدات ریزساختاری ارائه شده در میکروگراف ۳-و) نشان می‌دهد مارتنزیت و بینیت به صورت زمینه خاکستری رنگ ظاهر شده و تفکیک سازی آستنیت باقیمانده از بینیت و مارتنزیت به صورت واضح امکان‌پذیر نیست.



شکل ۳- تصویرهای میکروسکوپ لیزری تهیه شده از نمونه‌های کوئنچ مستقیم (الف) در مقایسه با شرایط کوئنچ و پارتیشن‌بندی در حمام نمک مذاب 250°C برای مدت زمان‌های: (ب) ۵ ثانیه؛ (ج) ۳۰ ثانیه؛ (د) ۲۰۰ ثانیه؛ (ه) ۶۰۰ ثانیه و (و) ۱ ساعت

نمی‌گیرد این مرزها از بین نمی‌روند. ثانياً در میکروگراف‌های شکل ۴، میکروفازهای بینیت و بسته‌های مارتنزیت به ترتیب به صورت مناطق مشکی رنگ و خاکستری ظاهر شده‌اند؛ این در حالی است که آستنیت باقیمانده با مورفولوژی فیلم نازک در بین تیغه‌های بینیت و یا مارتنزیت و همچنین با مورفولوژی جزایر بلوکی شکل به رنگ سفید براق قابل مشاهده است. از سوی دیگر بررسی این تصاویر ریزساختاری نیز تایید کننده این موضوع است که با افزایش مدت زمان پارتیشن‌بندی کسر فاز آستنیت باقیمانده افزایش می‌یابد که این موضوع به واسطه پارتیشن‌بندی و نفوذ مضاعف کربن از مناطق مارتنزیتی فوق اشباع از کربن به داخل نواحی آستنیت مجاور آنها است.

جزئیات بیشتر میکروساختاری در نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم در مقایسه با شرایط کوئنچ و پارتیشن‌بندی تک مرحله‌ای با استفاده از تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت و میکروگراف‌های متناظر از نمونه‌های پارتیشن‌بندی شده طی زمان‌های نگهداری متفاوت در حمام نمک مذاب 250°C در شکل ۴ نشان داده شده‌اند. مشاهدات ریزساختاری فوق نشان می‌دهد که اولاً مرزخانه‌های آستنیت اولیه به طور واضح قابل تشخیص بوده که این امر به دلیل ماهیت برشی تحولات فازی مارتنزیتی و بینیتی است. تحولات فازی مارتنزیتی و بینیتی از مرزخانه‌های آستنیت اولیه شروع شده و با توجه به اینکه نفوذ و جابجا شدن اتم‌های جانشینی سنگین آهن صورت



شکل ۴- تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شده از نمونه‌های کوئنچ مستقیم (الف) در مقایسه با شرایط کوئنچ و پارتیشن‌بندی در حمام نمک مذاب 250°C برای مدت زمان‌های: (ب) ۵ ثانیه؛ (ج) ۲۰۰ ثانیه و (د) ۱ ساعت

حجمی) افزایش می‌یابد. افزایش قابل توجهی در محتوای فاز آستنیت باقیمانده به $8/1$ درصد حجمی در مدت زمان ۲۰۰ ثانیه رخ داده است و سپس مقدار بیشینه $17/8$ درصد حجمی فاز آستنیت باقیمانده در نمونه‌های نگهداری شده به مدت ۶۰۰ ثانیه در دمای 250°C ایجاد شده است. در ادامه و با نگهداری بیش از مدت زمان ۶۰۰ ثانیه در دمای 250°C ، مقدار فاز آستنیت باقیمانده به شدت کاهش می‌یابد و به مقدارهای $10/2$ و $7/8$ درصد حجمی به ترتیب در زمان‌های نگهداری ۱۸۰۰ ثانیه و ۱ ساعت می‌رسد. تغییرات در محتوای کربن فاز آستنیت باقیمانده در دمای پارتیشن‌بندی 250°C نیز سه مرحله‌ای و شامل: $0.75\text{wt.}\% - 0.66\text{wt.}\%$ از ۵ تا ۵۰ ثانیه، $0.9\text{wt.}\% - 0.75\text{wt.}\%$ از ۵۰ تا ۶۰۰ ثانیه و $1.2\text{wt.}\% - 0.9\text{wt.}\%$ از ۶۰۰ تا ۱۸۰۰ ساعت را در مقیاس مدت زمان پارتیشن‌بندی نشان می‌دهند. بنابراین می‌توان جمع‌بندی نمود که مرحله اول پارتیشن‌بندی کربن، عمدتاً به دلیل توزیع مجدد کربن از مناطق مارتنزیت اولیه تشکیل شده به صورت هم‌دما به

بررسی آنالیز فازی آستنیت باقیمانده با استفاده از الگوی پراش پرتو ایکس

جدول ۲ کسر حجمی نهایی فاز آستنیت باقیمانده در دمای اتاق و محتوای متوسط کربن متناظر با آن برای نمونه‌های کوئنچ مستقیم و همچنین نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی در زمان‌های متفاوت در حمام نمک 250°C که با استفاده از نتایج الگوهای پراش پرتو ایکس (XRD) حاصل شده‌اند، را نشان می‌دهد. همانطور که داده‌های حاضر در جدول ۲ نشان می‌دهد، اولاً در نمونه‌ی کوئنچ مستقیم کسر اندکی آستنیت باقیمانده برابر با $3/2$ درصد و محتوای کربن $0.6\text{ wt.}\%$ ایجاد شده است که نشان دهنده‌ی ساختار غالب مارتنزیتی است. از سوی دیگر در نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در دمای 250°C کسر فاز آستنیت باقیمانده در ابتدا با شیب صعودی کمی تا مدت زمان ۵۰ ثانیه ($4/3 - 5/7$ درصد

عملیات حرارتی شده، داده‌های خروجی از نمودارهای تنش- کرنش مهندسی نشان داده شده در شکل ۵ در جدول ۳ آورده شده است. همانطور که ملاحظه می‌شود، نمونه‌ی کوئنچ مستقیم به واسطه دارا بودن ریزساختار مارتنزیتی بالاترین میزان استحکام (۲۵۶۴ مگاپاسکال) با کم‌ترین میزان ازدیاد طول کلی ۴/۳ درصد را در مقایسه با نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی نشان می‌دهد. همچنین بررسی کلی نتایج موجود در جدول ۳ نشان‌دهنده‌ی سیر نزولی در مقادیر استحکام کششی و استحکام تسلیم در بازه‌ی زمانی پارتیشن‌بندی ۵ الی ۶۰۰ ثانیه و سپس افزایش این مقادیر تا مدت زمان ۱ ساعت می‌باشد. کمینه-ی استحکام کششی و استحکام تسلیم مربوط به نمونه‌های پارتیشن‌بندی شده به مدت ۶۰۰ ثانیه بوده که به ترتیب برابر با ۲۳۹۰ و ۱۲۳۰ مگاپاسکال می‌باشند. این در حالی است که این نمونه‌ها بیشینه مقدار حاصلضرب استحکام کششی نهایی در درصد ازدیاد طول کلی (PSE) را دارند که برابر با ۲۸/۵ (GPa%) می‌باشد، که درحقیقت نشان-دهنده‌ی بهبود توان انعطاف‌پذیری و استحکام کششی در این نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی است. همانطور که پیش از این نیز اشاره شد بررسی جزییات ریزساختاری با استفاده از الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) نشان دهنده‌ی حضور مقدار بیشینه کسر فاز آستنیت باقیمانده در این نمونه‌ها بوده و مقدار آن برابر با ۱۷/۸ درصد می‌باشد. فاز آستنیت باقیمانده به بهبود انعطاف‌پذیری و همچنین استحکام کششی در نتیجه اثر پلاستیسته حاصل از تحول فاز (TRIP) کمک می‌کند [۱۱،۲۰]. در حقیقت حین تغییر شکل پلاستیک، فاز آستنیت باقیمانده به مارتنزیت تبدیل می‌گردد و به واسطه تغییر حجم ایجاد شده در نتیجه تحول مارتنزیتی مناطق اطراف کارسخت شده و در نتیجه بهبود انعطاف‌پذیری را سبب می‌شود. از طرف دیگر دگرگونی فازی از آستنیت به مارتنزیت سبب تشکیل کسر بالاتری فاز سخت مارتنزیت می‌شود و متعاقباً افزایش استحکام کششی را منجر می‌گردد. مشابه با این رفتار را می‌توان در نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در دمای ۲۵۰°C به مدت ۶۰۰ ثانیه مشاهده کرد. این نمونه‌ی عملیات حرارتی شده به دلیل داشتن محتوای فاز آستنیت باقیمانده بیشینه (۱۷/۸ درصد حجمی) رفتار مکانیکی بهتری (استحکام کششی ۲۳۹۰ مگاپاسکال با ازدیاد طول کلی ۱۱/۹ درصد)

نواحی آستنیت مجاور (به دلیل آزاد سازی تنش در آستنیت) [۱۹] بوده و تشدید پارتیشن‌بندی کربن در مرحله دوم به دلیل تشکیل کسر قابل توجهی از جزء فریتی بینیت در این مرحله است که باعث می‌گردد مقادیر بالای از کربن به فاز آستنیت استحاله نیافته‌ی مجاور آن پارتیشن‌بندی کند. کاهش در مقدار فاز آستنیت باقیمانده پس از مدت زمان نگه‌داری ۶۰۰ ثانیه به دلیل تشکیل مقادیری بینیت بوده در حالی که محتوای کربن فاز آستنیت باقیمانده نسبتاً کم است (۰/۹wt.%). در این شرایط، پارتیشن‌بندی کربن به مرکز نواحی آستنیت استحاله نیافته محدود می‌گردد (به دلیل ساختار فشرده آن) و در نتیجه مناطق نزدیک به فصل مشترک مارتنزیت با آستنیت و بینیت غنی از کربن شده و محتوای کربن آن از مقادیر میانگین گزارش شده از داده‌های XRD بالاتر خواهد بود. بدین ترتیب تمایل برای رسوب‌گذاری کاربیدها و در نتیجه تشکیل مقادیر بالایی از بینیت در مدت زمان‌های طولانی‌تر نگه‌داری هم‌دما مساعد می‌گردد.

بررسی رفتار کششی شگرف نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی

به منظور بررسی رفتار کششی و انعطاف‌پذیری نمونه‌های عملیات حرارتی شده از آزمون کشش استفاده شد و مثال‌هایی از نمودارهای تنش- کرنش حقیقی ((الف) و (ب)) و همچنین تنش- کرنش مهندسی ((ج) و (د)) مربوط به نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی برای مدت زمان‌های گوناگون در محدوده‌ی ۵ ثانیه تا ۱ ساعت در مقایسه با شرایط کوئنچ مستقیم در شکل ۵ نشان داده شده است. همانطور که در نمودارهای کششی مشاهده می‌گردد، نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی در زمان‌های نگه‌داری کم رفتار کششی ترد مشابه با نمونه‌های کوئنچ مستقیم از خود نشان می‌دهند در حالی که در نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی برای زمان‌های طولانی مدت رفتار کششی نرم مشاهده می‌گردد. مضافاً تمامی نمونه‌ها رفتار کششی تسلیم پیوسته از خود نشان می‌دهند. در حقیقت در نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی چگالی بالایی از نابیایی‌های قفل نشده در نتیجه تشکیل مارتنزیت حین مرحله نهایی سرمایه‌ش در آب تشکیل می‌شود که سبب رفتار تسلیم پیوسته می‌گردد. به منظور مقایسه آسانتر روند تغییرات خواص کششی نمونه‌های

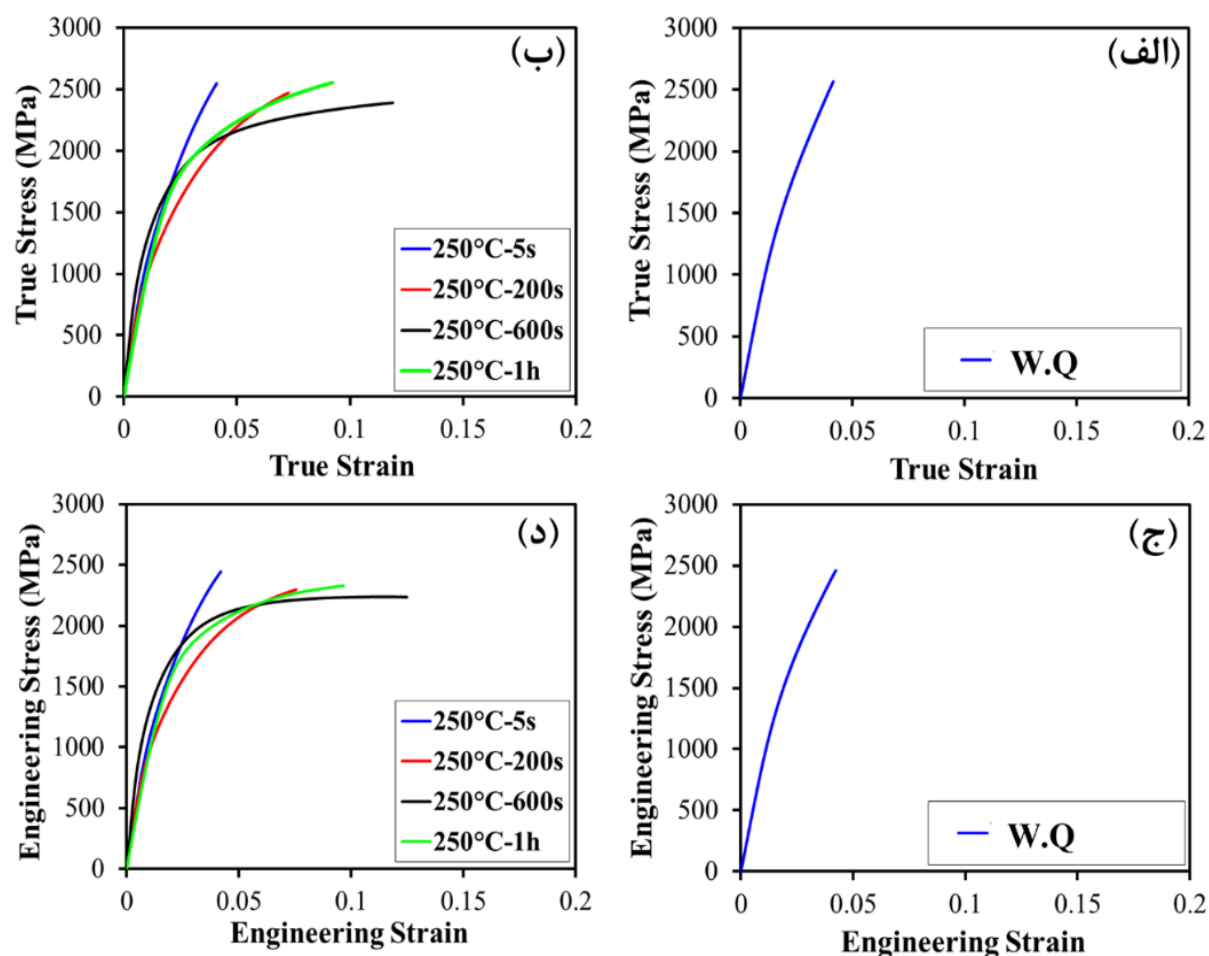
مگاپاسکال) که به دلیل حضور کسر قابل توجه فاز آستنیت باقیمانده نرم در ریزساختار آن می‌باشد.

را در مقایسه با سایر شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در این دما و همچنین کوئنچ مستقیم نشان می‌دهد. از طرف دیگر کمینه استحکام تسلیم در این شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی مشاهده می‌شود (مطابق با جدول ۳ استحکام تسلیم برابر با ۱۲۳۰

جدول ۲- میانگین کسر فاز آستنیت باقیمانده (± 2) و محتوای کربن متناظر با آن (± 0.1) اندازه‌گیری شده براساس پراش پرتو ایکس برای نمونه‌های کوئنچ مستقیم (W.Q) در مقایسه با شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی برای مدت زمان‌های نگهداری متفاوت در دمای 250°C

مدت زمان نگهداری هم‌دما (ثانیه)							RA/ CC %	دمای سرمایش اولیه ($^{\circ}\text{C}$)	
۳۶۰۰	۱۸۰۰	۶۰۰	۳۰۰	۲۰۰	۵۰	۵	۰		
۷/۸	۱۰/۲	۱۷/۸	۱۱/۹	۸/۱	۵/۷	۴/۳	RA	۲۵۰	
۱/۲۱	۱/۱	۰/۹۱	۰/۸۸	۰/۸۵	۰/۷۵	۰/۶۶	CC		
							۳/۲	RA	W.Q
							۰/۶۰	CC	

علائم اختصاری در جدول: RA، CC و W.Q به ترتیب کسر فاز آستنیت باقیمانده، محتوای کربن متناظر با آن و عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم را نشان می‌دهند.



شکل ۵- مقایسه نمودارهای تنش - کرنش حقیقی (الف) و (ب) و همچنین تنش - کرنش مهندسی (ج) و (د) برای نمونه‌های کوئنچ مستقیم (W.Q) ((الف) و (ج)) در مقایسه با شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در دمای ثابت ۲۵۰°C برای زمان‌های نگهداری متفاوت نشان داده شده در تصویرهای (ب) و (د)

جدول ۳- داده‌های استحکام کششی، استحکام تسلیم، ازدیاد طول یکنواخت، ازدیاد طول کلی و حاصلضرب استحکام کششی در درصد ازدیاد طول کلی مستخرج از آزمون‌های کشش (تنش - کرنش مهندسی (شکل ۵-ج) و (د)) نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم (W.Q) در مقایسه با شرایط کوئنچ و پارتیشن‌بندی

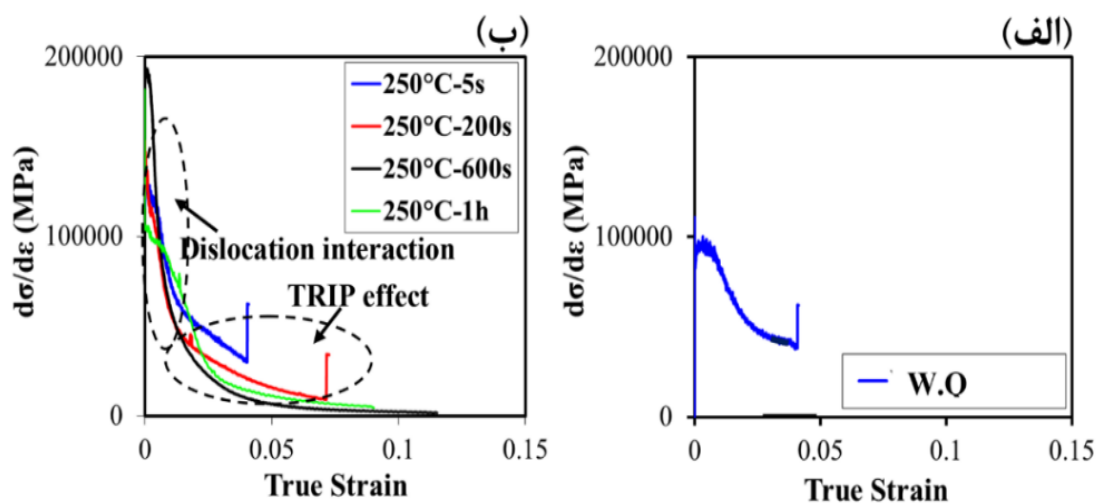
کد نمونه	استحکام تسلیم (MPa) (YS)	استحکام کششی (MPa) (TS)	ازدیاد طول یکنواخت (UE) (%)	ازدیاد طول کلی (TE) (%)	حاصلضرب استحکام کششی در درصد ازدیاد طول (TS*UE) (%GPa)
W.Q	۱۵±۱۸۰۰	۴۰±۲۵۶۴	۴/۰±۳/۲	۴/۰±۳/۲	۱۱/۰±۱۰/۰۱۵
۲۵۰°C-۵s	۱۵±۱۳۹۵	۳۰±۲۵۴۵	۴/۰±۴/۵	۴/۰±۴/۵	۱۱/۰±۲۰/۰۱۵
۲۵۰°C-۲۰۰s	۱۰±۱۲۷۵	۲۰±۲۴۷۰	۵/۰±۸/۱۵	۷/۰±۶/۵	۱۸/۰±۸۰/۰۱
۲۵۰°C-۶۰۰s	۲۰±۱۲۳۰	۲۰±۲۳۹۰	۰±۵/۱	۱۱/۱±۹	• ۲۸/۰±۵۰/۰۲
۲۵۰°C-۱h	۱۵±۱۶۶۷	۲۰±۲۵۵۲	۷/۰±۳/۲	۹/۱±۶	۲۴/۰±۵۰/۰۲

- حداکثر حاصلضرب استحکام کششی با ازدیاد طول کلی در نمونه‌ی کوئنچ و پارتیشن‌بندی شده در دمای ۲۵۰°C به مدت زمان ۶۰۰ ثانیه که حاوی مقدار بیشینه ۱۷/۸ درصد آستنیت باقیمانده است، ایجاد شده است.

بررسی رفتار کارسختی نامتعارف نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی

با چگالی بالای نابجایی‌ها منجر به کاهش طول خط نابجایی‌های متحرک شده و در نتیجه آن تنش در حین تغییر شکل پلاستیک افزایش می‌یابد. این موضوع واضح است که در چگالی بالاتر نابجایی‌ها، واکنش بین آن‌ها در حین تغییر شکل پلاستیکی آسان‌تر می‌شود. واکنش شدیدتر میان نابجایی‌ها می‌تواند به طور مستقیم همراه با کاهش سریع طول خط نابجایی فعال شود و بنابراین سبب افزایش تنش سیلانی و یا به عبارت دیگر نرخ کارسختی بالاتر گردد. علاوه بر این، مقایسه منحنی‌های نرخ کارسختی در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی نشان می‌دهد که برای نمونه‌های با محتوای بالاتر کسر آستنیت باقیمانده (از جمله نمونه‌های عملیات حرارتی شده به مدت ۶۰۰ ثانیه در دمای 250°C) نرخ کارسختی بالاتری را در مقایسه با سایر نمونه‌های عملیات حرارتی شده می‌توان مشاهده کرد. واضح است که در حین فرآیند کرنش‌سختی، مناطق آستنیت باقیمانده موجود در ریزساختارهای میکروکامپوزیتی به مارتنزیت تبدیل می‌گردد (به دلیل پدیده‌ی TRIP) و سبب افزایش نرخ کارسختی در نمونه‌های عملیات حرارتی با مقدار بیشینه آستنیت باقیمانده می‌شود [۲۲]. در سایر نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی با محتوای کم‌تر فاز آستنیت باقیمانده (براساس نتایج الگوی پراش پرتو ایکس که در جدول ۲ آورده شده است) در منطقه اولیه کرنش‌دهی نرخ کار سختی کاهش می‌یابد.

در شکل ۶ منحنی‌های تغییرات کارسختی ($d\sigma/d\varepsilon$) برحسب کرنش حقیقی بدست آمده از داده‌های تنش-کرنش حقیقی نمونه‌های تهیه شده در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در مقایسه با نمونه‌های کوئنچ مستقیم نشان داده شده است. همانطور که در این نمودارها مشاهده می‌گردد، مقادیر $d\sigma/d\varepsilon$ برحسب کرنش حقیقی برای نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی در زمان‌های کوتاه مشابه با نمونه‌های کوئنچ مستقیم به سرعت کاهش می‌یابد و رفتار کارسختی یک مرحله‌ای ناشی از رفتار کششی ترد و شکننده‌ای (شکل ۶-الف و ب)) را مشابه نمونه‌های کاملاً مارتنزیتی در فولادهای عملیات حرارتی‌پذیر کوئنچ و تمپر از خود نشان می‌دهند. این در حالی است که نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در زمان‌های طولانی مدت رفتار کارسختی دو مرحله‌ای از خود نشان می‌دهند بطوریکه در مرحله اولیه، کارسختی به سرعت کاهش می‌یابد، سپس مقادیر کارسختی به یک مقدار مشخص و ثابت می‌رسد و یا به آرامی تا وقوع شکست به طور ملایم افت می‌کند (شکل ۶-ب)). این نتایج نشان می‌دهد که با افزایش مدت زمان پارتیشن‌بندی در دماهای پایین‌تر از دمای آغاز استحاله‌ی مارتنزیتی، نرخ کارسختی به واسطه کاهش چگالی نابجایی در نمونه‌ها کاهش می‌یابد [۲۱]. واکنش مناطق مارتنزیتی



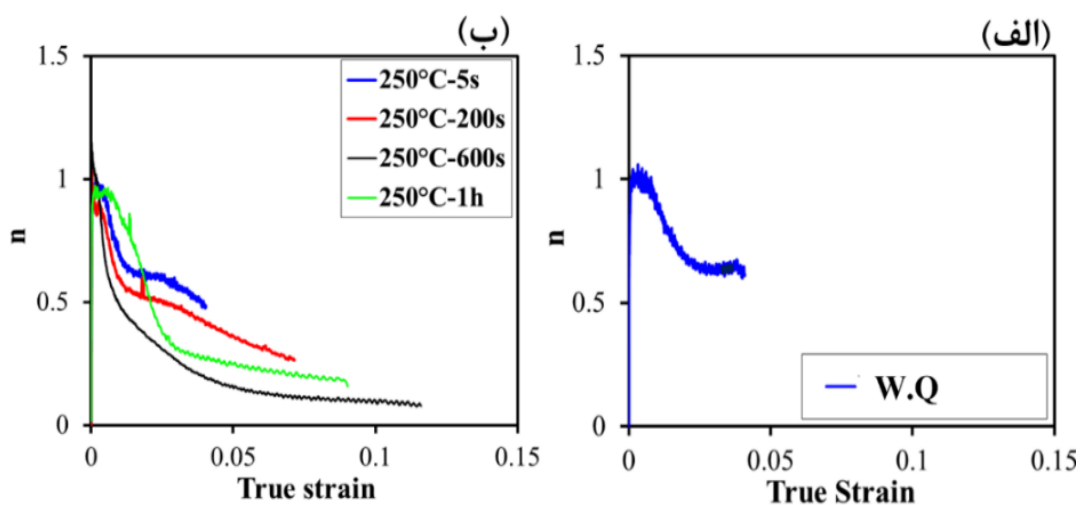
شکل ۶- مقایسه منحنی‌های تغییرات نرخ کارسختی ($d\sigma/d\varepsilon$) برحسب کرنش حقیقی در شرایط: (الف) کوئنچ مستقیم (W.Q)؛ (ب) عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در دمای ثابت 250°C برای مدت زمان‌های نگهداری متفاوت نشان داده شده در تصویر

کربن نسبتا بالا که به پایداری مکانیکی این فاز کمک می-کنند، کاهش می-یابد. به بیان دیگر فاز آستنیت باقیمانده به دلیل پایداری مکانیکی بالا در نمونه‌های پارتیشن‌بندی شده در زمان طولانی مدت یک ساعت به فاز مارتنزیت تبدیل نخواهد شد.

مقایسه تغییرات ریزساختاری و سختی سنجی نمونه‌های کوئنچ مستقیم با شرایط کوئنچ و پارتیشن‌بندی

در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم، نمونه‌ها دارای ریزساختار غالب مارتنزیتی می‌باشند که یک فاز سخت و ترد است. به منظور مقایسه، داده‌های سختی مربوط به نمونه‌های کوئنچ مستقیم و همچنین عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در شکل ۸ نشان داده شده است. داده‌ی سختی مربوط به نمونه‌ی کوئنچ مستقیم برابر با ۸۰۰ ویکرز است. مقایسه این نتیجه با مقدار عدد سختی تئوری ریزساختار کاملا مارتنزیتی در فولادهای کم‌آلیاژ با کربن مشابه فولاد مورد پژوهش که برابر با ۷۹۰ ویکرز گزارش شده است نشان می‌دهد که در این پژوهش بین نتایج عملی و تئوری انطباق خوبی وجود دارد. ملاحظه می‌گردد که اعداد سختی در نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در مقایسه با نمونه‌های کوئنچ مستقیم (۸۰۰) مقادیر کمتری را دارا هستند.

شکل ۷ تغییرات مقدار ضریب کرنش سختی (n) برحسب کرنش حقیقی مربوط به نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم را در مقایسه با شرایط مختلف عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در دمای ثابت 250°C نشان می‌دهد. بررسی منحنی‌ها نشان می‌دهد که شیب کاهشی در نرخ کارسختی با افزایش مدت زمان پارتیشن‌بندی هم‌دمای رخ می‌دهد. همچنین منحنی‌های تغییرات ضریب کرنش سختی (n) برحسب کرنش حقیقی در تمامی شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی شیب کاهشی شدیدی را در مراحل اولیه اعمال کرنش نشان می‌دهند. پس از مرحله اولیه کاهش شدید در مقادیر ضریب کرنش سختی، رسیدن به شرایط پایدار با افزایش میزان کرنش را می‌توان در منحنی‌های پارتیشن‌بندی شده در زمان‌های طولانی‌تر مشاهده نمود. کاهش شدید در مقدار ضریب کرنش سختی در مرحله اولیه اعمال کرنش نشان دهنده این موضوع می‌باشد که کسر زیادی از فاز آستنیت باقیمانده در نتیجه پدیده‌ی TRIP در همان مراحل اولیه اعمال کرنش در اثر ایجاد تنش‌های کششی به مارتنزیت تبدیل شده و موثر بر مقادیر ضریب کرنش سختی می‌باشند. در کرنش‌های بالاتر، مقادیر بیشتری از فاز آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌شود و بنابراین ایجاد ناحیه‌ی مسطح و یا شیب ملایم افزایشی در منحنی‌های تغییرات مقادیر ضریب کرنش سختی قابل مشاهده می‌باشد [۲۳، ۲۴]. اما پدیده‌ی TRIP به واسطه حضور فاز آستنیت باقیمانده با مورفولوژی فیلم نازک و محتوای

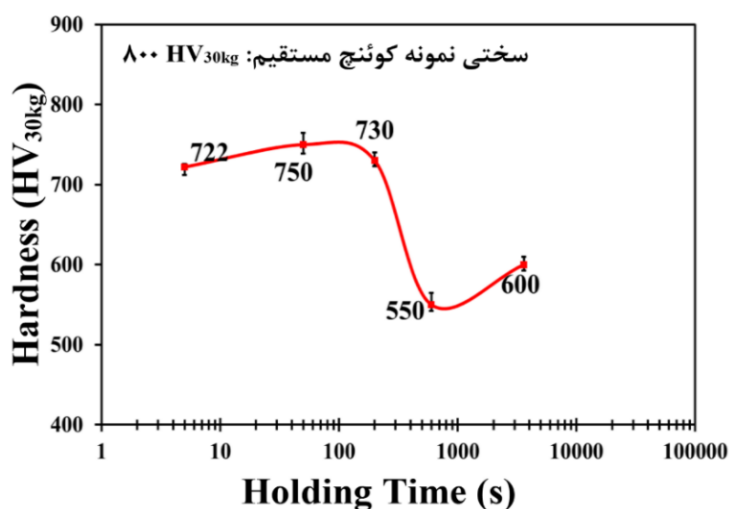


شکل ۷- منحنی‌های تغییرات ضریب کارسختی (n) برحسب کرنش حقیقی در شرایط عملیات حرارتی: (الف) کوئنچ مستقیم (W.Q.); (ب) عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در دمای ثابت 250°C برحسب زمان‌های نگهداری نشان داده شده در تصویر

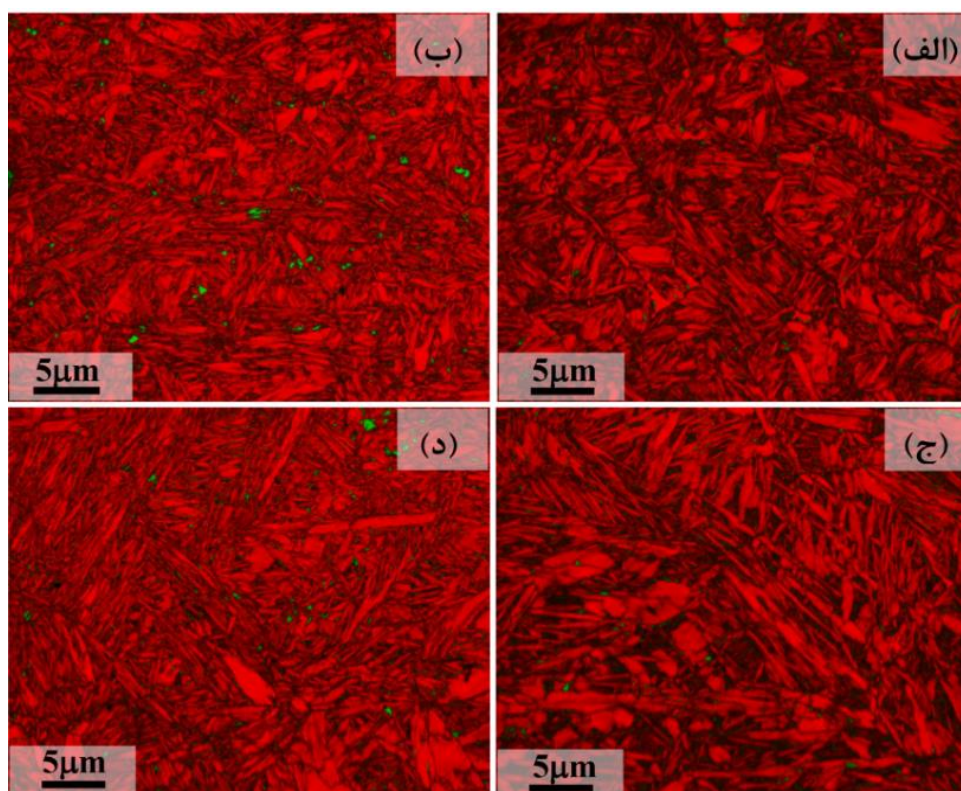
ریزساختار مارتنزیتی آن باز می‌گردد. به منظور تایید این موضوع مثال‌هایی از ریزساختار نمونه‌های کوئنچ مستقیم و کوئنچ و پارتیشن‌بندی که با استفاده از پراش الکترون-های برگشتی (EBSD) حاصل شده است، در شکل ۹ نشان داده شده است. تصویر ۹-الف) ریزساختار نمونه‌ی کوئنچ مستقیم است که نمایانگر ریزساختار غالب مارتنزیتی است (مناطق قرمز تیره رنگ) و تنها جزیره‌های کوچک اندکی به رنگ سبز ظاهر شده که فاز آستنیت باقیمانده می‌باشد. تصاویر تهیه شده با استفاده از آنالیز پراش الکترون‌های برگشتی از نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی در زمان‌های نگهداری متفاوت در تصاویر ۹-ب)، ج) و د) نشان داده شده‌اند که در انطباق با تصاویر تهیه شده با استفاده از میکروسکوپ لیزری می‌باشد و تایید کننده ایجاد ریزساختارهای میکروکامپوزیتی حاوی کسر حجمی متفاوتی از فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده است.

همچنین با افزایش مدت زمان پارتیشن‌بندی در دمای 250°C در ابتدا مقادیر سختی در محدوده‌ی $722-740$ ویکرز تا مدت زمان پارتیشن‌بندی 200 ثانیه نسبتاً ثابت باقی می‌ماند و پس از آن با شیب شدیدی کاهش یافته و کمینه مقدار آن در مدت زمان پارتیشن‌بندی 600 ثانیه (550 ویکرز) حاصل شده است. مجدداً با افزایش مدت زمان پارتیشن‌بندی از 600 ثانیه تا 1 ساعت، افزایش ملایمی در سختی از 550 تا 600 ویکرز مشاهده می‌گردد. کمینه‌ی سختی در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی به واسطه‌ی حضور بیشینه کسر فاز آستنیت باقیمانده ($17/8$ درصد) بوده و افزایش مجدد سختی در زمان‌های طولانی‌تر به واسطه تشکیل مقدار بیشتری بینیت در اثر تجزیه کسر بیشتری از فاز آستنیت در دمای 250°C می‌باشد که سبب می‌شود پس از 1 ساعت نگهداری در این دما تنها $7/8$ درصد فاز آستنیت باقیمانده در ریزساختار حضور داشته باشد.

نمونه‌ی کوئنچ مستقیم دارای ریزساختار غالب مارتنزیتی می‌باشد و عدد سختی بالای آن در مقایسه با نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی نیز به



شکل ۸- منحنی تغییرات سختی در مقیاس ویکرز مربوط به نمونه‌های عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در مقایسه با نمونه‌ی کوئنچ مستقیم



شکل ۹- تصاویر آنالیز فازی با استفاده از پراش الکترون‌های برگشتی (EBSD) از نمونه‌های کوئنچ مستقیم (الف) در مقایسه با نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی شده در دمای ثابت 250°C برای زمان‌های: (ب) ۵ ثانیه؛ (ج) ۲۰۰ ثانیه و (د) ۶۰۰ ثانیه.

نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر تاثیر پروسه‌ی عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی تک مرحله‌ای در مقایسه با عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم بر خواص مکانیکی یک نمونه فولاد کم آلیاژ سیلیسیم متوسط (DIN 1.5025) با استفاده از بررسی‌های ریزساختاری، استحاله‌های فازی و آزمون‌های مکانیکی کشش و سختی‌سنجی مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج این بررسی‌ها شامل موارد زیر می‌باشد:

- ۱- با کاربرد عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی در دمای ایزو ترم 250°C برای مدت زمان‌های نگهداری از ۲۰۰ ثانیه تا ۱ ساعت می‌توان ریزساختارهای میکروکامپوزیتی شامل فازهای بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده با کسر حجمی و شرایط توزیع متفاوت ایجاد نمود.
- ۲- افزایش مدت زمان پارتیشن‌بندی از ۵ ثانیه تا ۶۰۰ ثانیه سبب افزایش کسر فاز آستنیت باقیمانده تا مقدار بهینه $17/8$ درصد در نمونه‌های پارتیشن‌بندی شده به مدت ۶۰۰ ثانیه شد. با افزایش مجدد زمان پارتیشن‌بندی از ۶۰۰ ثانیه به ۱ ساعت به واسطه‌ی تجزیه

مضاعف فاز آستنیت استحاله نیافته به بینیت در دمای 250°C ، کسر فاز آستنیت باقیمانده پس از مدت زمان ۱ ساعت پارتیشن‌بندی به مقدار $7/8$ درصد در ریزساختار کاهش یافته است.

۳- نتایج خواص مکانیکی با استفاده از آزمون کشش نشان داد که فاز آستنیت باقیمانده به واسطه‌ی اثر پلاستیسیته حاصل از انتقال فازی (TRIP) به مارتنزیت تبدیل شده و باعث افزایش شگرف انعطاف-پذیری در کنار افت اندک در استحکام کششی در نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی شده به مدت ۶۰۰ ثانیه می‌شود.

۴- مقایسه تغییرات سختی در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ مستقیم با کوئنچ و پارتیشن‌بندی نشان داد که در نمونه‌های کوئنچ مستقیم به واسطه‌ی حضور ساختار ترد و شکننده مارتنزیتی عدد سختی بالاتر و برابر با ۸۰۰ ویکرز است، در حالی که در نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن‌بندی عدد سختی با افزایش مدت زمان پارتیشن‌بندی در ابتدا از ۷۲۲ به ۵۵۰ ویکرز کاهش یافته و کمینه مقدار آن برابر با ۵۵۰ ویکرز پس

تشکیل کسر بالایی از بینیت و کاهش کسر فاز آستنیت باقیمانده نرم در ریزساختارها بوده و باعث کاهش فرم-پذیری نمونه‌ها شده است.

از زمان پارتیشن‌بندی ۶۰۰ ثانیه می‌باشد که منجر به خواص کششی بهینه شده است.
۵- افزایش مجدد سختی در نمونه‌های کوئنچ و پارتیشن-بندی برای مدت زمان طولانی ۱ ساعت ناشی از

References:

[1] R.T. Howard, M.Cohen "Austenite transformation above and within the martensite range", Trans AIME, Vol. 176, pp.4, 1948.

[2] D.H. Kim, J.G. Speer, H.S. Kim, B.C. De Cooman, "Observation of an isothermal transformation during quenching and partitioning processing", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 40, pp. 2048-60, 2009.

[3] A. Navarro-Lopez, J. Sietsma, M.J. Santofimia, "Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below M_s in a low-C high-Si steel", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.47, pp. 1028-39, 2016.

[۴] ع. یزدی‌زاده خلیلی، ص. قاسمی، ح. م. کریمی، م. مصلاهی‌پور، "بررسی تاثیر نامتعارف میکروساختارهای دوفازی فریتی- بینیتی بر اصلاح خواص مکانیکی فولاد کم‌آلیاژ MO40 در مقایسه با شرایط تمام بینیتی"، مجله مواد نوین، جلد ۱۰، شماره ۱، پاییز ۹۸.

[5] E.P. Da Silva, D. De Knijf, W. Xu, C. Fjer, Y. Houbaert, J. Sietsma, et al. "Isothermal transformations in advanced high strength steels below martensite start temperature", Materials Science and Technology, Vol.31, pp. 808-16, 2015.

[6] S. Samanta, P. Biswas, S. Giri, S.B. Singh, S. Kundu, "Formation of bainite below the M_s temperature: Kinetics and crystallography", Acta Mater. Vol. 105, pp. 390-403, 2016.

[7] Y.H. Jiang, R.F. Zhou, D. Lu, Z.H. Li, "Microstructures and properties of a bainite and martensite dual-phase cast steel fabricated by combination of alloying and controlled cooling heat treatment", Materials Science Forum, Vol. 475, pp. 93-6, 2005.

[8] S.M.C. Van Bohemen, M.J. Santofimia, J. Sietsma, "Experimental evidence for bainite formation below M_s in Fe-0.66C", Scripta Materialia, Vol. 5, pp. 488-91, 2008.

[9] I.A. Yakubtsov, G.R. Purdy, "Analyses of transformation kinetics of carbide-free bainite above and below the athermal martensite-start temperature", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 43, pp. 437-46, 2012.

[10] J.C. Hell, M. Dehmas, S. Allain, J.M. Prado, A. Hazotte, J.P. Chateau, "Microstructure-properties relationships in carbide-free bainitic steels", ISIJ International, Vol. 51, pp. 1724-32, 2011.

[11] J. Sun, H. Yu, S. Wang, Y. Fan, "Study of microstructural evolution, microstructure-mechanical properties correlation and collaborative deformation-transformation behavior of quenching and partitioning (Q&P) steel", Materials Science and Engineering: A, Vol. 596, pp. 89-97, 2014.

[12] F. HajyAkbar, J. Sietsma, G. Miyamoto, N. Kamikawa, R.H. Petrov, T.

- Furuhara, et al. "Analysis of the mechanical behavior of a 0.3 C-1.6 Si-3.5 Mn (wt%) quenching and partitioning steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 677, pp.505-14, 2016.
- [13] D. Kim, J.G. Speer, B.C. De Cooman, "Isothermal transformation of a CMnSi steel below the M_s temperature", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42, pp. 1575-85, 2011.
- [14] M. Oka, H.Okamoto, "Swing back in kinetics near M_s in hypereutectoid steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.19, pp. 447-52, 1988.
- [15] L. Zhao, L. Qian, J. Meng, Q. Zhou, F. Zhang, "Below- M_s austempering to obtain refined bainitic structure and enhanced mechanical properties in low-C high-Si/Al steels", *Scripta Materialia*, Vol.112, pp.96-100, 2016.
- [16] J. Feng, T. Frankenbach, M.Wettlaufer, "Strengthening 42crmo4 steel by isothermal transformation below martensite start temperature", *Materials Science and Engineering: A*, Vol.683, pp. 110-5, 2017.
- [17] J. Tian, G. Xu, M. Zhou, H.Hu, "Refined Bainite Microstructure and Mechanical Properties of a High Strength Low Carbon Bainitic Steel Treated by Austempering Below and Above M_s ", *Steel Research International*, Vol. 89, pp. 1-10, 2018.
- [18] Y. Toji, H. Matsuda, D. Raabe, "Effect of Si on the acceleration of bainite transformation by pre-existing martensite", *Acta Materialia*, Vol. 116, pp. 250-6, 2016.
- [19] M. Somani, D. Porter, L. Karjalainen, D. Misra, "on the decomposition of austenite in a high-silicon steel during quenching and partitioning", *Materials Science and Technology*, Vol. 28 pp. 1013-20, 2012.
- [20] X.Y. Long, J. Kang, B. Lv, F.C. Zhang, "Carbide-free bainite in medium carbon steel", *Materials & Design*, Vol. 64, pp.237-45, 2014.
- [21] X. Tan, Y. Xu, X. Yang, D. Wu, "Microstructure – properties relationship in a one-step quenched and partitioned steel", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 589, pp. 101-11, 2014.
- [22] R. Jafari S. Kheirandish S. Mirdamadi, "Effects of partitioning parameters in quenching and partitioning on microstructure and mechanical properties of an ultra-high low- alloy steel", *Materials Science and Engineering Technology*, Vol. 49, pp. 1381-91, 2018.
- [23] D. Krizan, B.C.De, "Analysis of the Strain-Induced Martensitic Transformation of Retained Austenite in Cold Rolled Micro-Alloyed TRIP Steel", *Steel research international*, Vol. 79, pp. 513-22, 2008.
- [24] E.D.E. 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", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39, pp. 2586-95, 2008.