

## بررسی تاثیر نامتعارف میکروساختارهای دوفازی فریتی - بینیتی بر اصلاح خواص مکانیکی

### فولاد کم آلیاژ MO40 در مقایسه با شرایط تمام بینیتی

عباس یزدی زاده خلیلی<sup>۱</sup>، سید صادق قاسمی بنادکوکي\*<sup>۲</sup>، حمیدرضا کریمی زارچی<sup>۳</sup>، مسعود مصلاهی پور<sup>۴</sup>

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۱/۳۰، ش.ص: ۱۴۸-۱۳۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۰۷/۰۱)

#### چکیده

هدف از این پژوهش، بررسی جزئیات ریزساختارها و خواص مکانیکی فولاد کم آلیاژ MO40 در حالت دوفازی فریتی - بینیتی در مقایسه با شرایط تمام بینیتی می باشد. برای این منظور سیکل های عملیات حرارتی متنوعی برای ایجاد میکروساختارهای دوفازی فریتی - بینیتی، شامل آستنیت کردن نمونه ها در دمای ۸۶۰°C به مدت ۵۰ دقیقه و سپس کوئنچ سریع نمونه ها به داخل حمام نمک مذاب اولیه با دمای ۶۲۰°C برای مدت زمان های متفاوت ۱ الی ۱۰ دقیقه به منظور ایجاد کسرهای حجمی مختلفی از فازهای فریت و آستنیت تحول نیافته استفاده شد و بلافاصله پس از آن برای ایجاد بینیت از آستنیت تحول نیافته، این نمونه ها به داخل حمام نمک مذاب ثانویه با دمای ۳۵۰°C به مدت زمان ۳۰ دقیقه انتقال داده شده و در نهایت در آب کوئنچ گردیدند. همچنین برای ایجاد ریزساختار تمام بینیتی، نمونه ها پس از آستنیت شدن در دمای ۸۶۰°C به مدت ۵۰ دقیقه، بلافاصله به داخل حمام نمک مذاب ۳۵۰°C منتقل و به مدت زمان ۳۰ دقیقه نگهداری و در پایان در آب کوئنچ گردیدند. از آزمون های کشش، سختی سنجی در مقیاس ماکرو و میکرو، متالوگرافی نوری و الکترونی روبشی گسیل میدانی FE-SEM مجهز به آنالیزور EDS برای بررسی تغییرات خواص مکانیکی و ریزساختاری استفاده شد. نتایج تجربی استخراج شده نشان می دهد که یک رابطه غیرخطی و نامتعارف بین خواص مکانیکی نمونه های دوفازی فریتی - بینیتی با تغییرات کسر حجمی فازهای فریت و بینیت وجود دارد. خواص مکانیکی نمونه های دوفازی فریتی - بینیتی شامل ۸ تا ۱۲ درصد حجمی فاز فریت مرزدانه ای در مجاورت بینیت، به طور قابل توجهی بیش از سایر نمونه های دوفازی فریتی - بینیتی و حتی نمونه های تمام بینیتی می باشد. این اصلاح در خواص مکانیکی نمونه های دو فازی فریتی - بینیتی با کسرهای حجمی ۸ تا ۱۲ درصد فریت ناشی از برهمکنش فازهای بینیت و فریت مرزدانه ای می باشد. **واژه های کلیدی:** فولاد کم آلیاژ MO40، عملیات حرارتی کوئنچ مرحله ای، ریزساختارهای دوفازی فریتی - بینیتی، برهمکنش فازهای فریت و بینیت، خواص مکانیک.

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد-شناسایی و انتخاب مواد مهندسی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

۲- دانشیار گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

۳- استادیار گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

۴- دانشیار گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

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

## پیشگفتار

فولادهای کم آلیاژ دوفازی فریتی- مارتنزیتی و فریتی- بینیتی از مهم ترین خانواده های فولادهای پیشرفته کم آلیاژ استحکام بالا هستند که دارای رفتار کششی پیوسته، استحکام بالا به همراه چقرمگی و شکل پذیری مناسب می باشند [۱-۵]. خواص مطلوب ذکر شده برای این دسته از فولادها به ویژگی های ریزساختاری آنها بر می گردد که ناشی از زمینه نرم فریتی جهت فراهم نمودن داکتیلیته مناسب و فاز سخت بینیت و یا مارتنزیت جهت تحمل تنش ها و نیروهای مکانیکی می باشد. بر این اساس، این فولادها کاربرد مهندسی گسترده ای در صنایع مختلف نظیر خودروسازی داشته که موجب کاهش وزن خودرو و افزایش ایمنی آن می گردد [۶]. علاوه بر استحکام و فرم پذیری بالا، پتانسیل کارسختی عالی، جوش پذیری و مقاومت به ضربه بالا سبب شده است که از این فولادها علاوه بر صنایع خودروسازی در خطوط انتقال نفت و گاز، مخازن تحت فشار، دکل های فشار قوی، سازه های فلزی پیشرفته استفاده شود [۷]. فلاحی با بررسی اثر میکروفازهای موجود در میکروساختار فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی کم کربن، گزارش کرده است که تشکیل ۳۵ تا ۴۰ درصد حجمی مارتنزیت در زمینه ای از فریت در ریزساختار این فولادها منجر به خواص ضربه و کششی بهینه ای می شود [۸]. بگ و همکارانش نیز ارتباط بین ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای دوفازی که حاوی درصد های حجمی بیشتری مارتنزیت است را بررسی نموده و گزارش نموده اند که ترکیب بهینه داکتیلیته، چقرمگی و استحکام کششی وقتی اتفاق می افتد که کسرهای حجمی مساوی از میکروفازهای فریت و مارتنزیت به صورت ریز و کاملاً در ریزساختار پخش شده باشند [۹ و ۱۰]. موحد و همکارانش در طی تحقیقاتی به این نتیجه رسیده اند که استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و انرژی شکست فولاد کم کربن دوفازی می تواند به طور همزمان با افزایش درصد حجمی مارتنزیت تا مقدار حداکثر حدود ۵۰٪، افزایش یابد و با افزایش بیش تر کسر حجمی مارتنزیت، خواص مذکور کاهش می یابد [۱۱]. فریدونی و قاسمی با بررسی ریزساختارهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی در فولاد AISI 4140 دریافته اند که ریزساختارهای دوفازی شامل ۶ الی

۷ درصد حجمی فریت مرزدانه ای در مجاورت مارتنزیت، سختی بسیار بالاتری نسبت به دیگر ریزساختارهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی با کسرهای حجمی متفاوت از این فازها از خود نشان می دهند؛ نتایج آنها ثابت نموده که سختی ریزساختارهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی به دو پارامتر: ۱- درصد حجمی فریت و ۲- مورفولوژی آنها بستگی دارد [۱۲]. همچنین آنها در تحقیقی دیگر، سختی بالای این ریزساختارهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی را به سختی هر دو فاز فریت و مارتنزیت در ۹۳ درصد حجمی مارتنزیت و حدود ۷ درصد حجمی فریت مرزدانه ای مربوط دانسته اند [۱۳]. در این تحقیق از یک طرف، علت سختی بالای مارتنزیت به وجود کربن بیش تر در آستنیت اولیه ای نسبت داده شده است که پس از کوئنچ مرحله ای در دمای  $600^{\circ}\text{C}$  باقی مانده و در کوئنچ نهایی در روغن به مارتنزیت با کربن بیش تر و در نتیجه سختی بالاتر تبدیل می شود؛ از طرف دیگر سختی بالای فریت در محدوده کسر حجمی حدود ۷ درصد نیز بر اثر برهمکنش و فشار ناشی از افزایش حجم تحول مارتنزیتی بر فریت مرزدانه ای بیان شده است [۱۲ و ۱۴]. همچنین این محققان با بررسی خواص مکانیکی فولاد عملیات حرارتی پذیر AISI 4140 در شرایط دوفازی فریتی- مارتنزیتی در مقایسه با شرایط تمام مارتنزیتی و حتی کوئنچ-تمپر معمولی دریافته اند که ریزساختارهای دوفازی شامل حدود ۷٪ فریت مرزدانه ای در مجاورت مارتنزیت، استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و حتی انرژی ضربه (تست چارپی) بهتری در مقایسه با دیگر ریزساختارهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی دارند و همچنین ریزساختارهای کوئنچ-تمپر متداول دارند [۱۳]. سعیدی و اکرامی با مقایسه خواص مکانیکی فولاد کم آلیاژ AISI 4340 در شرایط دوفازی فریتی- مارتنزیتی و فریتی- بینیتی گزارش کرده اند که در ریزساختارهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی مقادیر استحکام تسلیم و کششی بالاتری ایجاد شده است. این در حالی است که ریزساختارهای فریتی- بینیتی از انعطاف پذیری و انرژی ضربه به مراتب بالاتری بهره می برند [۱۵]. کومار و همکارانش با بررسی ارتباط بین ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای دوفازی فریتی- بینیتی و همچنین مقایسه ای خواص این فولادها با خواص فولادهای دوفازی فریتی- مارتنزیتی گزارش کرده اند که

برابر با ۷۵۰، ۸۲۰ و  $330^{\circ}\text{C}$  که از دیاگرام IT این فولاد به دست آمده، استفاده شد. در ابتدا به منظور ایجاد ساختاری همگن و یکنواخت، تمامی نمونه‌ها در دمای  $860^{\circ}\text{C}$  به مدت ۵۰ دقیقه آستنیته شده و با سرد کردن در هوا نرماله گردیدند. مطابق شکل ۱ سیکل‌های عملیات حرارتی کوئنچ مرحله‌ای اعمال شده بر روی نمونه‌ها شامل مراحل زیر می‌باشند:

۱- آستنیته کردن نمونه‌ها در دمای  $860^{\circ}\text{C}$  (دمایی بالاتر از دمای  $A_{c1}$ ) به مدت ۵۰ دقیقه در یک کوره مقاومتی؛

۲- نگهداری آن‌ها در حمام نمک مذاب  $\text{NaNO}_3\text{-KNO}_3$  (با نسبت ۱ به ۱) با دمای  $620^{\circ}\text{C}$  برای مدت زمان‌های ۱ الی ۱۰ دقیقه به منظور دستیابی به ریزساختارهای فریتی-آستنیته با کسرهای حجمی متفاوت از فریت؛

۳- انتقال سریع نمونه‌ها به داخل حمام نمک مذاب ثانویه با دمای  $350^{\circ}\text{C}$  (دمایی بالاتر از  $M_s$ ) و مدت زمان ۳۰ دقیقه برای انجام استحاله بینیتی و دستیابی به ریزساختارهای دوفازی فریتی-بینیتی و در نهایت

۴- کوئنچ نمونه‌ها در آب تا دمای محیط.

همچنین برای ایجاد ریزساختار تمام بینیتی، نمونه‌ها پس از آستنیته شدن در دمای  $860^{\circ}\text{C}$  به مدت ۵۰ دقیقه، بلافاصله به داخل حمام نمک مذاب  $350^{\circ}\text{C}$  انتقال داده شدند و به منظور انجام تحول بینیتی به مدت ۳۰ دقیقه در این دما نگهداری شده و در نهایت در آب کوئنچ گردیدند.

برای سهولت در بررسی جزئیات ریزساختارها و خواص مکانیکی توسعه یافته در طی پروسه‌های عملیات حرارتی فوق به نمونه‌ها کد اختصاص داده شد، به گونه‌ای که نمونه‌های کاملاً بینیتی<sup>۱</sup> با کد FB و نمونه‌های عملیات حرارتی شده در حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  در مدت زمان‌های نگهداری<sup>۲</sup> ۱، ۲، ۳، ۴، ۶، ۸ و ۱۰ دقیقه به ترتیب با کدهای HT1، HT2، HT3، HT4، HT6، HT8 و HT10 نشان داده می‌شوند.

به منظور اندازه‌گیری کسر حجمی فازها، نرم‌افزار آنالیز تصویری کلمکس (Clemex) مورد استفاده قرار گرفت.

ریزساختارهای دوفازی فریت و ۶۰ تا ۷۰ درصد حجمی بینیت، دارای پتانسیل عالی برای کاربردهای ساختاری بوده و همچنین خواص مکانیکی مطلوبی را حاصل می‌نمایند [۱۶]. خاکیان نیز با بررسی فولاد AISI 4340 در شرایط دوفازی فریتی-بینیتی بیان داشته است که درصد ازدیاد طول این ریزساختارها با افزایش کسر حجمی فریت تا ۳۴ درصد افزایش یافته؛ ولی افزایش بیش‌تر کسر حجمی فریت منجر به کاهش درصد ازدیاد طول می‌شود [۱۷]. سودو و همکارانش نیز گزارش کرده‌اند که با افزایش کسر حجمی بینیت در فولادهای کم‌آلیاژ دوفازی فریتی-بینیتی، نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی و همچنین حد تحمل خستگی آن‌ها افزایش می‌یابد [۱۸]. بنابراین بررسی تحقیقات متعدد انجام شده نشان می‌دهد که از یک طرف نتایج تجربی متناقضی در مورد ارتباط بین ریزساختارها و خواص مکانیکی فولادهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی و فریتی-بینیتی گزارش شده و این نتایج ضد و نقیض همچنان در جریان است. از طرف دیگر بررسی این گزارش‌ها در مورد فولادهای کم‌آلیاژ دوفازی نشان می‌دهد که تحقیقات کم‌تری بر روی فولادهای دوفازی فریتی-بینیتی صورت گرفته است، لذا در پژوهش حاضر سعی شده است ارتباط بین ریزساختارها و خواص مکانیکی فولاد کم‌آلیاژ MO40 در شرایط دوفازی فریتی-بینیتی و همچنین مقایسه آن‌ها با نتایج حاصل از نمونه‌های تمام بینیتی بررسی و گزارش گردد.

## مواد و روش‌ها

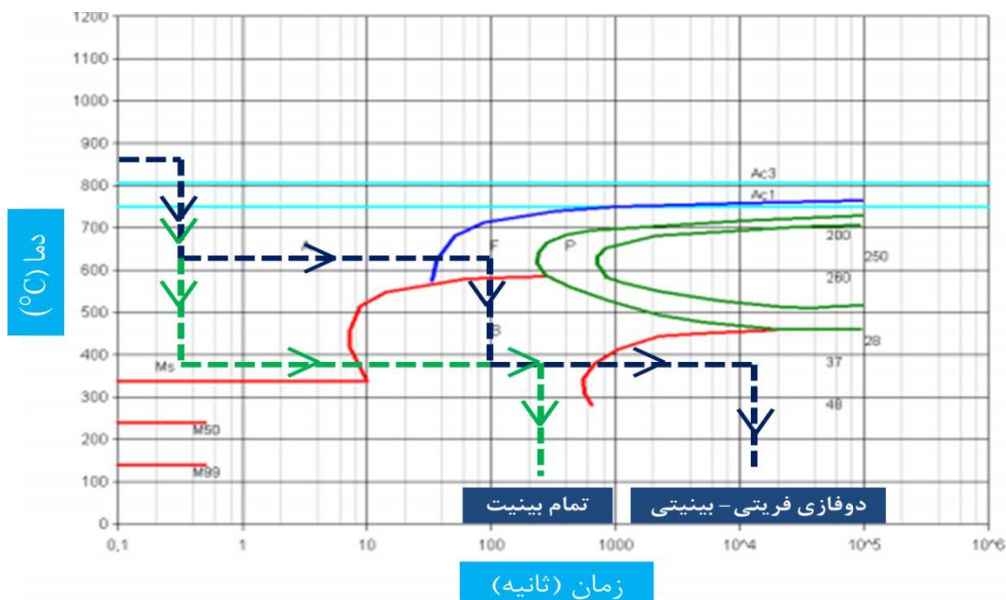
نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش با ارتفاع و قطر ۲۰ میلی‌متر از میلگرد فولاد کم‌آلیاژ با گرید تجاری MO40 که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ نشان داده شده است، برش داده شدند. در شکل ۱ دیاگرام تحولات فازی فولاد MO40 در شرایط ایزوترم (IT-Diagram) به همراه محدوده دمایی و زمانی لازم جهت ایجاد ریزساختارهای دوفازی فریتی-بینیتی و تمام بینیتی نشان داده شده است [۱۹]. همچنین شماتیک جزئیات سیکل‌های عملیات حرارتی کوئنچ مرحله‌ای اعمال شده بر روی این نمونه‌ها در شکل ۲ ارائه شده‌اند. برای طراحی این سیکل‌ها از دماهای بحرانی  $A_{c3}$ ،  $A_{c1}$  و  $M_s$  به ترتیب

1- Full Bainite: FB

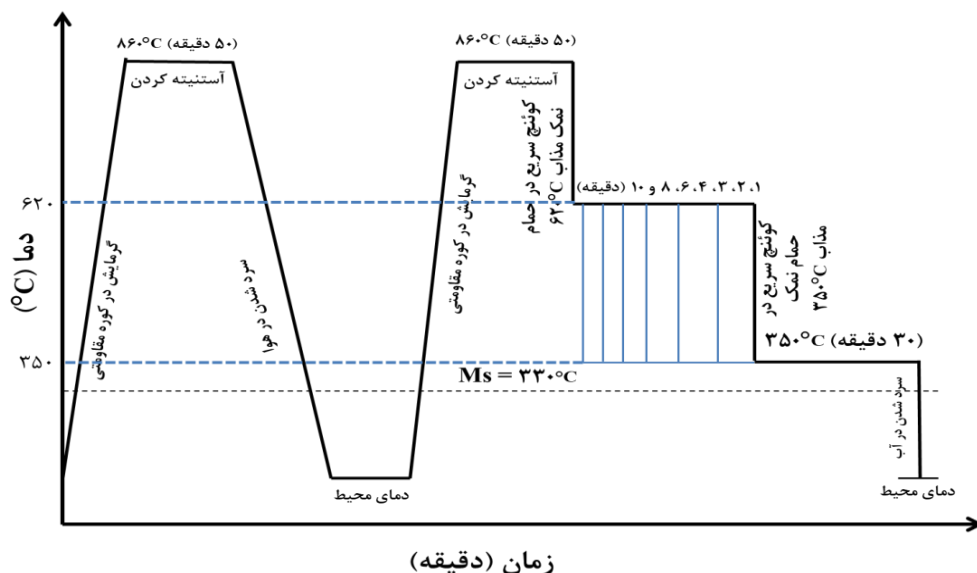
2- Holding Time: HT

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد کم آلیاژ MO40 مورد استفاده در این پژوهش (برحسب درصد وزنی)

Fe	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni
Balance	۰/۴۶۱	۰/۲۹۳	۰/۷۲	۰/۰۰۲۸	۰/۰۲۶۸	۰/۹۷۳	۰/۱۸۶	۰/۰۲۹



شکل ۱- دیاگرام تحولات فازی فولاد MO40 در شرایط سرد شدن هم‌دمای بیانگر مسیرهای شماتیکی سرد شدن جهت ایجاد ریزساختارهای دوفازی فریتی- بینیتی و تمام بینیتی است [۱۹]



شکل ۲- شماتیک سیکل‌های عملیات حرارتی کوئنچ مرحله‌ای

حدافل سه سختی بر روی هر نمونه به عنوان عدد سختی گزارش شد.

همچنین آزمون میکروسختی توسط دستگاه Future Tech microhardness tester machine model FM700 با بارهای ۵ و ۱۰g به ترتیب برای اندازه‌گیری

برای اندازه‌گیری و بررسی ماکروسختی نمونه‌های متالوگرافی از دستگاه Instron Wolpert GmbH مدل DIA-Testor 722 استفاده گردید. این آزمون به روش برینل با بار ۱۸۷/۵kgf مطابق با استاندارد ASTM E 92-82 انجام گردید به‌گونه‌ای که میانگین

مشخص نمود. به گونه‌ای که برای زمان‌های نگهداری کم‌تر از ۲ دقیقه، ۲ الی ۸ دقیقه و ۸ الی ۱۰ دقیقه ریزساختارهای نهایی به ترتیب شامل فریت- بینیت، فریت- پرلیت- بینیت و فریت- پرلیت می‌باشد. نحوه تغییرات عنصر کربن فازها در حین تحول‌ها به گونه‌ای است که همواره به تشکیل فازهای پرلیت و بینیت کمک می‌کند به طوری که با تشکیل و رشد فاز فریت همواره عنصر کربن به نواحی آستنیت اولیه اطراف مرزهای فاز فریت- آستنیت پس زده شده و نفوذ می‌کنند. این امر موجب می‌شود تا این مکان‌ها غنی از کربن شده و مقداری از این کربن‌ها به تشکیل پرلیت در دمای  $620^{\circ}\text{C}$  کمک کنند و سپس با وارد نمودن بلافاصله نمونه‌ها به حمام نمک مذاب ثانویه با دمای  $350^{\circ}\text{C}$ ، جوانه‌های کریستال بینیت اولیه نیز در این مناطق غنی از کربن و در مرز فازهای فریت- آستنیت اولیه تشکیل شده و رشد می‌نمایند. همان‌گونه که در تصاویر شکل ۳ مشاهده می‌شود، در نمونه‌های HT1 و HT2 (شکل ۳- الف و ب) که زمان نگهداری داخل حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  کم است، فریت عمدتاً در مرزخانه‌های آستنیت اولیه تشکیل شده است و با گذشت زمان نگهداری مورفولوژی فریت از مرزخانه‌ای به سمت شبه چند وجهی/چند وجهی (شکل ۳- ج و د) تغییر می‌یابد.

### مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی

#### روبشی

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های مختلف دوفازی فریتی- بینیتی در مقایسه با نمونه تمام بینیتی در شکل ۵ نشان داده شده است. همان‌طور که در این تصاویر قابل مشاهده است، نواحی مشکی و خاکستری رنگ حاوی خط‌های سفید، به ترتیب نمایان‌گر فازهای فریت و بینیت می‌باشند. همان‌گونه که می‌دانیم فاز بینیت از دو جزء فریت و ذرات کاربید تشکیل شده است که این ذرات می‌توانند داخل یا روی تیغه‌های پر شکل جزء فریتی بینیت قرار گیرند و نوع بینیت را مشخص نمایند. به گونه‌ای که تشکیل ذرات کاربید داخل تیغه‌های فریت نمایان‌گر بینیت پایینی بوده و چنانچه روی مرزهای تیغه‌های فریت تشکیل شوند، بینیت از نوع بینیت بالایی می‌باشد.

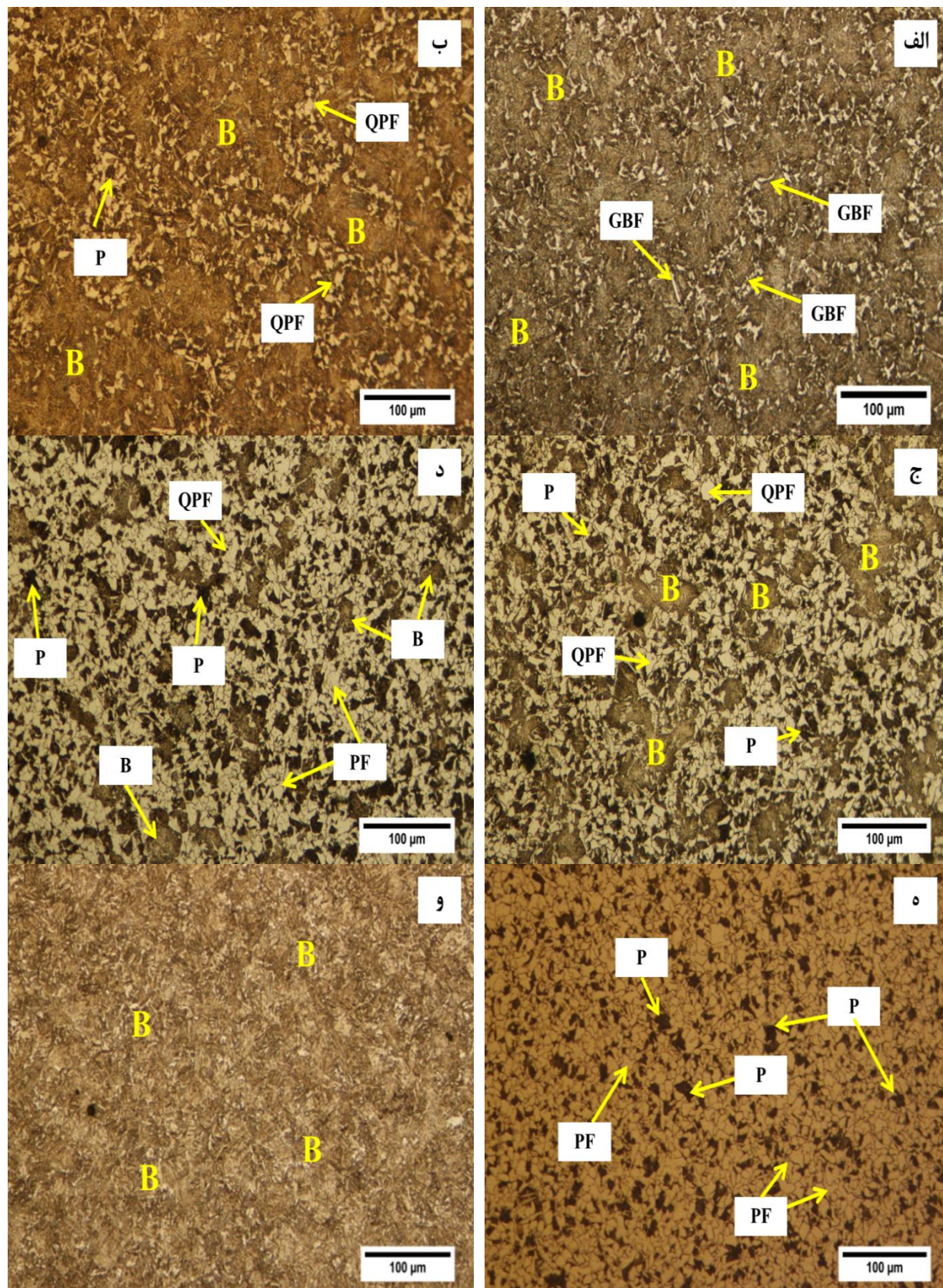
میکروسختی فازهای فریت و بینیت استفاده گردید. آزمون کشش نیز توسط دستگاه کشش SANTAM مدل STM-150 با سرعت حرکت فک  $5\text{mm/min}$  انجام گردید. ابعاد نمونه‌های تست کشش مطابق استاندارد ASTM E8/E8M و برابر با قطر ۹ و طول  $54\text{mm}$  در نظر گرفته شد.

### نتایج و بحث

#### مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری

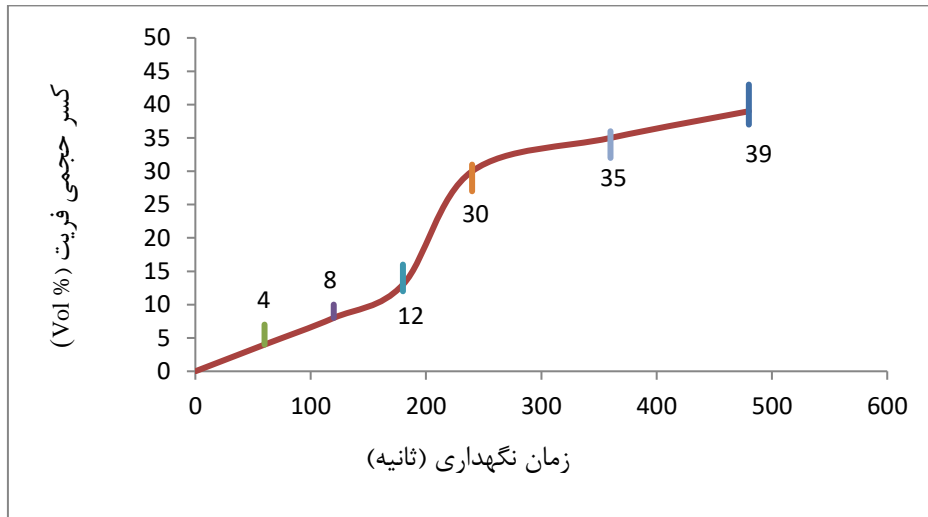
با استفاده از تصاویر میکروسکوپ نوری می‌توان به نوع، مقدار و مورفولوژی فازهای ایجاد شده در شرایط عملیات حرارتی متفاوت دست یافت و آن‌ها را با هم مقایسه نمود. شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های تمام بینیتی، دوفازی فریتی- بینیتی، فریتی- پرلیتی و سه‌فازی فریتی- بینیتی- پرلیتی با کسرهای حجمی متفاوت از این فازها را نشان می‌دهد. مناطق سفید رنگ دارای مرزخانه، مناطق خاکستری و تیره رنگ موجود در تصاویر به ترتیب نمایان‌گر فازهای فریت، بینیت و پرلیت می‌باشند. نتایج آنالیز تصویری نشان داد که با افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها در حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  از یک تا ۱۰ دقیقه، کسر حجمی فریت مطابق شکل ۴، از ۶ الی ۵۲ درصد حجمی افزایش یافته است. پدیده یاد شده به فراهم آمدن زمان بیشتر به منظور جوانه‌زنی و رشد فریت بر می‌گردد. در زمان‌های ابتدایی نگهداری در حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  به دلیل حضور در ناحیه دوفازی فریت- آستنیت جوانه‌های فریت تشکیل و رشد می‌نمایند. با نگهداری ۲ دقیقه نمونه داخل حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  مشاهده می‌شود که جوانه‌های پرلیت نیز تشکیل و شروع به رشد می‌کنند و با نگهداری نمونه‌ها داخل حمام نمک مذکور برای زمان‌های بیش‌تر کسر حجمی فازهای فریت و پرلیت نیز افزایش می‌یابد. این امر، موجب کاهش درصد حجمی آستنیت باقی‌مانده برای انجام تحول بینیتی در حمام نمک مذاب  $350^{\circ}\text{C}$  می‌گردد. پس می‌توان نتیجه گرفت کسر حجمی بینیت با افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها داخل حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  همواره کاهش می‌یابد، به طوری که در نمونه ۱۰ دقیقه ریزساختار کاملاً فریتی- پرلیتی می‌باشد. در نتیجه می‌توان زمان نگهداری بهینه برای تشکیل هر فاز را



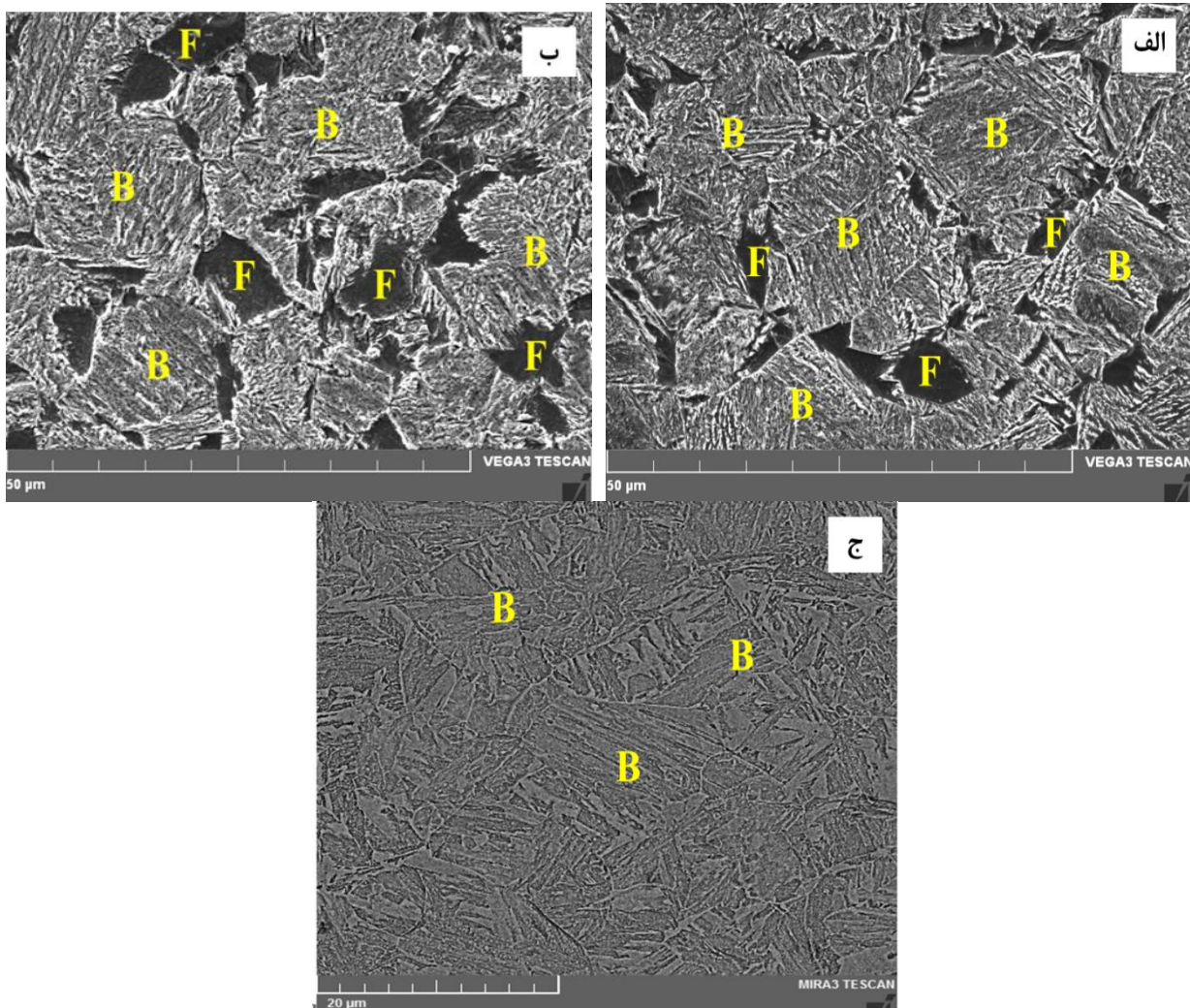


شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های عملیات حرارتی شده در حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  با کدهای؛ الف) HT1، ب) HT2، ج) HT4، د) HT8، ه) HT10 و و) نمونه FB. علائم GBF، QPF، PF، P و B به ترتیب نشان‌دهنده فریت مرزدانه‌ای، فریت شبه چند وجهی، فریت چند وجهی، پرلیت و بینیت می‌باشند





شکل ۴- نمودار تغییرات کسر حجمی فریت بر حسب زمان نگهداری در حمام نمک مذاب °C ۶۲۰.



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی حاصل از الکترون‌های ثانویه برای نمونه‌های دوفازی فریتی-بینیتی با کدهای الف) HT1؛ ب) HT4؛ و ج) تصویر میکروسکوپی حاصل شده از الکترون‌های برگشتی برای نمونه FB. B: بینیت و F: فریت

فولادهای کروم بالای ابزار، پیک سختی ثانویه مشاهده می‌شود و در ادامه با افزایش کسر حجمی فریت از ۱۲ الی ۵۲ درصد، سختی نمونه‌ها مجدداً کاهش می‌یابد. ایجاد پیک سختی در نمونه‌های عملیات حرارتی شده را می‌توان به استحکام فازهای فریت و بینیت تشکیل شده در ریزساختار نسبت داد. این بدان معناست که با افزایش کسر حجمی فاز نرم فریت، از یک طرف، کربن بیش‌تری از فریت به داخل نواحی آستنیت اولیه پس زده شده و لذا کربن بینیت تشکیل شده افزایش می‌یابد. این امر موجب افزایش سختی فاز بینیت و در نتیجه بیش‌تر شدن اختلاف سختی بین این فاز و فاز فریت می‌گردد و از طرف دیگر افزایش مقدار فریت در ریزساختار باعث شده تا از مقدار بینیت نسبت به نمونه‌های FB کاسته شود. از شکل ۶ ملاحظه می‌شود که سختی نمونه FB نسبت به نمونه HT1 که حاوی تقریباً ۴ درصد حجمی فریت نرم می‌باشد، از ۴۵۱ به ۳۷۴ برینل کاهش پیدا کرده است. از آنجایی که تشکیل بینیت با افزایش حجم همراه است، حین رشد تیغه‌های بینیت، تنش‌های حاصل از برخورد تیغه‌های بینیت با یکدیگر باعث ایجاد تنش در دانه‌های نرم فریت مجاور شده و در نتیجه منجر به تغییر فرم پلاستیک و متعاقب آن کرنش سختی در فاز فریت می‌گردد و در نهایت استحکام تسلیم و سختی آن‌ها را افزایش می‌دهد. در نمونه HT2 سختی نسبت به نمونه HT1 از ۳۷۴ الی ۴۲۰ برینل افزایش یافته است که این همراه با افزایش اندک رشد فریت، کاهش تقریباً ۱۲ درصدی کسر بینیت و افزایش جزئی کربن میانگین آن می‌باشد. در مقادیر فریت کم‌تر از ۸ درصد، وجود فریت ناچیز کربن بسیار کمی را به نواحی اطراف پس می‌زند و در نتیجه بینیت ایجاد شده کم کربن خواهد بود به طوری که تحول بینیتی تغییر حجم لازم برای ایجاد فشار بر فریت و در پی آن افزایش سختی فریت را نمی‌تواند ایجاد کند؛ اما در مقادیر بیش‌تر فریت (تا ۱۲ درصد)، بینیت ایجاد شده کربن بیشتری دارد و احتمال برهمکنش بین فریت و بینیت را در حین تحول بینیتی افزایش می‌دهد که این امر موجب افزایش سختی فریت شده و در نهایت سختی نمونه را از ۳۷۴ به ۴۲۰ برینل افزایش می‌دهد.

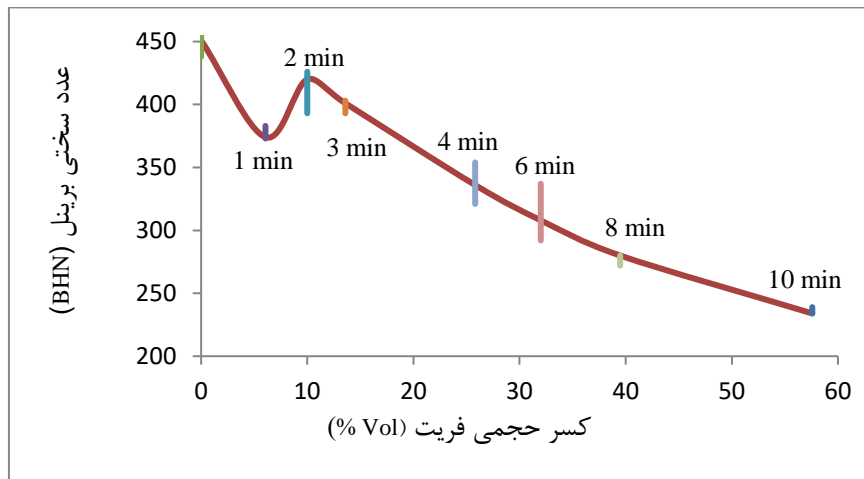
این تصاویر حضور ذرات کاربید را به شکل نوارهای سفید رنگ داخل کریستال‌های جزء فریتی بینیت نشان می‌دهد که می‌توان به دو نتیجه دست یافت؛ (۱) ریزساختار از دو فاز فریت و بینیت تشکیل شده است؛ (۲) بینیت ایجاد شده از نوع بینیت پایینی می‌باشد. همچنین افزایش مقدار فاز فریت در میکروساختار دوفازی، با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  از ۱ تا ۴ دقیقه کاملاً مشهود است. شکل ۵-ج که مربوط به نمونه FB است، نشان می‌دهد که مقدار اندکی فاز مارتنزیت نیز در ریزساختار ایجاد شده است. مارتنزیت ایجاد شده حاصل از آستنیت‌های تحول نیافته در حمام نمک مذاب ثانویه با دمای  $350^{\circ}\text{C}$  می‌باشد که در مرحله پایانی کوئنچ با سرد کردن نمونه‌ها در آب تحول مارتنزیتی اتفاق می‌افتد. این نتایج نشان می‌دهد که علی‌رغم نگهداری نمونه‌ها در حمام نمک مذاب ثانویه با دمای  $350^{\circ}\text{C}$  در مدت زمان نسبتاً طولانی ۳۰ دقیقه، هنوز تحول آستنیت به بینیت صد در صد کامل نشده و مقادیر بسیار جزئی، آستنیت اولیه در ریزساختار باقی مانده که پس از سریع سرد شدن در آب تا دمای محیط به مارتنزیت تبدیل می‌شود. این یافته در تطابق با گزارش‌های محققانی است که سینتیک تحول آستنیت به بینیت را بسیار کند ارزیابی نموده و بیان نموده‌اند که نرخ تشکیل بینیت در انتهای فرایند بسیار کند است [۱۹].

## بررسی خواص مکانیکی

### ماکروسختی سنجی

منحنی تغییرات سختی برحسب کسر حجمی فریت برای نمونه‌های دوفازی فریتی-بینیتی HT1 الی HT10 و همچنین FB در شکل ۶ نشان داده شده است. در شرایط معمول انتظار می‌رود که تغییرات سختی نمونه دوفازی فریتی-بینیتی با افزایش کسر حجمی فاز نرم فریت، به تدریج کاهش یابد؛ اما همان‌طور که در شکل مذکور قابل مشاهده است، یک روند نامتعارف در تغییرات سختی نمونه‌های دوفازی فریتی-بینیتی، با افزایش کسر حجمی فریت دیده می‌شود؛ به طوری که در محدوده ۱ تا ۸ درصد حجمی فریت، ابتدا سختی نمونه کاهش و سپس از ۸ تا ۱۲ درصد سیر صعودی به خود گرفته و مشابه





شکل ۶- منحنی تغییرات سختی نمونه‌های دوفازی فریتی - بینیتی کوئنچ مرحله‌ای شده در حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  بر حسب کسر حجمی فریت

برشی تشکیل می‌گردند و لذا افزایش حجم ناشی از این تحول بینیتی منجر به تغییر شکل پلاستیکی قابل توجهی، مشابه تحول مارتنزیتی در نمونه‌های دو فازی فریتی- مارتنزیتی [۱۶ و ۲۰] در دانه‌های آلفای اولیه مجاور خود می‌گردد. همچنین در نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی با کسر حجمی ۸ تا ۱۲ درصد فریت، با تشکیل کسر حجمی قابل توجهی از دانه‌های فریت اولیه چند وجهی، مقدار کربن بینیت افزایش یافته و متعاقباً کسر حجمی فاز سخت کاربید موجود در بینیت نیز افزایش می‌یابد؛ بنابراین این دو عامل فوق‌الذکر به صورت توأمان موجب افزایش سختی و استحکام نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی با کسر حجمی متوسطی از فریت می‌گردند.

### میکروسختی‌سنجی

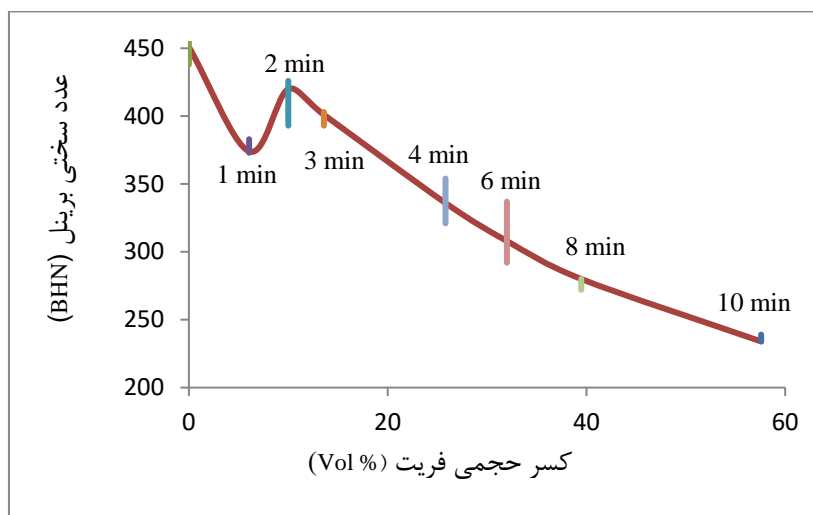
منحنی تغییرات میکروسختی فازهای فریت و بینیت بر حسب کسر حجمی فریت برای نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی HT1 الی HT4 به ترتیب در شکل‌های ۷ و ۸ نمایش داده شده است. نتایج میکروسختی‌سنجی دو فاز فریت و بینیت نشان می‌دهد که پراکندگی نسبتاً زیادی در مقادیر میکروسختی فریت و بینیت وجود دارد و این پراکندگی می‌تواند در اثر سه عامل به وجود آمده باشد: (۱) تفاوت در نوع فازهای فریت و بینیت در یک ریزساختار؛ (۲) تفاوت در مورفولوژی فازهای فریت و بینیت و (۳) موقعیت مکانی هر دو فاز فریت و بینیت در ریزساختار و برهمکنش این دو فاز با یکدیگر.

در مقادیر بالای فریت نیز به دلیل وجود مقادیر بینیت کم، تحول بینیتی، تأثیر چندانی بر سخت‌گردانی فریت ندارد و افزایش سختی فریت را به همراه نخواهد داشت. کاهش سختی نمونه‌ها در مقادیر بیش‌تر از ۱۲ درصد فریت، علت دیگری نیز می‌تواند داشته باشد و آن هم افزایش مقدار فاز نرم (فریت) و در نتیجه کاهش مقدار فاز سخت (بینیت) در ریزساختار نمونه دوفازی فریتی- بینیتی است.

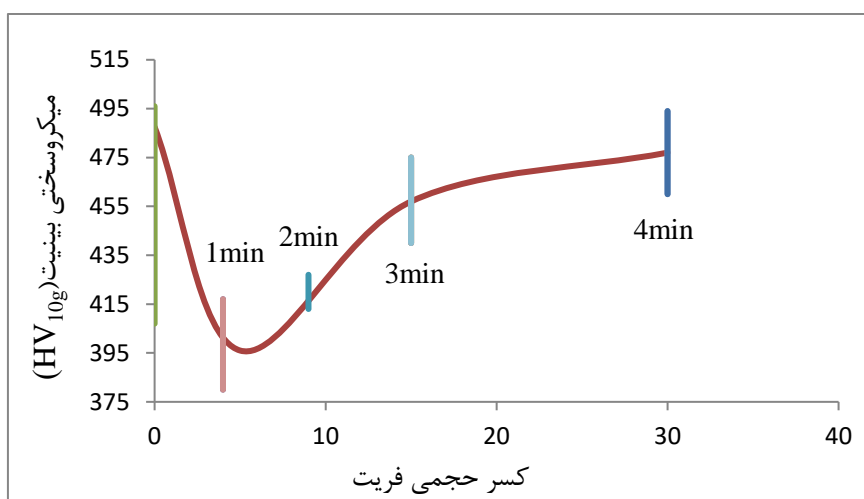
این نکته آشکار است که بینیت حاوی دو جزء فریت و کاربید بوده که قسمت اعظم آن از جزء فریتی (آلفا) و مقادیر کمی از آن از کاربید تشکیل شده است. به علاوه، مورفولوژی جزء فریتی بینیت کاملاً متفاوت از مورفولوژی دانه‌های فریت اولیه است. جزء فریتی بینیت به صورت بشقابی شکل<sup>۱</sup> بوده؛ اما دانه‌های آلفای اولیه به صورت چند وجهی<sup>۲</sup> تشکیل می‌شوند. این نکته آشکار است که دانه‌های آلفای اولیه در دماهای بالا ایجاد شده و نفوذ و جابه‌جا شدن عناصر آلیاژی و کربن به طور قابل توجهی اتفاق می‌افتد که منجر به تشکیل دانه‌های آلفای چند وجهی با مکانیزم نفوذی گشته و تغییرات حجم ناشی از تحول فازی گاما به آلفا را در خود می‌پذیرند؛ اما در دماهای پایین‌تر در محدوده‌ی تشکیل بینیت، نفوذ عناصر جاننشینی سنگین و آهن با مشکل روبرو بوده که در نتیجه کریستال‌های سوزنی شکل جزء فریتی بینیت با مکانیزم

1 -Plate Ferrite

2 -Polygonal Ferrite



شکل ۷- منحنی تغییرات میکروسختی فاز فریت بر حسب کسر حجمی فریت برای نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی HT1 الی HT4



شکل ۸- منحنی تغییرات میکروسختی فاز بینیت بر حسب کسر حجمی فریت برای نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی HT1 الی HT4

دلیل کاهش میزان بینیت و تشکیل فریت بیشتر با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$ ، کربن موجود در بینیت مرتب افزایش می‌یابد (یعنی تشکیل فریت زیادتر کربن بیشتری به داخل بینیت پس می‌زند و همچنین از مقدار بینیت کاسته می‌شود) لذا انتظار می‌رود که میکروسختی بینیت با گذشت زمان و افزایش یافتن کسر حجمی فریت، همواره افزایش یابد؛ اما همان‌گونه که از منحنی شکل ۸ آشکار است این اتفاق صورت نگرفته و ابتدا با کاهش کسر حجمی بینیت از ۱۰۰ به ۸۸ درصد (افزایش زمان نگهداری در حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  به صورت قابل توجهی میزان میکروسختی آن به

همان‌گونه که از منحنی‌های شکل ۷ قابل ملاحظه است، با افزایش کسر حجمی فریت از ۵ تا ۱۲ درصد، میکروسختی آن به ترتیب از ۲۲۶ تا  $250\text{HV}_{5\text{g}}$  افزایش یافته است. این در حالی است که بعد از ۱۲ درصد کسر حجمی فریت، میکروسختی آن به تدریج کاهش می‌یابد تا در ۵۲ درصد کسر حجمی فریت میکروسختی آن به  $202\text{HV}_{5\text{g}}$  می‌رسد. این افزایش میکروسختی در ۱۲ درصد فریت به علت برهمکنش و فشار ناشی از افزایش حجم در تحول بینیتی بر فریت‌های مجاور آن می‌باشد. میکروسختی بینیت نیز کاملاً بسته به درصد حجمی و میزان کربن موجود در آن متغیر است. در حالت عادی به

ماکروسختی نمونه دوفازی فریتی- بینیتی نیز در این محدوده از کسر حجمی فاز فریت ایجاد شده است، دارای سختی بالاتری نسبت به نمونه‌های دیگر با درصد کسر حجمی فاز فریت مختلف می‌باشد. در نتیجه می‌توان گفت که افزایش ماکروسختی نمونه دوفازی فریتی- بینیتی در این محدوده عمدتاً ناشی از افزایش میکروسختی فاز فریت می‌باشد.

نتایج ماکروسختی‌سنجی از نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی ارائه شده در شکل ۶ نشان می‌دهد که پیک سختی در نمونه HT2 اتفاق افتاده است و در این شرایط عملیات حرارتی، حداکثر میکروسختی فاز فریت (شکل ۷) و حداقل میکروسختی نواحی بینیتی (شکل ۸) ایجاد شده است. اگر چه میزان میکروسختی فاز فریت به مراتب کم‌تر از میکروسختی بینیت در نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی است؛ ولی آهنگ تغییرات ماکروسختی نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی به طور شماتیکی مشابه آهنگ تغییرات میکروسختی فاز فریت است و با تغییرات میکروسختی نواحی بینیتی رفتار کاملاً معکوس دارد. این نکته آشکار است که بینیت از دو جزء فریتی و کاربیدی تشکیل شده است و میکروسختی نواحی بینیت نشان داده شده در شکل ۸ به شدت متأثر از میکروسختی جزء فریتی و کاربیدی آن است. در فولادهای کم آلیاژ عملیات حرارتی‌پذیری نظیر فولاد MO40 که مجموع عناصر آلیاژی آن‌ها با مقدار کربن، کم‌تر از ۵ درصد می‌باشد بخشی از عناصر کاربیدزای قوی نظیر Mn، Cr و Mo در ریزساختارهای بینیتی و مارتنزیتی تمپر شده در شبکه کریستالی آهن محلول و بخش دیگری از آن‌ها به فرم کاربیدهای کمپلکس  $M_3C$  ظاهر می‌شوند که سختی این نوع کاربیدها به مراتب بیش از کاربید آهن از نوع سمانتیت ( $Fe_3C$ ) است [۲۱]. بر این اساس میکروسختی بینیت بطور جزئی متأثر از سختی جزء کاربیدی آن است و در نتیجه عناصر آلیاژی کاربیدزای قوی موجود در فولاد MO40 مورد پژوهش می‌توانند بطور جزئی باعث افزایش میکروسختی بینیت شوند. از طرفی جهت تشکیل جزء کاربیدی بینیت باید کربن بطور قابل توجهی مهیا باشد و با افزایش مقدار کربن آستنیت مقدار جزء کاربیدی بینیت افزایش و متعاقباً باعث افزایش سختی بینیت می‌گردد. در نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی با زمان‌های نگهداری

ترتیب از ۴۸۷ به  $395HV_{10g}$  کاهش یافته است و با کاهش کسر حجمی بینیت از ۸۸ درصد، به تدریج سختی آن افزایش می‌یابد که این افزایش ناشی از غنی شدن آستنیت اولیه از کربن به واسطه تشکیل فریت است و با تحول آستنیت اولیه به بینیت، بینیت با درصد کربن بالایی تشکیل می‌شود؛ اما کاهش اولیه میکروسختی بینیت از ۴۸۷ به  $395HV_{10g}$  در نمونه‌های FB نسبت به نمونه‌های HT1 را می‌توان این‌گونه توجیه نمود که در نمونه‌های FB وقتی کل آستنیت اولیه به بینیت تحول می‌یابد، افزایش حجم ناشی از این تحول بینیتی موجب می‌شود، کریستال‌های بینیت نیز تحت فشار قرار گرفته و به عبارتی برهمکنش بینیت- بینیت اتفاق بیفتد. لذا این تنش‌های متقابل اعمال شده بر کریستال‌های بینیت باعث می‌شود که میکروسختی بینیت بیش‌تر افزایش یابد؛ این در حالی است که در نمونه HT2 مقدار ۱۲ درصد حجمی فریت مرزدهانه‌ای در مرزدهانه‌های آستنیت اولیه تشکیل شده و سپس در طی تحول بینیتی، مابقی آستنیت اولیه به بینیت تبدیل می‌شود. در این حالت با توجه به این که فاز فریت فاز نرم‌تری است تنش‌های ناشی از افزایش حجم در طی تحول بینیتی به فریت مرزدهانه‌ای وارد شده و موجب کارسختی آن و به عبارتی برهمکنش بینیت و فریت می‌گردد. لذا تحلیل رفتن این تنش‌ها توسط فریت باعث می‌شود که از برهمکنش بینیت- بینیت کاسته شده و لذا از کارسختی بینیت کم شده و میکروسختی آن کاهش یابد. از طرف دیگر تغییر حجم ناشی از تحول آستنیت به فریت بسیار کم‌تر از افزایش حجم آستنیت به بینیت بوده و لذا تنش‌های حاصل از این تغییر حجم، تأثیر چندانی بر میکروسختی بینیت نخواهند داشت. در مجموع می‌توان نتیجه گرفت که بینیت در نمونه‌های FB سختی بسیار بالاتری نسبت به بینیت در نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی دارد؛ اما از نمونه HT4 به بعد که کسر حجمی بینیت کم شده و در نهایت به حدوداً ۳۰ درصد می‌رسد، مقدار سختی بینیت در حالت دوفازی نسبت به FB که  $485HV_{10g}$  است، فراتر می‌رود و چون مقدار بینیت با افزایش زمان نگهداری کاهش می‌یابد، تأثیر چندانی بر ماکروسختی نمونه نخواهد گذاشت. همچنین فاز فریت در میکروساختار دوفازی فریتی- بینیتی شامل ۸ الی ۱۲ درصد کسر حجمی فاز فریت که پیک

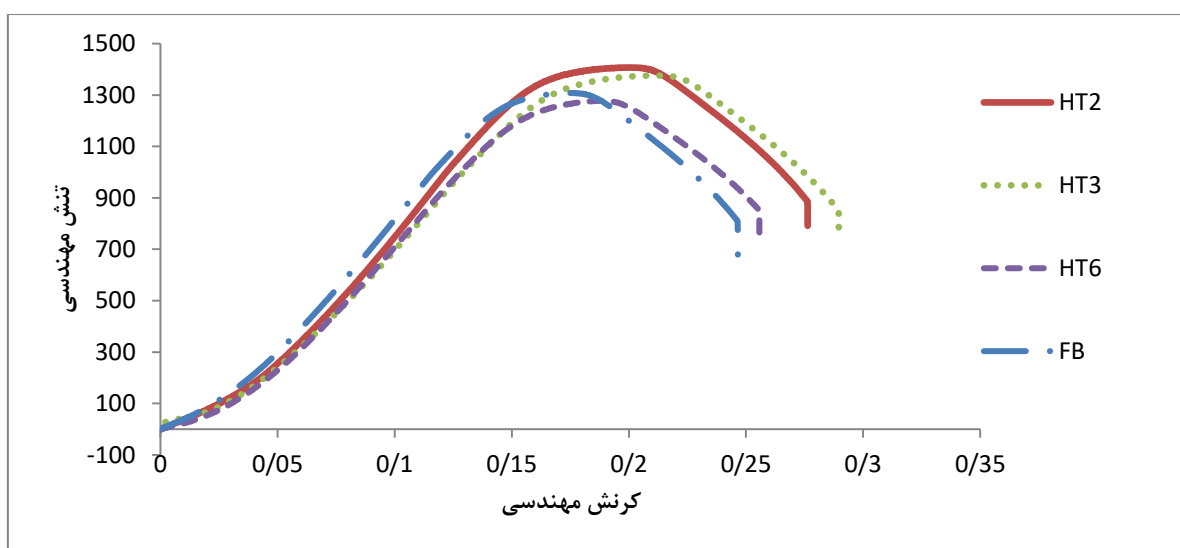
سرد شدن نمونه‌ها از حمام نمک ۶۲۰ به ۳۵۰°C و تحول فازی آستنیت باقی‌مانده به بینیت، به دلیل افزایش حجمی که حین این استحاله رخ می‌دهد، نابجایی‌های آزاد در فصل مشترک فریت- بینیت به منظور حفظ یکپارچگی ساختار ایجاد می‌گردند [۲۱ و ۲۲]. از سوی دیگر به دلیل کاهش شدید درجه حرارت حمام نمک مذاب در حین تحول بینیتی (۳۵۰°C) و در نتیجه کاهش نفوذ و جابجا شدن عناصر آلیاژی جانشینی سنگین Mn، Cr و Mo در شبکه کریستالی آهن باعث می‌گردد، بازیابی کرنش‌های ایجاد شده از تحول فازی آستنیت به بینیت به تأخیر افتاده و تنش‌های درونی در فاز فریت ایجاد گردد. تنش‌هایی به‌خصوص از نوع کششی، باعث تسلیم میکروسکوپی فریت اطراف بینیت در تنش‌هایی کم‌تر از تنش تسلیم توده فریتی می‌شود و در نتیجه تغییر فرم پلاستیک به‌طور هم‌زمان در تمامی مناطق فریتی شروع می‌گردد [۲۳]. با توجه به این‌که در اثر رشد فریت، بینیت اطراف فریت از کربن بیش‌تری اشباع می‌گردد تأثیر این دو عامل نیز بیش‌تر خواهد بود.

با مشاهده منحنی‌های تنش- کرنش مهندسی می‌توان مقادیر استحکام کششی، استحکام تسلیم و درصد ازدیاد طول نمونه‌ها را محاسبه و مقایسه نمود. جدول ۲ مقادیر پارامترهای فوق را نشان می‌دهد.

کم‌تر از ۲ دقیقه در حمام نمک مذاب ۶۲۰°C مقدار فریت تشکیل شده کم و در نتیجه مقدار کربن نواحی آستنیت تحول نیافته مجاور آن‌ها کم است و بنابراین مقدار جزء کاربیدی بینیت کاهش یافته که باعث می‌گردد میکروسختی بینیت در نمونه‌های نگهداری شده در زمان‌های کم‌تر از ۲ دقیقه حداقل باشد. در این دسته از نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی حداکثر میکروسختی در فاز فریت ایجاد شده که باعث ایجاد پیک ماکروسختی شده است. با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک مذاب ۶۲۰°C مقدار فریت افزایش یافته و باعث افزایش مقدار کربن در نواحی آستنیت مجاور آن‌ها می‌گردد که شرایط برای تشکیل مقادیر بیش‌تری جزء کاربیدی بینیت فراهم شده و باعث افزایش میکروسختی بینیت در زمان‌های نگهداری بیش از ۲ دقیقه در حمام نمک مذاب شده است (شکل ۸). از طرف دیگر با افزایش کسر حجمی فاز فریت، میزان برهمکنش فازهای بینیت با فریت کاهش یافته و منجر به کاهش سختی در نمونه‌های دوفازی شده است.

### خواص کششی

نمودار منحنی‌های تنش- کرنش مهندسی حاصل از آزمون کشش نمونه‌های مختلف FB و دوفازی فریتی- بینیتی HT2، HT3 و HT6، در شکل ۹ نشان داده شده است. همان‌گونه که از نمودارها دیده می‌شود، تمام نمونه‌ها رفتار تسلیم پیوسته از خود نشان می‌دهند. حین



شکل ۹- مقایسه منحنی تنش - کرنش نمونه‌های HT2، HT3 و HT6 با نمونه FB

جدول ۲- مقادیر استحکام کششی، استحکام تسلیم و درصد ازدیاد طول برای نمونه‌های دوفازی فریتی- بینیتی عملیات



حرارتی شده در حمام نمک مذاب  $620^{\circ}\text{C}$  به مدت زمان‌های ۲، ۳ و ۶ دقیقه با درصد‌های حجمی متفاوت از فریت و نمونه تمام بینیتی

کد نمونه	استحکام کششی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	ازدیاد طول (%)
FB	۱۳۰۷/۸	۱۱۴۶/۵	۷/۵
HT2	۱۴۰۷/۱	۱۲۱۳/۶	۸/۶
HT3	۱۳۷۵/۷	۱۱۹۲/۳	۱۰/۲
HT6	۱۲۹۴/۲	۱۱۰۳/۸	۱۲/۴

تبدیل شده و لذا نمی‌توان ریزساختاری حاوی بینیت ایجاد نمود. همچنین زمان ۳۰ دقیقه نگهداری نمونه در حمام نمک مذاب  $350^{\circ}\text{C}$  برای تشکیل ریزساختار تمام بینیتی کافی نمی‌باشد و در نهایت مقداری آستنیت تحول نیافته باقی می‌ماند؛ پس تشکیل ریزساختار تمام بینیتی نیاز به زمان‌های نگهداری بیش از ۳۰ دقیقه در حمام نمک مذاب  $350^{\circ}\text{C}$  دارد.

۲- همانند فولادهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی، فولادهای دوفازی فریتی-بینیتی نیز در کسر حجمی مشخصی از فاز فریت (۸ تا ۱۲ درصد) دارای پیک افزایشی سختی بوده که از برهمکنش میکروفازهای فریت و بینیت نشأت می‌گیرد. بدین معنا که در اثر استحاله بینیتی، افزایش حجم ایجاد شده باعث فشار بر فریت اطراف خود می‌شود و سختی آن را افزایش می‌دهد.

۳- با افزایش زمان نگهداری در حمام نمک  $620^{\circ}\text{C}$  از ۱ الی ۱۰ دقیقه، به ترتیب کسر حجمی فاز فریت تشکیل شده از ۶ الی ۵۲ درصد افزایش می‌یابد. به علاوه، مورفولوژی فریت نیز با افزایش زمان نگهداری از حالت مرزانه‌ای به سمت پلی‌گونال/شبه پلی‌گونال تغییر می‌کند.

۴- نتایج میکروسختی فازهای فریت و بینیت در محدوده ۸ الی ۱۲ درصد حجمی فریت نشان می‌دهد که سختی فریت افزایش و بینیت کاهش می‌یابد و این بدان معناست که افزایش سختی نمونه‌های حاوی ۸ تا ۱۲ درصد حجمی فاز فریت، عمدتاً به علت افزایش میکروسختی فاز فریت می‌باشد و فاز بینیت در ایجاد پیک سختی تأثیر چندانی ندارد.

۵- نمونه‌های دوفازی فریتی-بینیتی در مقایسه با نمونه‌های تمام بینیتی دارای استحکام و چقرمگی به مراتب بهتری می‌باشند.

از مقایسه مقادیر استحکام کششی نمونه‌های HT2، HT3 و HT6 با نمونه FB می‌توان به این نکته پی برد که نمونه HT2 شامل تقریباً ۱۰ درصد حجمی فریت که پیک سختی در نمونه‌های عملیات حرارتی شده را دارد، بیش‌ترین استحکام کششی را نیز به خود اختصاص داده است و در مقایسه با نمونه FB شرایط به مراتب بهتری را از لحاظ استحکام کششی و انعطاف‌پذیری دارد. یعنی می‌توان نتیجه گرفت که نمونه‌های دوفازی فریتی-بینیتی، دارای چقرمگی مناسب‌تری نسبت به نمونه FB هستند که در صنعت در بسیاری از موارد چنین خواصی، خواسته تولیدکنندگان می‌باشد و کاربردهای فراوانی دارد.

## نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر جهت ایجاد ریزساختارهای دوفازی فریتی-بینیتی در نمونه‌های فولادی MO40 به منظور دستیابی به چقرمگی مناسب از عملیات کوئنچ مرحله‌ای شامل آستنیت‌زدن نمونه‌ها در دمای  $860^{\circ}\text{C}$  به مدت ۵۰ دقیقه، سرد کردن در حمام نمک مذاب اولیه با دمای  $620^{\circ}\text{C}$  به مدت زمان‌های ۱ تا ۱۰ دقیقه، سپس سرد کردن مجدد در حمام نمک ثانویه  $350^{\circ}\text{C}$  به مدت ۳۰ دقیقه و در نهایت سرد کردن در آب استفاده شد و نتایج زیر به دست آمد.

۱- با نگهداری نمونه‌ها در دمای کوئنچ مرحله‌ای  $620^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱ تا ۲ دقیقه، ۴ الی ۱۲ فریت تشکیل شده و در نهایت ریزساختار دوفازی فریتی-بینیتی گسترش می‌یابد. در زمان‌های بین ۲ الی ۸ دقیقه، مقداری پرلیت تشکیل شده و در نتیجه ریزساختار سه‌فازی فریتی-پرلیتی-بینیتی ایجاد می‌گردد. شایان ذکر است در زمان‌های طولانی‌تر از ۸ دقیقه کل آستنیت اولیه به فریت و پرلیت

۱۴۰۷/۸ و ۸/۶ درصد بوده که از مقادیر ۱۳۰۷/۱ MPa و ۷/۵ درصد مربوط به نمونه FB بالاتر است.

۶- مقایسه منحنی‌های تنش- کرنش مهندسی نمونه‌های فولاد دوفازی فریتی- بینیتی و تمام بینیتی نشان می‌دهد که استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نمونه‌های فولاد دوفازی فریتی- بینیتی HT2 به ترتیب برابر MPa

### References:

- 1- T. Baudin, C. Quesne, J. Jura, R. Penelle, Microstructural characterization in a hot-rolled, two-phase steel, Mater. Charact. 47 (2001) 365–373.
- 2- A. Das, M. Ghosh, S. Tarafder, S. Sivaprasad, D. Chakrabarti, Micromechanisms of deformation in dual phase steels at high strain rates, Mater. Sci. Eng. A. 680 (2017) 249–258.
- 3- H. Ashrafi, M. Shamanian, R. Emadi, N. Saeidi, A novel and simple technique for development of dual phase steels with excellent ductility, Mater. Sci. Eng. A. 680 (2017) 197–202.
- 4- F. Rieger, M. Wenk, S. Schuster, T. Böhlke, Mechanism based mean-field modeling of the work-hardening behavior of dual-phase steels, Mater. Sci. Eng. A. 682 (2017) 126–138..
- 5- R.R. Mohanty, O.A. Girina, N.M. Fonstein, Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region, Metall. Mater. Trans. A. 42 (2011) 3680.
- 6- R. Khondker, A. Mertens, J.R. McDermid, Effect of annealing atmosphere on the galvanizing behavior of a dual-phase steel, Mater. Sci. Eng. A. 463 (2007) 157–165.
- ۷- م. کاشفی و ص. قاسمی، مقایسه ریزساختار و رفتار مکانیکی فولاد MO40 در شرایط دوفازی فریتی- مارتنزیتی و کوئنچ مستقیم بازگشت داده شده، مجله مواد نوین، جلد ۹، شماره ۱، پاییز ۹۷.
- 8- A. Fallahi, Microstructure-properties correlation of dual phase steels produced by controlled rolling process, Mater. Sci. Technol. 01 (2002) 451–454.
- 9- A. Bag, K.K. Ray, E.S. Dwarakadasa, Influence of martensite content and morphology on the toughness and fatigue behavior of high-martensite dual-phase steels, Metall. Mater. Trans. A. 32 (2001) 2207–2217.
- 10- A. Bag, K.K. Ray, E.S. Dwarakadasa, Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels, Metall. Mater. Trans. A. 30 (1999) 1193–1202.
- 11- P. Movahed, S. Kolahgar, S.P.H. Marashi, M. Pournvari, N. Parvin, The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets, Mater. Sci. Eng. A. 518 (2009) 1–6.
- 12- E. Fereiduni, S.S.G. Banadkouki, Improvement of mechanical properties in a dual-phase ferrite–martensite AISI4140 steel under tough-strong ferrite formation, Mater. Des. 56 (2014) 232–240.
- 13- S.S.G. Banadkouki, E. Fereiduni, Effect of prior austenite carbon partitioning on martensite hardening variation in a low alloy ferrite–martensite dual phase steel, Mater. Sci. Eng. A. 619 (2014) 129–136.
- 14- E. Fereiduni, S.S.G. Banadkouki, Reliability/unreliability of mixture rule in a low alloy ferrite–martensite dual phase

- steel, *J. Alloys Compd.* 577 (2013) 351–359.
- 15- N. Saeidi, A. Ekrami, Comparison of mechanical properties of martensite/ferrite and bainite/ferrite dual phase 4340 steels, *Mater. Sci. Eng. A.* 523 (2009) 125–129.
- 16- A. Kumar, S.B. Singh, K.K. Ray, Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels, *Mater. Sci. Eng. A.* 474 (2008) 270–282.
- ۱۷- م. خاکیان، ارتباط ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد AISI 4340 در شرایط دوفازی فریتی- بینیتی، دانشگاه صنعتی شریف، ۱۳۸۵.
- 18- M. Sudo, S. Hashimoto, S. Kambe, Niobium bearing ferrite-bainite high strength hot-rolled sheet steel with improved formability, *Trans. Iron Steel Inst. Japan.* 23 (1983) 303–311.
- 19- G.F. Vander voort, "Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels" ASM International, 1991.
- 20- N.C. Goel, S. Sangal, K. Tangri, A theoretical model for the flow behavior of commercial dual-phase steels containing metastable retained austenite: Part I. derivation of flow curve equations, *Metall. Trans. A.* 16 (1985) 2013–2021.
- 21- V. Singh, "physical metallurgy" Lomus Offset Press, Delhi-110006, PP. 617.
- 22- C. Garcia-Mateo and F. G. Caballero, "Ultra-high-strength Bainitic steels", *ISIJ International*, 2005, vol. 45, no. 11, pp. 1736-1740.
- 23- N. Anand et al., "Microstructural dependence of work hardening behavior in Martensite-Ferrite microalloyed steels", *ASM International, Journal of Materials Engineering and Performance*, 2015, vol. 24(1), pp. 517-528.
- 24- Y. Mazaheri et al., "A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels", *Elsevier, Journal of Materials Science and Engineering A*, 2014, vol. A 619, pp. 1-11.

