

# مقایسه خواص مکانیکی ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده و ریزساختار فریت - بینیت - مارتنزیت در فولاد 42CrMo4

علی سالمی گلعدانی<sup>۱</sup>، امیر عبدالله زاده<sup>۲\*</sup>، مجید میرزایی<sup>۳</sup>

۱- استادیار مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی

۲- استاد مهندسی مواد، دانشگاه تربیت مدرس

۳- دانشیار مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت مدرس

\*تهران، صندوق پستی ۱۴۳-۱۴۱۱۵

zadeh@modares.ac.ir

(دریافت مقاله: مهر ۱۳۸۶، پذیرش مقاله: دی ۱۳۸۷)

**چکیده-** در این پژوهش، خواص مکانیکی ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده با ریزساختار سه‌فازی فریت-بینیت-مارتنزیت در فولاد کم آلیاژ پر استحکام 42CrMo4 مقایسه می‌شود. در این راستا نمونه‌های فولادی تحت دو نوع عملیات حرارتی کوئنچ-بازگشت، برای ایجاد مارتنزیت بازگشت داده شده و عملیات کوئنچ پله‌ای برای ایجاد ساختار سه‌فازی، قرار گرفت. نتایج آزمایشهای کشش نشان داد که در صورت تشکیل زمینه ریزساختار از فاز فریت، پدیده افت تسلیم اتفاق می‌افتد. این پدیده در ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده و نیز آن دسته از نمونه‌های سه‌فازی که در آنها فاز سخت (بینیت-مارتنزیت) زمینه ریزساختار را تشکیل می‌داد، مشاهده نشد. ایجاد نابه‌جایی‌ها در فاز فریت بر اثر استحاله بینیتی یا مارتنزیتی می‌تواند دلیل این پدیده باشد. بررسی سطوح شکست نمونه‌های ضربه نشان داد که مکانیزم شکست در ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده از نوع حفره‌ای است؛ در حالی که سازوکار شکست در ساختار سه‌فازی از نوع کلیواژی است. حفره‌ای شدن سطوح شکست در ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده به تشکیل کاربید در طول، فرایند بازگشت مربوط می‌شود.

**کلیدواژگان:** فولاد 42CrMo4، ریزساختار سه‌فازی، پدیده افت تسلیم، شکست کلیواژی.

## ۱- مقدمه

است [۱-۵]. فولادهای کم آلیاژ پر استحکام نیز از این قاعده مستثنی نیست. مطالعات نشان می‌دهد که در این فولادها، با ایجاد ریزساختارهای متداول مانند مارتنزیت

از چندین دهه قبل، مطالعه اثر ریزساختار بر رفتار مکانیکی فولادها مورد توجه بسیاری از محققان قرار گرفته

ساختار را نسبت به ساختار مارتنزیت بازگشت داده شده تأیید کرد [۲۰].

Sankaran و همکاران با ایجاد ساختار فریت - بینیت - مارتنزیت در نوعی فولاد کم آلیاژ پراستحکام، استحکام آن را نسبت به نوع متداول، ۲۰ درصد افزایش دادند، بدون اینکه نرمی و تافنس کاهش یابد [۱۳-۱۵].

در تمامی کارهای انجام شده، برای ایجاد ساختار سه‌فازی فریت - بینیت - مارتنزیت همزمان از فرایندهای آهنگری گرم، عملیات ترمومکانیکی و عملیات حرارتی استفاده شده است. این کار موجب می‌شود که ایجاد ریزساختار سه‌فازی در انحصار آن دسته از قطعات فولادی باشد که در فرایند ساخت آنها، علاوه بر عملیات حرارتی از فرایندهای کار گرم نیز استفاده می‌شود. در صورتی که ایجاد ساختارهای سه‌فازی برای بهبود خواص مکانیکی، فقط با عملیات حرارتی امکان‌پذیر باشد، این فرایند را می‌توان برای بهبود خواص مکانیکی بیشتر قطعات فولادی از جنس کم آلیاژ پراستحکام عمومیت داد. از آنجایی که در مورد خواص مکانیکی ریزساختارهای سه‌فازی ناشی از عملیات حرارتی در فولادهای حاوی کرم و مولیبدن، اطلاعات جامعی در دست نیست، لذا در این تحقیق سعی بر این بوده که خواص مکانیکی ریزساختارهای سه‌فازی، مطالعه و بررسی شود. بر همین اساس، خواص مکانیکی ریزساختار سه‌فازی ناشی از عملیات حرارتی، با ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده در فولاد پراستحکام 42CrMo4 مقایسه شده است.

## ۲- روش انجام آزمایش

در تحقیق حاضر از فولاد 42CrMo4 با ترکیب شیمیایی جدول (۱) استفاده شد.

بازگشت داده شده، ایجاد استحکام بالا توأم با انعطاف‌پذیری و تافنس مناسب، کاری دشوار و حتی ناممکن است [۹-۱]. طراحی و ایجاد ریزساختارهای جدید در فولادهای کم آلیاژ پراستحکام، رسیدن به استحکام بالا همراه با نرمی و تافنس مناسب را امکان‌پذیر ساخته است [۱۰-۱۲]. در بیشتر فولادهای پراستحکام پیشرفته با ایجاد ریزساختارهای چندفازی می‌توان خواص مکانیکی را نسبت به ریزساختارهای متداول بهبود بخشید. از میان ریزساختارهای چندفازی به‌کار رفته در فولاد، به ساختارهای دوفازی فریت - مارتنزیت، فریت - بینیت و ساختارهای سه‌فازی فریت - بینیت - مارتنزیت و فریت - مارتنزیت - آستنیت می‌توان اشاره کرد. تا کنون، بیشترین کاربرد فولادهای دوفازی و سه‌فازی در ساخت قطعات در صنایع خودرو بوده است [۱۷-۱۲]. مطالعات انجام شده نشان می‌دهد که در فولادهای کم آلیاژ پراستحکام، با ایجاد ریزساختار سه‌فازی، خواص مکانیکی نسبت به ریزساختار مرسوم بهبود می‌یابد.

Sanctis در سال ۲۰۰۰ میلادی، مدلی را برای ارزیابی رفتار مکانیکی فولادهای چندفازی ارائه کرد. بر اساس این مدل که بر پایه منطق فازی بنا شده بود، با استفاده از خواص مکانیکی ساختارهای تک‌فاز مانند فریت، مارتنزیت، بینیت و آستنیت، رفتار و خصوصیات مکانیکی ساختارهای چندفازی در فولادهای HSLA تخمین زده می‌شد [۱۸]. پیشگویی خواص مکانیکی فولادهای چندفازی بر اساس داده‌های حاصل از رفتار ریزساختارهای تک‌فازی در سالهای بعدی توسط Tomota و همکاران ادامه یافت [۱۹].

مطالعات Krauss و Matlock بر روی خواص مکانیکی برخی فولادهای کم آلیاژ پراستحکام چندفازی با ساختار فریت - بینیت - مارتنزیت، مناسب بودن این

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد مورد تحقیق (درصد وزنی)

C	Cr	Mo	Mn	Si	P	S
۰/۳۵	۱/۱	۰/۲۳۵	۰/۵۲	۰/۳۶	۰/۰۱۴	۰/۰۰۶

ایجاد ساختار سه‌فازی، ابتدا نمونه‌ها به مدت یک ساعت در دمای  $850^{\circ}\text{C}$  گرم و سپس در  $650^{\circ}\text{C}$  در محدوده دوفازی فریت و بینیت، به‌طور هم‌دما به مدت ۴، ۸ و ۱۲ دقیقه نگهداشته شدند. به دنبال این مرحله، نمونه‌ها به‌طور هم‌دما در دمای  $500^{\circ}\text{C}$  و  $550^{\circ}\text{C}$ ، بطور جداگانه به‌منظور ایجاد فاز بینیت به مدت ۴ دقیقه سرد و سپس به آب انداخته شدند.

پس از انجام عملیات حرارتی، انجام آزمایش‌های کشش و ضربه به‌ترتیب مطابق با استانداردهای DIN 50125 و DIN 50115 در دمای محیط انجام شد. برای بررسی ساختارهای ناشی از عملیات حرارتی و نیز تحلیل سطوح شکست نمونه‌های ضربه، به‌ترتیب از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی استفاده شد. در متالوگرافی از محلول نایتال ۴٪ برای تمامی نمونه‌ها استفاده شد.

در نمونه‌هایی که برای ایجاد ساختار سه‌فازی تحت عملیات

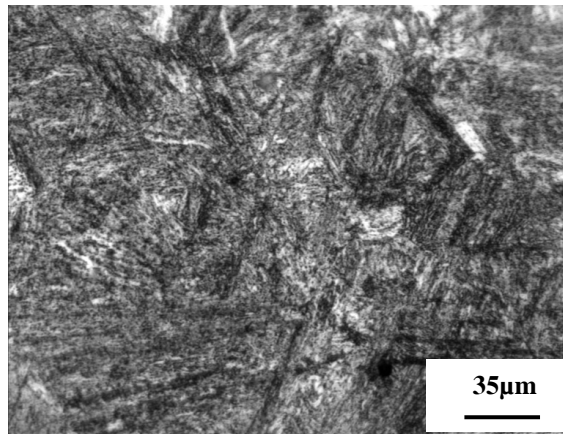
از تختال فولادی که تحت عملیات آنیل کامل قرار گرفته بود، نمونه‌هایی با ابعاد  $120 \times 13 \times 13$  و  $60 \times 13 \times 13$  میلی‌متر به‌ترتیب برای ساخت نمونه‌های کشش و ضربه تهیه شد. برای ایجاد ساختار مارتنزیت بازگشت داده شده و ساختار سه‌فازی فریت - بینیت - مارتنزیت، نمونه‌های فولادی مطابق با فرایندهای ذکر شده در جدول (۲)، به‌طور جداگانه تحت عملیات کوئنچ - بازگشت و کوئنچ پله‌ای قرار گرفتند. در فرایند کوئنچ - بازگشت، نمونه‌ها در دمای آستنیت ( $850^{\circ}\text{C}$ ) به مدت یک ساعت گرم و سپس در دمای محیط با روغن سرد شد. بعد از فرایند کوئنچ، عملیات بازگشت در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  به مدت یک ساعت انجام شد. در فرایند کوئنچ پله‌ای، برای

جدول ۲ چرخه‌های عملیات حرارتی و ریزساختارهای ایجاد شده.

مشخصه	عملیات حرارتی	چرخه عملیات حرارتی	ریزساختار
FBM-1	کوئنچ پله‌ای	کوئنچ در آب $\rightarrow 550^{\circ}\text{C}$ , ۴min $\rightarrow 650^{\circ}\text{C}$ , ۴min $\rightarrow 850^{\circ}\text{C}$ , ۶۰min	مارتنزیت - بینیت - فریت ۲۵٪
FBM-2	کوئنچ پله‌ای	کوئنچ در آب $\rightarrow 550^{\circ}\text{C}$ , ۴min $\rightarrow 650^{\circ}\text{C}$ , ۸min $\rightarrow 850^{\circ}\text{C}$ , ۶۰min	مارتنزیت - بینیت - فریت ۳۱٪
FBM-3	کوئنچ پله‌ای	کوئنچ در آب $\rightarrow 550^{\circ}\text{C}$ , ۴min $\rightarrow 650^{\circ}\text{C}$ , ۱۲min $\rightarrow 850^{\circ}\text{C}$ , ۶۰min	مارتنزیت - بینیت - فریت ۳۹٪
FBM-4	کوئنچ پله‌ای	کوئنچ در آب $\rightarrow 500^{\circ}\text{C}$ , ۴min $\rightarrow 650^{\circ}\text{C}$ , ۴min $\rightarrow 850^{\circ}\text{C}$ , ۶۰min	مارتنزیت - بینیت - فریت ۲۵٪
FBM-5	کوئنچ پله‌ای	کوئنچ در آب $\rightarrow 500^{\circ}\text{C}$ , ۴min $\rightarrow 650^{\circ}\text{C}$ , ۸min $\rightarrow 850^{\circ}\text{C}$ , ۶۰min	مارتنزیت - بینیت - فریت ۳۱٪
FBM-6	کوئنچ پله‌ای	کوئنچ در آب $\rightarrow 500^{\circ}\text{C}$ , ۴min $\rightarrow 650^{\circ}\text{C}$ , ۱۲min $\rightarrow 850^{\circ}\text{C}$ , ۶۰min	مارتنزیت - بینیت - فریت ۳۹٪
M-T	کوئنچ-بازگشت	کوئنچ در روغن $\rightarrow 650^{\circ}\text{C}$ , ۶۰min $\rightarrow 850^{\circ}\text{C}$ , ۶۰min	مارتنزیت بازگشت داده شده

نگهداری نمونه‌ها در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  باشد. همان‌طور که گفته شد، در طول فرایند عملیات حرارتی کوئنچ - پله‌ای نمونه‌های فولادی پس از آستنیت شدن در دمای  $850^{\circ}\text{C}$  در مدت زمانهای ۴، ۸ و ۱۲ دقیقه به‌طور هم‌دما در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  نگه‌داشته شد. در زمانهای بیشتر درصد بیشتری از آستنیت می‌تواند به فریت تبدیل شود که این به ماهیت نفوذی استحاله فریتی باز می‌گردد، لذا در این صورت زمینه ریزساختار را فاز فریت که فاز غالب است تشکیل می‌دهد. نتایج به‌دست آمده از متالوگرافی رنگی، وجود سه فاز فریت، بینیت و مارتنزیت را در نمونه‌های عملیات حرارتی شده با روش کوئنچ پله‌ای تأیید کرد.

در متالوگرافی رنگی، فازهای فریت، بینیت و مارتنزیت به‌ترتیب به رنگهای آبی لاجوردی، قهوه‌ای روشن و سفید ظاهر شد. در بررسی‌های میکروسختی سنجی مقادیر سختی برای فازهای فریت، بینیت و مارتنزیت به‌ترتیب برابر  $220$ ،  $280$  و  $497$  ویکرز به‌دست آمد. در بررسی‌های سایر محققان که در [۲۱] ارائه شده، مقادیر سختی فریت، بینیت و مارتنزیت به‌ترتیب برابر  $200$ ،  $300$  و  $440$  ویکرز به‌دست آمده است.



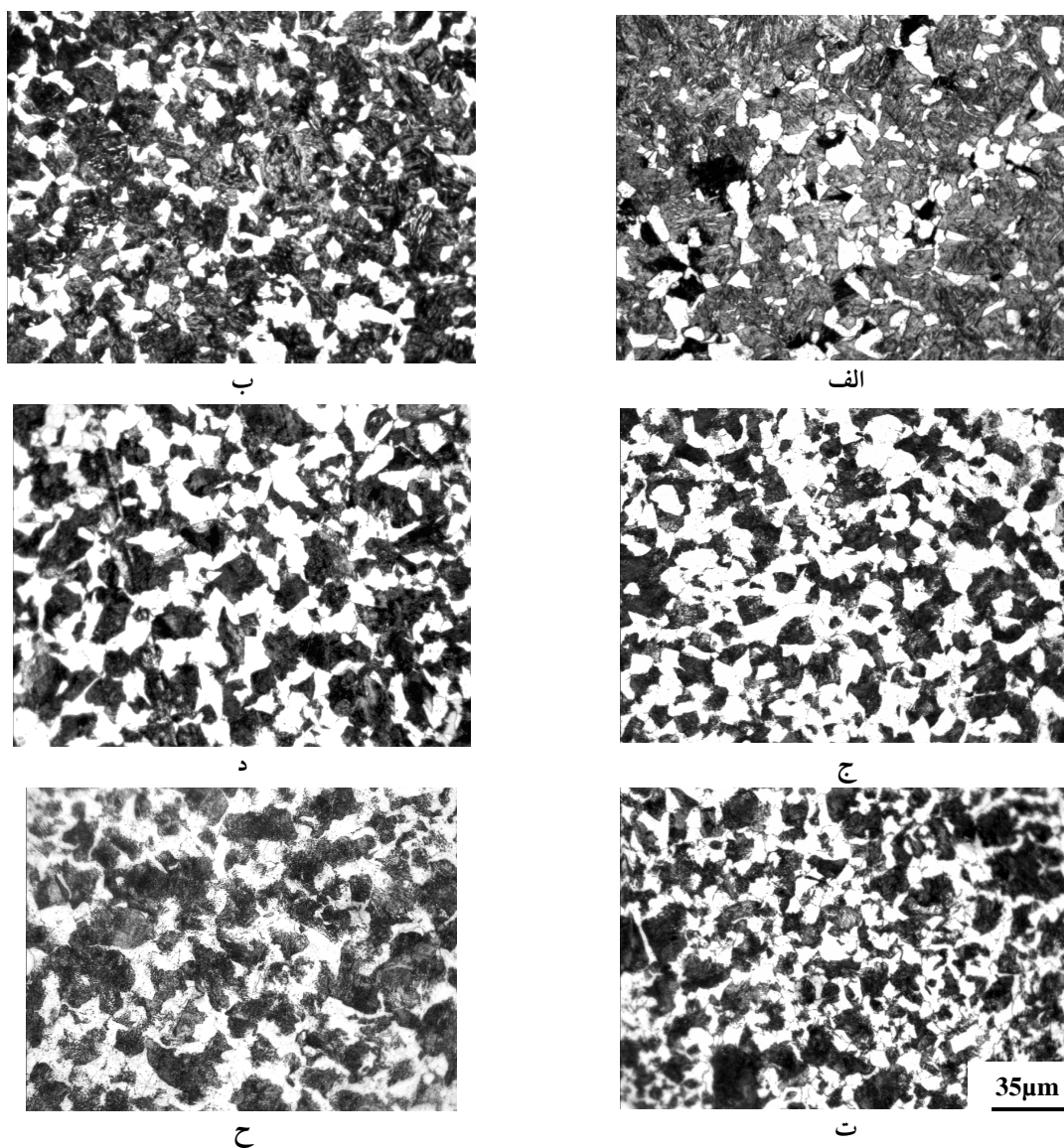
شکل ۱ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده. دمای آستنیت و بازگشت به‌ترتیب  $850^{\circ}\text{C}$  و  $650^{\circ}\text{C}$ ، و زمان هر دو مرحله یک ساعت است.

حرارتی قرار گرفته بودند، از آنجا که در صورت استفاده از محلول نایتال ۴٪ فقط دو فاز مشهود بود، لذا از محلول دیگری به‌منظور اچ رنگی استفاده شد. برای ساخت این محلول ابتدا محلول پیکرال ۴٪ و محلول متابی سولفیت سدیم (۱/۵ گرم متابی سولفیت سدیم به‌علاوه ۱۰۰ سی‌سی آب مقطر) به‌طور جداگانه تهیه شد و برای اچ کردن نمونه‌ها، محلول نهایی از ترکیب دو محلول قبلی تهیه شد. برای شناسایی دقیق فازهای مشاهده شده در متالوگرافی، آزمون میکروسختی توسط میکروسختی سنج انجام گرفت. تعیین درصد کسر حجمی فریت در ساختارهای سه‌فازی، توسط میکروسکوپ نوری مجهز به سیستم تحلیل تصویری انجام شد.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- ریزساختار

ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده، با فرایند کوئنچ - بازگشت و کوئنچ پله‌ای در جدول (۲) آورده شده است. اعمال عملیات کوئنچ - بازگشت بر روی نمونه‌های فولادی باعث ایجاد ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده در فولاد شد. شکل (۱) ساختار مارتنزیت بازگشت داده شده را نشان می‌دهد. بررسی‌های متالوگرافی نمونه‌های عملیات حرارتی شده به روش کوئنچ پله‌ای حاکی از این بود که ریزساختار ایجاد شده در تمامی حالت‌ها، ترکیبی از یک فاز سفید و یک فاز سیاه است (شکل ۲). در نمونه‌های FBM-1 و FBM-4 با ساختار سه‌فازی، فاز سیاه (مخلوط بینیت - مارتنزیت) زمینه را تشکیل می‌دهد که فاز سفید (فریت) به صورت توده‌ای در آن پراکنده شده و در نمونه‌های FBM-2، FBM-3، FBM-5 و FBM-6، فاز سفید تشکیل دهنده زمینه بوده و که فاز سیاه به‌صورت توده‌ای در آن پراکنده شده است (شکل ۲). این اختلاف می‌تواند ناشی از متفاوت بودن زمان



شکل ۲ تصاویر میکروسکپ نوری از ریزساختار سه‌فازی فریت - بینیت - مارتنزیت. مناطق سفید و سیاه به ترتیب نشان‌دهنده فاز فریت و بینیت - مارتنزیت است. نمونه‌های الف) FBM-1 و د) FBM-4 در طول عملیات کوئنچ پله‌ای بعد از یک ساعت آستنیت‌شدن در دمای  $850^{\circ}\text{C}$  به‌طور هم‌دما به مدت ۴ دقیقه در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  نگه‌داشته شد. در ریزساختار به‌دست آمده فاز نرم به‌صورت توده‌ای در زمینه سخت پراکنده شده است. نمونه‌های ب) FBM-2، ج) FBM-3، ت) FBM-5 و ح) FBM-6 در طول عملیات کوئنچ پله‌ای بعد از یک ساعت آستنیت‌شدن در دمای  $850^{\circ}\text{C}$  در مدت زمانهای متفاوت در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  به‌طور هم‌دما نگه‌داشته شده‌اند. در این ریزساختار، فاز سخت به صورت توده‌ای در زمینه نرم پراکنده شده است.

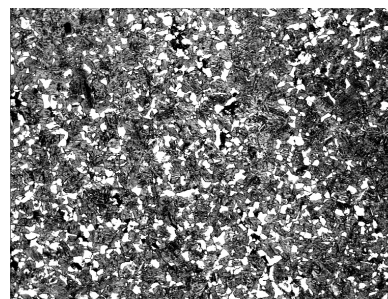
نگهداری ۴، ۸ و ۱۲ دقیقه در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  به ترتیب برابر ۲۵، ۳۱ و ۳۹ به‌دست آمد (شکل ۳)، از آنجا که سازوکار استحاله فریت از آستنیت نفوذی است، لذا افزایش کسر

نتیجه دیگر اینکه در عملیات کوئنچ پله‌ای با افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  مقدار فریت در ریزساختار افزایش یافت. کسر حجمی فریت برای زمانهای

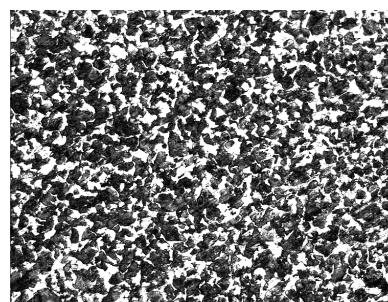
## ۳-۲- شکست نگاری

نتیجه بررسی های سطح مقطع شکست نمونه های ضربه مربوط به ریزساختارهای سه فازی و مارتنزیت بازگشت داده شده در شکل (۵) آورده شده است. در نمونه های M-T سطح شکست به وجود آمده شامل حفره های ریز و درشت بود (شکل ۴-الف). منشأ این حفره ها در نمونه ها می تواند ناشی از کاربیدهای به وجود آمده از بازگشت مارتنزیت در طول عملیات بازگشت باشد [۲۳ و ۲۲]. در سایر نمونه ها با ریزساختار سه فازی، بررسی سطوح شکست، شکست کلیواژی درون دانه ای را نشان داد (شکل ۴-ب). در تمام نمونه های سه فازی سطوح مجزای روشنی در سطوح شکست دیده شد که مشخصه شکست کلیواژی است. پیدایش این سطوح در فولاد را می توان به چند عامل نسبت داد که عبارتند از: کلنی های کاربید آهن و کاربیدهای آهنی [۲۷-۲۴]، آخالهای کروی شکل سولفید منگنز [۲۸] و ذرات ثانویه به ویژه کاربید تیتانیم [۲۶، ۲۵]. در صورتی که کاربیدهای آهنی، آخالهای سولفیدی یا ذرات ثانویه، عامل پیدایش سطوح روشن در شکست کلیواژی باشند وجود حفره در محل شروع رشد ترک اجتناب ناپذیر خواهد بود [۳۰ و ۲۹]. اما در بررسی های شکست نگاری وجود حفره در محل شروع رشد ترک مشاهده نشد (شکل ۵). به بیان دیگر موارد مذکور نقشی در به وجود آمدن سطوح روشن نداشته اند. از طرفی احتمال این که شکست کلیواژی و پدید آمدن سطوح روشن ناشی از مرزهای بین فازی باشد، وجود دارد. مرزهای دانه، عامل اصلی در ناهمگنی

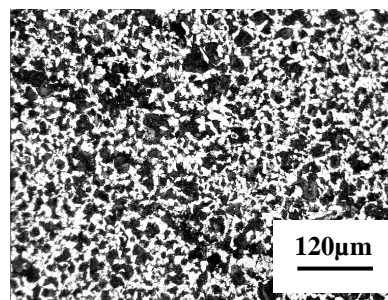
حجمی فریت با گذشت زمان در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  منطقی به نظر می رسد.



الف

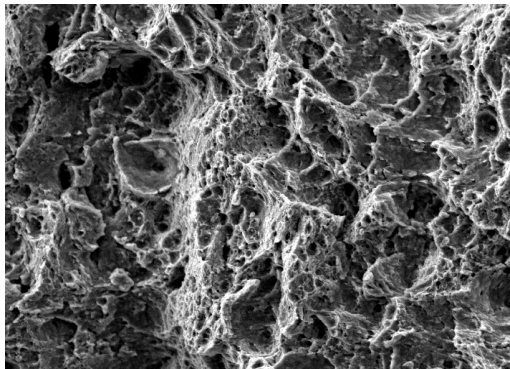


ب

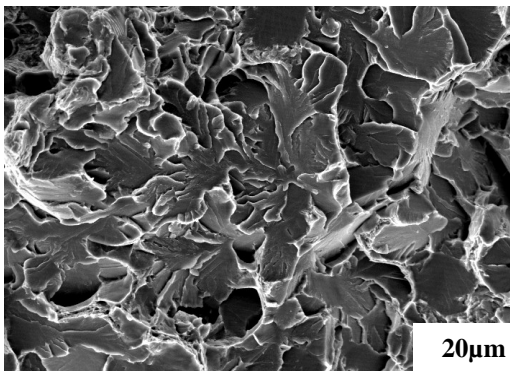


ج

شکل ۳ تصویر میکروسکپ نوری از ریزساختار سه فازی (الف) FBM-1، (ب) FBM-2 و (ج) FBM-3. در عملیات کوئنچ پله ای با افزایش زمان نگهداری فولاد در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  بعد از یک ساعت آستنیتیه کردن در دمای  $850^{\circ}\text{C}$  کسر حجمی فریت در ریزساختار افزایش یافت. (الف) زمان نگهداری در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  ۴ دقیقه، کسر حجمی فریت: ۲۵٪، (ب) زمان نگهداری در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  ۸ دقیقه، کسر حجمی فریت: ۳۱٪، (ج) زمان نگهداری در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  ۱۲ دقیقه، کسر حجمی فریت: ۳۹٪.

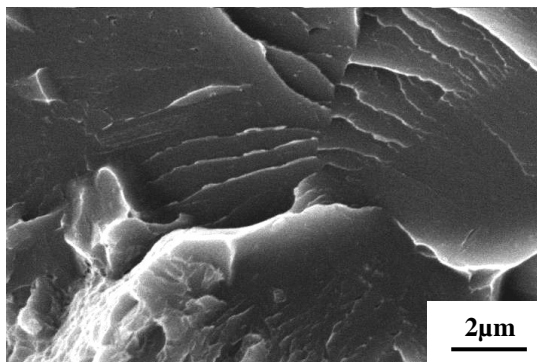


الف



ب

شکل ۴ تصویر SEM از سطح مقطع شکست نمونه‌های ضربه (الف) مارتنزیت بازگشت داده شده و (ب) نمونه FBM-1 با ریزساختار سه‌فازی فریت - بینیت - مارتنزیت



شکل ۵ تصویر SEM از سطوح مجزای روشن کلیواژی نمونه FBM-1 با ریزساختار سه‌فازی

ریزساختاری مواد پلی کریستال تک‌فازی به‌شمار می‌روند، به‌علاوه همین نقش برای مرزهای بین فازی در ساختارهای چندفازی مواد پلی کریستال نیز متصور است. مرزهای بین فازی با کنترل رفتار تغییر شکل و شکست، خواص مکانیکی را در فولاد تحت تأثیر قرار می‌دهند. از طرفی شکست کلیواژی به‌عنوان عامل اصلی در شکست ترد مواد پلی کریستال، می‌تواند ناشی از جوانه‌زنی ترک در برخی مکانهای ترجیحی مانند مرزها و اشاعه آن اتفاق افتد [۳۲-۳۳]. در نمونه‌های سه‌فازی، در حین عملیات حرارتی و انجام استحاله فازی در منطقه دوفازی، جایی که فریت از آستنیت تشکیل می‌شود، تعداد زیادی نابه‌جایی کم تحرک در مرزهای بین فازی فریت/آستنیت تشکیل می‌شود تا جایی که بر تعداد این نابه‌جایی‌های نامتحرک به‌هنگام انجام استحاله‌های بینیتی و مارتنزیتی افزوده می‌شود. این امر منجر به شکل‌گیری مرزهایی با ساختار نامنظم در طول عملیات حرارتی در فولاد می‌شود. نامنظم بودن ساختار می‌تواند مقاومت ریزساختار را در برابر شکست کلیواژی کاهش دهد. می‌توان چنین استنباط کرد که به‌علت پرتعداد بودن مرزهای بین فازی نامنظم فریت/بینیت و فریت/مارتنزیت در ریزساختار سه‌فازی، با کاهش مقاومت ریزساختار به شکست کلیواژی، شرایط شکست ترد در فولاد فراهم می‌شود. مشاهده ساختار نامنظم بین فازی در اثر به‌وجود آمدن نابه‌جایی‌های کم‌تحرک، برای اولین بار توسط Clarebrough و Forwood مشاهده شد [۳۴].

## ۳-۳- خواص مکانیکی

نتایج حاصل از آزمون کشش و ضربه در جدول (۳) ارائه شده است. در این جدول، مقادیر مربوط به استحکام و نرمی نمونه FBM-1 تفاوت زیادی را با همان مقادیر در نمونه‌های FBM-2 و FBM-3 نشان می‌دهد. در حالی که این اختلاف در مقایسه نمونه‌های FBM-2 و FBM-3 با یکدیگر چندان چشمگیر نیست. بر طبق جدول (۳)، مقادیر استحکامهای تسلیم و کششی در نمونه FBM-1 به‌طور مساوی برابر  $989\text{MPa}$  است، در حالی که این مقادیر برای نمونه FBM-2، به ترتیب برابر  $595$ ،  $664\text{MPa}$  و برای نمونه FBM-3،  $522$  و  $662\text{MPa}$  است. بر طبق نتایج، مقادیر استحکام نمونه‌های FBM-2 و FBM-3 تقریباً نزدیک به هم، در اختلاف زیاد با مقادیر استحکام نمونه FBM-1 است. این اختلاف، در مقادیر درصد ازدیاد طول و درصد کاهش سطح مقطع نیز مشاهده شد. اختلاف در رفتار کششی، نرمی و مقدار انرژی جذب شده را می‌توان در نحوه توزیع فازها جستجو کرد. در ریزساختار FBM-1، طوری که از نتایج متالوگرافی حاصل شد (شکل ۲- الف)، مخلوط فازهای سخت بینیت و مارتنزیت زمینه ریزساختار را تشکیل می‌دهد که فاز نرم (فریت) به‌صورت توده‌ای در آن پراکنده شده است، لذا می‌توان رفتار مکانیکی ریزساختار FBM-1 را تابع رفتار زمینه سخت، شامل بینیت و مارتنزیت دانست. به بیان دیگر بزرگ بودن استحکام و به تبع آن کم بودن درصد ازدیاد طول، درصد کاهش سطح مقطع و انرژی ضربه نمونه‌های FBM-1 نسبت به ای FBM-2 و FBM-3 - که در آن فاز نرم فریت، تشکیل دهنده زمینه باشد - منطقی است. نمونه‌های FBM-2 و FBM-3 فاز نرم فریتی تشکیل دهنده فاز زمینه است که مخلوط فازهای سخت بینیت و مارتنزیت در آن به صورت توده‌ای پراکنده شده است (شکل ۲- ب و ج)، لذا رفتار

مکانیکی زمینه فریتی، تعیین کننده رفتار ریزساختار سه‌فازی خواهد بود. همین تفسیر در مورد متفاوت بودن مقادیر استحکامهای کششی، تسلیم و مقادیر نرمی در نمونه‌های FBM-4 با FBM-5 و FBM-6 صادق است. نتیجه دیگر این است، رفتار مکانیکی نمونه‌هایی که دمای استحاله بینیتی در آن  $550^{\circ}\text{C}$  انتخاب شده بود، متفاوت با نمونه‌هایی بود که در دمای  $500^{\circ}\text{C}$  تحت عملیات ایزوترم قرار گرفته بودند. مقادیر ارائه شده در جدول (۳) حاکی از آن است که با افزایش دمای استحاله بینیتی از  $500$  به  $550^{\circ}\text{C}$  استحکام کشش و تسلیم نمونه‌های FBM-4، FBM-5 و FBM-6 نسبت به نمونه‌های FBM-1، FBM-2 و FBM-3 کاهش می‌یابد. این در حالی است که درصد ازدیاد طول و درصد کاهش سطح مقطع، تقریباً ثابت باقی مانده و مقدار انرژی ضربه افزایش یافته است. این نتیجه در تحقیقات سایر محققان نیز مشاهده شده است. افزایش دمای استحاله بینیتی از  $400$  به  $430^{\circ}\text{C}$  در این فولاد باعث کاهش استحکام کششی و تسلیم شده است [۳۵]. کاهش استحکام بر اثر افزایش دمای استحاله را ناشی از کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها در فاز بینیت بر اثر افزایش دمای استحاله بینیتی از  $500$  به  $550^{\circ}\text{C}$  دانست. در فولاد با افزایش دمای استحاله بینیتی، چگالی نابه‌جایی‌ها در فاز بینیت کاهش پیدا می‌کند [۳۴] و [۳۳]. از مقایسه ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده با ریزساختارهای سه‌فازی فریت-بینیت-مارتنزیت این نتیجه حاصل شد که در مجموع، رفتار مکانیکی ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده، مطلوب‌تر از رفتار مکانیکی ریزساختارهای سه‌فازی است، هر چند در نمونه‌های FBM-1 و FBM-4 استحکام کششی و تسلیم نسبت به نمونه‌های بازگشت داده شده فراتر رفت، اما این افزایش در استحکام، تسوأم با افزایش نرمی و مقدار انرژی ضربه نبود.



جدول ۳ خواص مکانیکی فولاد 42CrMo4 با ریزساختارهای متفاوت

مشخصه	استحکام کششی MPa	استحکام تسلیم MPa	ازدیاد طول %	انرژی جذب شده J
FBM-1	989±13	989±14	16±1	7
FBM-2	764±1	595±5	30±2	18
FBM-3	772±2	522±7	35±1	66±1
FBM-4	1218±15	1155±15	22±1	5
FBM-5	700±9	560±10	30±1	9
FBM-6	765±5	500±10	34±0/2	40±5
Q-T	940±10	800±5	31±0/5	80

### ۳-۳-۱- پدیده افت تسلیم

بر طبق نتایج آزمایش کشش، در نمونه‌هایی که فاز فریت تشکیل دهنده زمینه ریزساختار بود، ناپیوستگی در منحنی تنش- کرنش مشاهده شد. این ناپیوستگی در منحنی تنش- کرنش - که به پدیده افت تسلیم موسوم است - با افزایش کسر حجمی فریت افزایش یافت. بر طبق بررسی‌های انجام شده بر روی این پدیده، تاکنون فرضیات مختلفی برای توجیه علمی آن ارائه شده که عبارتند از: قفل شدن نابه‌جایی‌ها توسط عناصر بین‌نشین و جانشین [۳۶]، قفل شدن نابه‌جایی‌های جزئی از طریق جدایش اتم‌های محلول یا رسوبهای روی نواحی نقص در چیده شدن [۳۷] و قفل شدن نابه‌جایی‌ها از طریق تشکیل نواحی منظم برد کوتاه در مجاورت آنها [۳۹] و [۳۸]، قفل شدن نابه‌جایی‌های لبه‌ای از طریق اندرکنش با بارهای الکتریکی اتم محلول [۴۱ و ۴۰] و رسوبگذاری روی نابه‌جایی‌ها [۴۲]. به احتمال قوی هیچ یک از موارد ذکر شده در بالا نمی‌تواند دلیل محکمی برای پیدایش این پدیده در فولاد مورد تحقیق باشد. در صورت صحیح بودن این فرض که عوامل بالا علت به وجود آمدن پدیده افت تسلیم در فولاد مورد تحقیق بوده است، منطقی به نظر می‌رسید که این پدیده در سایر

نمونه‌ها با ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده نیز مشاهده می‌شد. این در حالی بود که پدیده افت تسلیم حتی در آن دسته از نمونه‌های سه‌فازی که مخلوط فازهای سخت بینیت و مارتنزیت زمینه را تشکیل می‌داد، پدیده افت تسلیم مشاهده نشد. امروز آنچه علت پدیده افت تسلیم دانسته می‌شود اثر چگالی نابه‌جایی‌ها بر این پدیده است [۴۳ و ۳۲ و ۳۰ و ۳۱]. می‌دانیم که چگالی نابه‌جایی‌ها تأثیر مهمی بر رفتار تسلیم و کارسختی فلزها دارد. همچنین چگالی نابه‌جایی‌ها در طول تغییر شکل ثابت باقی نمی‌ماند. برای رسیدن به نقطه تسلیم لازم است کرنش پلاستیک به حد بحرانی برسد. منظور از کرنش پلاستیک کرنشی است که در آن، بر روی منحنی تنش-کرنش در منطقه ورود به منطقه الاستیک، تنش به اندازه  $\Delta\sigma$  کاهش می‌یابد. با افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها در طول مدت تغییر شکل، رسیدن به حد بحرانی کرنش پلاستیک به تعویق می‌افتد که در نتیجه آن، رخداد پدیده افت تسلیم به تعویق افتاده یا به کلی حذف می‌شود. در تفسیر نتایج حاصل، می‌توان گفت که در نمونه‌های M-T، FBM-1 و FBM-4 که در آن پدیده افت تسلیم مشاهده نشد، با افزایش تنش در مدت آزمایش کشش، چگالی نابه‌جایی‌ها به‌طور مستمر افزایش می‌یابد تا آنجا که با افزایش کرنش پلاستیک بحرانی تا مقادیر بیشتر از کرنش شکست، پدیده افت تسلیم به‌طور کلی حذف شده و عمل ناپیوستگی بر روی منحنی تنش-کرنش مشاهده نمی‌شود. این در حالی است که در سایر نمونه‌ها که در آنها فریت زمینه ریزساختار را تشکیل می‌دهد، بر اثر استحاله بینیتی و مارتنزیتی، از قبل تعداد قابل توجهی نابه‌جایی در فاز زمینه وجود داشته که وجود این نابه‌جایی باعث کاهش دانسیته نابه‌جایی‌های متحرک،

۳. در ریزساختار سه‌فازی، برای حالتی که در آن فاز فریت تشکیل دهنده زمینه ریزساختار بود، پدیده افت تسلیم به‌صورت ناپیوستگی بر روی منحنی تنش-کرنش مشاهده شد. احتمالاً نابه‌جایی‌های غیر متحرک ایجاد شده در مرحله قبل از کشش، بر اثر استحاله بینیتی و مارتنزیتی در فاز فریت، عامل مؤثر بر بروز این پدیده است.

حاصل از فرایند تغییر شکل می‌شود. در این صورت با کاهش چگالی نابه‌جایی‌های متحرک مقدار کرنش پلاستیک بحرانی کاهش یافته در نتیجه پدیده افت تسلیم به‌صورت ناپیوستگی در منحنی تنش-کرنش مشاهده می‌شود.

#### ۴- نتیجه گیری

در پژوهش حاضر، خواص مکانیکی ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده با ریزساختار سه‌فازی فریت - بینیت - مارتنزیت به‌وجود آمده از عملیات حرارتی کوئنچ پله‌ای در فولاد 42CrMo4 مقایسه و نتایج زیر حاصل شد:

۱. از مقایسه ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده با ریزساختارهای سه‌فازی فریت - بینیت - مارتنزیت، نتیجه می‌شود که در این فولاد، رفتار مکانیکی ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده مطلوب‌تر از همان رفتار در ریزساختارهای سه‌فازی است، هرچند در برخی از نمونه‌های سه‌فازی، استحکام کششی و تسلیم نسبت به نمونه‌های مارتنزیت بازگشت داده شده فراتر رفت، اما این افزایش در استحکام، توأم با افزایش نرمی و مقدار انرژی ضربه نبود.

۲. در ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده، سازوکار شکست از نوع حفره‌ای بود. در حالی‌که سازوکار شکست در ریزساختارهای سه‌فازی از نوع کلیوژی شناسایی شد. در ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده، کاربیدهای به‌وجود آمده از بازگشت مارتنزیت می‌تواند عامل اصلی حفره‌ای شده سازوکار شکست در این نوع ریزساختار باشد. به احتمال قوی پرتعداد بودن مرزهای بین‌فازی در ساختار سه‌فازی، باعث شکست کلیوژی شده است.

#### ۵- منابع

- [1] Lai G., "The Effect Austenitizing Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of As-Quenched 4340 Steel," Metall. Trans. A., Vol. 5, 1974, pp 1663-1670.
- [2] Ritchie R.O., Francis, B., "Evaluation of Toughness in 4340 Alloy steel Austenitized of Low and High Temperature," Metall. Trans. A, Vol. 7, 1976, pp 831-838.
- [3] Lee S., Kim N. J., "Correlation of Microstructure and Tempered Martensite Embrittlement in Two 4340 Steels," Metall. Trans. A, Vol. 20, 1986, pp 1089-1101.
- [4] Saxena V. K., Malakondaiah G., "On the Fatigue Crack Growth Resistance of Upper Bainite-Martensite in an AISI 4330 Steel," Scri. Metall. Mater., Vol. 28, 1993, pp 1257-60.
- [5] Tomita Y., Okawa T., "Effect of Microstructure on Mechanical Properties

- [11] Mijovilovich A., Vieira A. G., Paniago R., "Mössbauer study of the retained austenitic phase in multiphase steels," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 283, 2000, pp 65-69.
- [12] Jacques P., Furnemont, Q., "ON the Role of Martensitic Transformation on Damage and Cracking Resistance in TRIP-Assisted Multiphase steels," *Acta. Mater.*, Vol. 49, 2001, pp 139-152.
- [13] Sankaran S., Sarma V. S., Padmanabhan K., "High Cycle Fatigue Behaviour of a Multiphase Microalloyed Medium Carbon Steel: a Comparison between Ferrite-Pearlite and Tempered Martensite Microstructures," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 362, No. 1-2, 2003, pp. 249-256.
- [14] Sankaran S., Sarma V. S., Padmanabhan K., "Low Cycle Fatigue Behavior of a Multiphase Microalloyed Medium Carbon Steel: Comparison between Ferrite-Pearlite and Quenched and Tempered Microstructures," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 345, No. 1-2, 2003, pp 328-335.
- [15] Sankaran S., Sarma V. S., Padmanabhan K., "Low Cycle Fatigue Behaviour of a Multiphase Medium Carbon Microalloyed Steel Processed through of Isothermally Bainite-Transformed 300M Steel," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 172, 1993, pp 145-151.
- [6] Sivaprasad S., Tarafder S., Ranganath V. R., "Effect of Prestrain on Fracture Toughness of HSLA Steel," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 284, 2000, pp 195-201.
- [7] Dhua S., "Effect of Cooling Rate on the as Quenched Microstructure and Mechanical Properties of HSLA 100 Steel Plates," *Mater. Metall. Trans. A*, Vol. 34, 2003, pp 2493-04.
- [8] Liu D., Bai B., Fang H., "Effect of Tempering Temperature and Carbide Free Bainite on The Mechanical Characteristics of a High Strength Low Alloy Steel," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 371, 2004, pp 40-44.
- [9] Maropoulos S., Ridley, N., Kechagias J., "Fracture Toughness Evaluation of a HSLA Steel," *Eng. Frac. Mech.*, Vol. 71, 2004, pp 1695-1704.
- [10] Sakuma Y., Matlock D. K., Krauss G., "On the Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Multiphase Steels," *Metall. Trans. A*, Vol. 23, 1992, pp 1221-32.

- [21] Amar K. D., Speer J. G., "Color Tint Etching for Multiphase Steels," *Advan Mater Proces.*, Vol. 10, 2003, pp 27-32.
- [22] Saeglitz M., Krauss, G., "Deformation, Fracture, and Mechanical Properties of Low-Temperature-Tempered Martensite in SAE 43XX Steels," *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 28, 1997, pp 377-387.
- [23] Lee W. S., Su T. T., "Mechanical Properties and Microstructure Features of AISI 4340 High-Strength Alloy Steel Under Quenched and Tempered Conditions," *Mater. Proc. Tech.* Vol. 87, 1999, pp 198-206.
- [24] Echeverry A., Rodriguez-Ibabe, J. M., "The Role of Grain Size in Brittle Particle Induced Fracture of Steels," *Mater. Scie. Eng. A*, Vol. 346, 2003, pp149-158.
- [25] Kroon M., Faleskog J., "Micromechanics of Cleavage Fracture Initiation in Ferritic Steels by Carbide Cracking," *J. Mech. Phy. Solids*, Vol. 53, 2005, pp171-196.
- [26] Zhang X. Z., Knott J. F., "The Statical Modeling of Brittle Fracture in Homogenous and Heterogeneous Steel Microstructure," *Acta Mater.*, Vol. 48, 2000, pp. 2135-46.
- Rolling," *Scri. Mater.* , Vol. 49, 2003, pp. 503-508.
- [16] Jitsukawa S., Shiro, W., "Recent Results of the Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steel Development," *J. Nuclear. Material*, Vol. 329-333, 2004, pp 39-49.
- [17] Jacques P., Girault, E., "Enhancement of the Mechanical Properties of a Low-Carbon, Low-Silicon Steel by Formation of a Multiphased Microstructure Containing Retained Austenite," *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 29, 1998, pp 2383-93.
- [18] Sanctis M., Lovicu, G. F., "Property Models for Mixed Microstructures in High Strength Microalloyed Steels," 42<sup>th</sup> MNSP Conf. Proc, Italy. ISS., 37, 2000, pp 615-620.
- [19] Tomota Y., Umemoto, M., "Prediction of Mechanical Properties of Multi-phase Steels Based on Stress-Strain Curves," *ISIJ International*, Vol. 32, 1992, pp 343-349.
- [20] Matlock D. K., Krauss G., "Observation of Deformation and Transformation Behavior of Retained Austenite in a 0.14C-1.2Si-1.5Mn Steel with Ferrite-Bainite-Austenite Structure," *Mat. Sci. Eng. A*, Vol. 165, 1995, pp 1-8.

- Dual-Phase Steel,” *Scri. Metall.*, Vol. 24, 1999, pp 2437-42.
- [33] Bhadeshia H. K. D. H., “Bainite in Steel,” 2<sup>nd</sup> ed., IOM Communication Ltd, London, 2001, p 19-35.
- [34] Matsuda H., Bhadeshia H. K. D. H., “Kinetics of the Bainite Transformation,” *Proc. of the Royal Society of London*, Vol. 460, 2004, pp 1710-1722.
- [35] Abdollahzadeh A., Salemi A., “Mechanical Behavior of CrMo Steel with Tempered Martensite and FBM Microstructure,” *Mat. Sci. & Eng. A*, 483-484, 2008, pp 325-328.
- [36] Cottrel A., Bilby B. A., “Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron,” *Proc. Phys. Soc, London A*, Vol. 62, 1949, pp 49-62.
- [37] Suzuki H., “Yielding effect in Steel,” *NPL. Symposium on the Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals. London*, Vol. 15, 1963, pp 517-25.
- [38] Fisher J. C., “On the Strength of Solid Solution Alloys,” *Acta Metall.*, Vol. 2, 1954, pp 9-10.
- [39] Rose K. S. B., Glover J. S. G., “A Study of Strain-Ageing in Austenite,” *Acta Metall.*, Vol. 14, 1966, pp 1505-1516.
- [27] Rosenfield A., Shetty, D. K., “Cleavage Fracture of Steel in the Lower Ductile-Brittle Transition Region,” *Metall. Trans. A*, Vol. 14, 1983, pp 1934-37.
- [28] Rosenfield A., and Shetty D. K., “Cleavage Fracture of Steel in the Upper Ductile-Brittle Transition Region,” *Eng. Frac. Mech.*, Vol. 17, 1983, pp 461-470.
- [29] Tanguy B., Besson J., Piques R., “Ductile to Brittle Transition of an A508 Steel Characterized by Charpy Impact test: Part I: experimental results,” *Eng. Frac. Mech.*, Vol. 72, 2005, pp.49-72.
- [30] Tanguy B., Besson J., Piques R., “Ductile to Brittle Transition of an A508 Steel Characterized by Charpy Impact Test: Part II: modeling of the Charpy transition curve,” *Eng. Frac. Mech.*, Vol. 72, 2005, pp. 413-434.
- [31] Cai X. L., Feng J., “The Dependence of some Tensile and Fatigue Properties of Dual-Phase Steel on its Microstructure,” *Metall. Trans. A*, Vol. 16, 1985, pp 1405-15.
- [32] Cimenglu H., Kayali E. S., “Charpy Impact Energy, Fracture Toughness and Ductile–Brittle Transition Temperature of

- [42] Kelly G. W., "Independent slip systems," *Prog. Mater. Sci.*, Vol. 10, 1963, pp. 149-155.
- [43] Matlock K., Krauss, G., "On the Deformation Behavior of Dual-Phase Steels," *Proc. Metall. Soc. AIME*, New Orleans, 1979, pp 62-90.
- [40] Cottrel A., Hunter S. C., "Dislocations and Plastic Flow in Crystals," *Phil. Mag.*, Vol. 44, 1953, pp 1064-70.
- [41] Sugiyama A., "Strength of Solid Solution Alloys," *J. Phys. Soc. Japan*, Vol. 21, 1966, pp 1873-80.