

اثر ریزساختارهای مختلف بر رفتار خستگی فولاد ابزار سردکار DIN 1.2210

مصطفی دهقان طزرجانی^۱، علیرضا مشرقی^{۲*}

چکیده

در این پژوهش، خواص خستگی فولاد ابزار سردکار DIN 1.2210 با ریزساختارهای مختلف مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور با اعمال سیکل‌های عملیات حرارتی مختلف، ساختارهای نرماله (N)، بینیت تمپر شده (TB)، دوفازی بینیت-مارتنزیت تمپر شده (TBM) و مارتنزیت تمپر شده (TM) با سختی تقریباً یکسان (32 HRC ~) از این فولاد ایجاد گردید و بر روی آنها آزمایشات سختی، خستگی خمشی چرخشی و کشش انجام شد. نتایج آزمون‌های مکانیکی نشان داد که در بین ریزساختارهای TB، TBM و TM، با افزایش کسر حجمی مارتنزیت (V_m) در حالی که انعطاف‌پذیری کاهش می‌یابد، استحکام تسلیم و حد خستگی افزایش و استحکام نهایی تقریباً برابر است. مطالعات سطوح شکست با میکروسکوپ الکترونی SEM نشان داد که با کاهش استحکام تسلیم، اندازه متوسط دیپل‌ها افزایش، تعداد آنها در بزرگنمایی ثابت کاهش می‌یابد و صفحات کلیواژ جایگزین ساختار دیپلمی می‌شوند، که این موضوع کاهش حد خستگی و افزایش رفتار تردی را توجیه می‌کند. **واژه‌های کلیدی:** فولاد ابزار سردکار DIN 1.2210، ریزساختار، استحکام خستگی، شکست‌نگاری.

^۱ - دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد

^۲ - استادیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد

* - نویسنده مسوول مقاله: amashreghi@yazd.ac.ir

پیشگفتار

فولادهای ابزار سردکار از کاربردهای متنوعی در صنعت برخوردارند. معمولاً این فولادها جهت دستیابی به نیازهای بیشماری از صنعت با Cr، V، Cr-W و Cr-V آلیاژ می‌شوند. این دسته از فولادها برای تمامی کاربردهای دمای محیط جایی که مقاومت به سایش و خستگی اهمیت دارند استفاده می‌شوند [۱]. یکی از عمده‌ترین دلایل تخریب و شکست قطعات صنعتی که در معرض بارگذاری‌هایی دینامیکی قرار دارند، خستگی است. از جمله عواملی که استحکام خستگی فولادها را دستخوش تغییر می‌کند، ریزساختار آنها می‌باشد. به همین دلیل، طراحی سازه‌های مکانیکی با مقاومت بهینه و قابل پیش‌بینی بدون داشتن فهم عمیق از عوامل موثر بر خستگی و بویژه ارتباط ریزساختار مواد با رفتار خستگی آنها امکان‌پذیر نخواهد بود [۲].

تاکنون پژوهش‌هایی در مورد اثر ریزساختارهای دوفازی و چند فازی بر استحکام خستگی، نحوه ایجاد و رشد ترک و هم‌چنین سطح مقطع شکست خستگی انجام شده است [۳-۱۸]. گروهی از محققین نشان دادند که استحکام خستگی فولادهای دوفازی با ریزساختار فریتی-مارتنزیتی از ریزساختار فریتی-پرلیتی فولاد دریافتی بالاتر می‌باشد [۳-۵]. شرم‌ن مشاهده کرد در فولادهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی حد خستگی با افزایش درصد مارتنزیت تا حدود ۳۰٪ افزایش و در مقادیر بالاتر کاهش می‌یابد [۶]. خلقتی و اکرامی نیز به این نتیجه رسید که در فولاد ۴۳۴۰، طول عمر خستگی در ابتدا با اضافه شدن فریت نسبت به ساختار بینیتی تا ۱۱٪ کاهش یافته ولی در ادامه با افزایش درصد حجمی فریت تا ۳۴٪ افزایش می‌یابد و دوباره با افزایش فریت کاهش می‌یابد [۷]. گودرزی و اکرامی نشان دادند که حد خستگی فولاد سه فازی فریتی-بینیتی-مارتنزیتی (FBM) در مقایسه با ساختار دوفازی فریتی-بینیتی در فولاد ۴۳۴۰، بالاتر است [۸]. سودهاکا و همکارانش با مطالعه خواص خستگی فولاد میکروآلیاژی 38MnSiV5 مشاهده نمودند که حد خستگی ساختار چند فازی F-B-M حاصل از فرایند نورد کنترل شده تقریباً با حد خستگی ساختار مارتنزیت تمپر شده برابر بوده در حالی که از ساختار فریتی-پرلیتی بالاتر

است [۹]. تومیتا و همکارانش گزارش کردند که فولاد آستمپر اصلاح شده با ریزساختار ۲۶٪ آستنیت-۱۰٪ مارتنزیت-بینیت بالایی حد خستگی یکسانی با فولاد مارتنزیتی تمپر شده و بالاتر از فولاد به طور معمول آستمپر شده آن دارد [۱۰]. هم‌چنین گروهی از محققین با مطالعه رفتار رشد ترک خستگی (FCP^۱) فولاد ۴۳۴۰ به این نتیجه رسیدند که افزایش کسر حجمی فاز ثانویه داکتیل باعث کاهش نرخ رشد ترک خستگی می‌شود. با این وجود آنها دریافتند مقاومت به رشد ترک خستگی زمانی که فاز دوم مارتنزیت تمپر شده باشد نسبت به زمانی که بینیت پایینی باشد، بهتر است [۱۱]. وجود فازهای سخت می‌تواند تاثیر زیادی بر رفتار رشد ترک خستگی داشته باشد. در این خصوص، گروهی از محققین مشاهده کردند که با افزایش کسر حجمی مارتنزیت نرخ رشد ترک خستگی کاهش می‌یابد در حالی که مقادیر آستانه (ΔK_{th}) افزایش می‌یابد. آنها به این نتیجه رسیدند که در فولادهای دوفازی با کسر حجمی بالایی از مارتنزیت مسیر ترک پیچ و خم دارتر خواهد بود و نرخ رشد ترک با کند شدن و یا انحراف نوک ترک کاهش می‌یابد [۱۲].

علاوه بر نوع فازها، مورفولوژی فازها نیز تاثیرات به‌سزایی بر رشد ترک خستگی دارند. تحقیق مولایی و اکرامی نشان می‌دهد که در فولادهای دوفازی با درصد یکسان از مارتنزیت، حد خستگی فولاد با مورفولوژی مارتنزیت فیبری بالاتر از فولاد با مورفولوژی مارتنزیت شبکه‌ای است [۱۳]. هم‌چنین بختیاری و همکارانش نشان دادند که در ساختارهای دوفازی فریتی-بینیتی با ۳۴٪ فریت و کسرهای حجمی متفاوت بینیت حاصل از دماهای آستمپرینگ متفاوت، حد خستگی فولاد با تغییر مورفولوژی بینیت از بینیت پایینی تا بالایی (حاصل از افزایش دمای آستمپرینگ از ۳۰۰ تا ۴۰۰°C) کاهش می‌یابد [۱۴].

در این میان تحقیقات منتشر یافته در مورد رفتار خستگی فولادهای ابزار، بویژه نقش اثر ریزساختار اندک هستند و علاوه بر این در پژوهش‌های انتشار یافته نیز اغلب در مورد اثر ناخالصی‌های غیرفلزی یا کاربیدهای موجود در فولاد ابزار بر جوانه‌زنی ترک خستگی بحث شده است [۱۵-۱۷].

تحت سه نوع سیکل عملیات حرارتی مختلف قرار گرفتند. این سه گروه به فولادهای مارتنزیت تمپر شده (TM)، بینیتی- مارتنزیتی تمپر شده (TBM) و بینیتی تمپر شده (TB) نام گذاری شدند. سپس نمونه‌های حاصل از سیکل-های مختلف عملیات حرارتی تحت بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی بویژه کشش و خستگی قرار گرفتند. برای مشاهده ریزساختار، نمونه‌های متالوگرافی ابتدا با استفاده از تکنیک‌های متداول پولیش آماده و در نهایت توسط محلول آشکارساز نایتال ۲٪ اچ شدند. مشاهدات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری مدل OLYMPUS PMG3 انجام شد. کسر حجمی فازهای هر ریزساختار توسط نرم افزار آنالیز تصویر کلمکس تعیین گردید. آزمون سختی سنجی در مقیاس RC با استفاده از دستگاه INSTRON مدل WOLPERT GmbH مطابق با استاندارد ASTM E18 انجام گردید [۱۹]. نمونه‌های آزمون کشش برای ساختارهای حاصله بعد از عملیات حرارتی با قطر اولیه ۶ mm و طول اولیه ۳۶ mm مطابق استاندارد ASTM E8M تهیه گردیدند [۲۰]. آزمایشات کشش توسط دستگاه کشش سنتام مدل ASTM-400 در دمای اتاق و با سرعت ثابت فک برابر با 10 mm/min^{-1} انجام شدند. جهت جلوگیری از اثرات زبری سطح بر روی نتایج خستگی، سطح نمونه‌ها قبل از آزمون با سمباده ۲۵۰۰ پولیش شدند. آزمون خستگی با استفاده از دستگاه آزمون خستگی مدل HI-TECH از نوع خمشی- چرخشی با فرکانس ۹۷Hz (۵۸۰۰rpm) و نسبت تنش $R = -1$ در دمای محیط انجام گردید. منحنی S-N در ۹ سطح تنش برای هر ریزساختار ترسیم گردید. برای هر سطح تنش نیز حداقل ۳ نمونه آزمایش شد. تنش در 10^7 سیکل به عنوان حد خستگی در نظر گرفته شد. سطح شکست نمونه‌های خستگی توسط میکروسکوپ‌های SEM و استریو نوری مورد بررسی قرار گرفت و قطر متوسط دیمپل‌های سطح شکست توسط نرم افزار آنالیز تصویر کلمکس اندازه‌گیری شد.

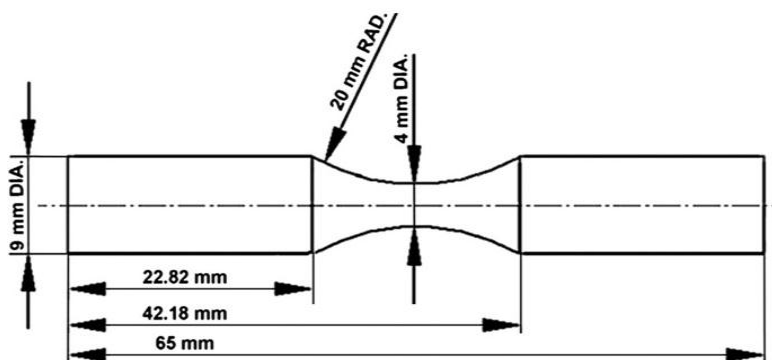
فولاد ابزار سرد کار DIN1.2210 به طور گسترده در کاربردهای صنعتی از جمله قطعات ماشین، محورها، چرخ دنده‌ها، مته‌ها، قلاویزها، سنبه‌ها و ابزارهای سوراخ کاری استفاده می‌شود. با توجه به کاربردهای مذکور، این فولاد در اغلب موارد استفاده، تحت بارهای دینامیکی و چرخه‌ای قرار دارد و در نتیجه تلاش برای بهبود رفتار خستگی آن نسبت به سایر خواصش در اولویت قرار دارد. بررسی‌های انجام شده نشان داد که تاکنون مطالعاتی در مورد اثر ریزساختارهای مختلف بر رفتار خستگی فولادهای مختلف انجام شده است؛ ولی با این وجود هیچ‌گونه اطلاعاتی در زمینه خواص خستگی این فولاد وجود ندارد. بنابراین هدف از این پژوهش بررسی اثر ریزساختارهای گوناگون بینیتی- مارتنزیتی با درصد‌های مختلف مارتنزیت بر رفتار خستگی و مکانیزم شکست فولاد DIN 1.2210 و مقایسه آن با ساختار نرماله بوده است.

مواد و روش تحقیق

فولاد مورد مطالعه در این تحقیق، فولاد ابزار سردکار DIN 1.2210 می‌باشد که ترکیب شیمیایی آن توسط روش کوانتومتری بر حسب درصد وزنی در جدول ۱ آورده شده است. میلگردهایی به قطر ۹ mm از این فولاد در شرایط نوردی تهیه گردید.

قبل از عملیات حرارتی، نمونه‌های خستگی توسط دستگاه CNC مطابق با استاندارد DIN 50113 تراشکاری شدند (شکل ۱). جهت بررسی اثر ریزساختارهای مختلف بر رفتار خستگی، فولاد دریافتی تحت ۴ نوع سیکل عملیات حرارتی مختلف با سختی‌های نهایی یکسان قرار گرفت. در ابتدا تمامی نمونه‌ها به مدت ۱ ساعت در دمای 820°C نرماله شدند و به ۴ گروه تقسیم گردیدند. یک گروه از این فولادها به عنوان فولاد نرماله (N) کنار گذاشته شد.

سه گروه دیگر از این فولادها جهت دستیابی به ساختارهای متفاوت با درصد‌های مختلف مارتنزیت و با سختی مشابه فولاد نرماله (۲۲RC~) مطابق با جدول ۲



شکل ۱- ابعاد نمونه آزمون خستگی مطابق با استاندارد DIN-50113

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده بر حسب درصد وزنی.

ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)								
%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%V	%Fe
۱/۲۳	۰/۲۸	۰/۳۷	۰/۱۵۰	۰/۰۲۲	۰/۵۹	۰/۱۳	۰/۱۰	Bal.

جدول ۲- سیکلهای عملیات حرارتی مورد استفاده به همراه سختی آنها.

فولاد	سیکل عملیات حرارتی	میانگین سختی (RC)	
		قبل تمپر	بعد تمپر
N	820°C, 1h → air	۳۱/۶	---
TB	N → 820°C, 1h → 350°C, 30min → oil → 600°C, 1h → air	۴۱	۳۱/۸
TBM	N → 820°C, 1h → 350°C, 1min → oil → 600°C, 1h → air	۵۲/۵	۳۲/۵
TM	N → 820°C, 1h → oil (70°C) → 600°C, 1h → air	۶۴	۳۲/۳

۳ الف مربوط به ریزساختار مارتنزیتی تمپر شده بوده که شامل فازهای مارتنزیت تمپر شده و کاربید می‌باشد. ریزساختار بینیتی- مارتنزیتی تمپر شده در شکل ۳ ب نشان داده شده که شامل مخلوطی از فازهای بینیت (فاز تیره)، مارتنزیت و کاربید می‌باشد. هم‌چنین ریزساختار نرماله شامل لایه‌های پرلیت و کاربید و ریزساختار بینیت تمپر شده شامل بینیت تمپر شده و کاربید به ترتیب در شکل‌های ۳ ج و ۳ د نشان داده شده‌اند. شکل ۴ درصد فازهای تشکیل شده در این ریزساختارها را نشان می‌دهد. این درصدها با نرم افزار کلمکس محاسبه شده‌اند.

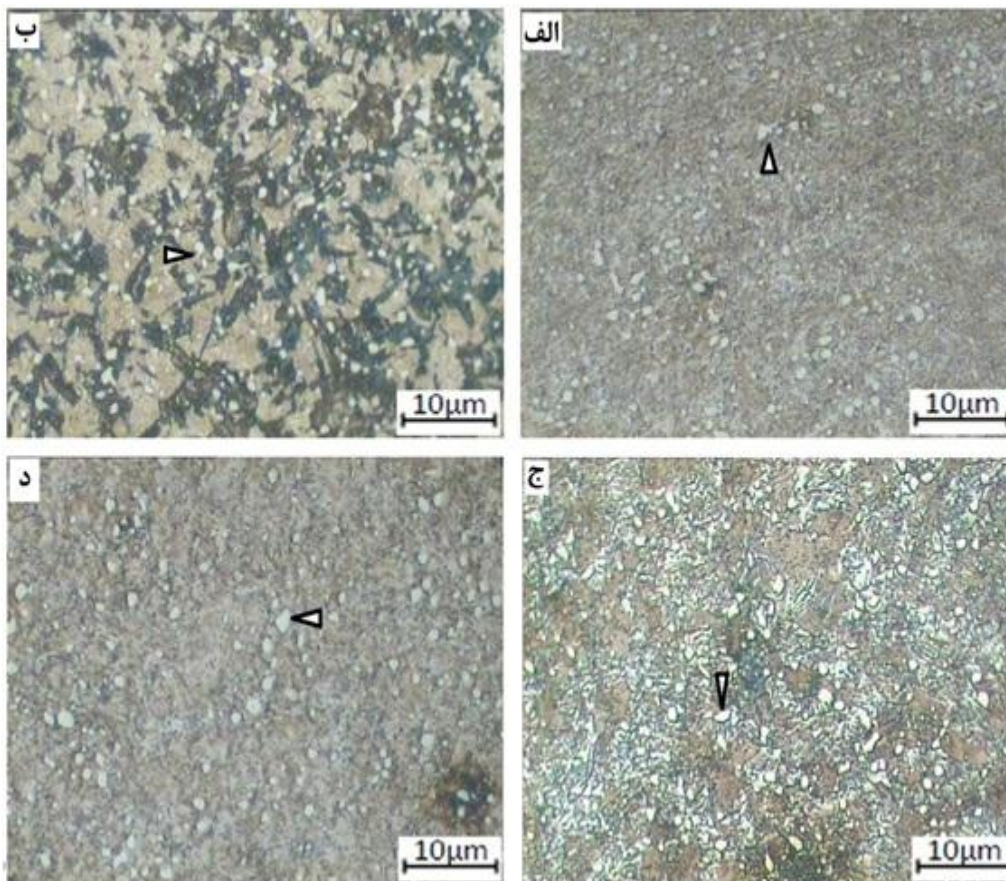
نتایج و بحث

مشاهدات ریزساختاری

شکل ۲ ریزساختار میکروسکوپ نوری فولاد دریافتی را نشان می‌دهد که شامل توزیع کاملاً یکنواختی از کاربیدهای کروی نامحلول در زمینه فریتی می‌باشد. در شکل ۳ تصاویر میکروسکوپی ریزساختارهای مورد بحث نشان داده شده است. در تمامی ریزساختارهای شکل ۳، مقدار قابل توجهی از کاربیدهای کروی نامحلول اولیه به همراه مقدار کمی از کاربیدهای ریز شکل گرفته از فرایند تمپر وجود دارد که توسط فلش نشان داده شده است. شکل



شکل ۲- ریزساختار نوری فولاد دریافتی نشان دهنده توزیع کاملاً یکنواخت از کاربیدهای کروی در زمینه فریتی.



شکل ۳- تصاویر نوری ریزساختارهای؛ الف) مارتنزیت تمپر شده نشان دهنده کاربید در زمینه مارتنزیت تمپر شده، ب) بینیتی - مارتنزیتی نشان دهنده کاربید و مخلوط بینیت و مارتنزیت، ج) نرماله نشان دهنده کاربید در زمینه پرلیت و د) بینیتی تمپر شده نشان دهنده کاربید در زمینه بینیت تمپر شده.

خواص کششی

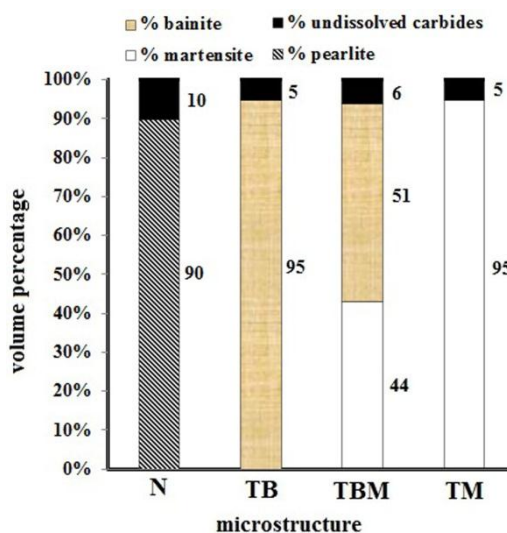
نمونه‌های مختلف، اختلاف نسبتاً زیادتری دارند. در حالت کلی به عنوان یک نتیجه، این می‌تواند دلیلی بر تاثیر بیش‌تر ریزساختار بر استحکام تسلیم و انعطاف پذیری نسبت به استحکام کششی نهایی باشد.

در بین ساختارهای موجود، ساختار نرماله شده کمترین استحکام تسلیم و بیش‌ترین انعطاف پذیری را دارد (مطابق جدول ۳). این به دلیل وجود فاز نرمتر و انعطاف‌پذیرتر پرلیت در ساختار نرماله نسبت به دو فاز بینیتی و مارتنزیت در ساختارهای دیگر می‌باشد. همان‌گونه که از جدول ۳ دیده می‌شود در ریزساختارهای بینیتی، بینیتی-مارتنزیتی و مارتنزیتی تمپر شده با افزایش کسر حجمی مارتنزیت استحکام تسلیم افزایش و انعطاف پذیری کاهش می‌یابد در حالی که استحکام کششی ثابت می‌ماند.

مشخصات کششی ریزساختارهای مختلف از جمله استحکام تسلیم (σ_{YS})، استحکام کششی نهایی (σ_{UTS})، درصد ازدیاد طول (EL%) و هم‌چنین درصد کاهش سطح مقطع (RA%) در جدول ۳ آورده شده است. همان‌گونه که از جدول ۳ مشاهده می‌شود، اختلاف کمی بین استحکام کششی نهایی در ریزساختارهای مختلف، وجود دارد. چون این اختلاف‌ها قابل توجه نیست، لذا می‌توان استحکام کششی نهایی آنها را تقریباً برابر دانست. با توجه به اینکه تمامی ساختارهای مورد بررسی، دارای سختی یکسانی هستند، بنابراین مشابه بودن استحکام کششی آنها، قابل توجیه است. این درحالی است که در سختی یکسان، استحکام تسلیم و انعطاف پذیری (به عنوان درصد کاهش سطح مقطع و درصد افزایش طول)

جدول ۳- نتایج خواص کششی ریزساختارهای مختلف.

نمونه	استحکام کششی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	کاهش سطح مقطع (%)	افزایش طول (%)
N	۱۰۲۵	۶۹۰	۲۱/۴۴	۲۱/۲
TB	۱۰۳۰	۷۶۰	۱۸/۷۲	۱۹/۶
TBM	۱۰۳۸	۸۳۸	۱۶/۸	۱۷/۱
TM	۱۰۲۸	۸۶۰	۱۶/۲۳	۱۵



شکل ۴- کسر حجمی نسبی فازهای مختلف هر ریزساختار، تعیین شده توسط نرم افزار کلمکس.

یابد که در نتیجه باعث افزایش استحکام تسلیم ساختار می‌شود. بیون و همکارانش نشان دادند که تنش‌های باقیمانده در فولادهای چند فازی بواسطه تنش‌های داخلی بین فریت و فازهای سخت (بینیت یا مارتنزیت) کنترل می‌شود [۲۳]. هم‌چنین بیان گردیده است که تحول مارتنزیتی نسبت به تحول بینیتی سبب ایجاد تنش‌های داخلی بیش‌تری (به دلیل اعواج بیش‌تر شبکه) در ساختار و بین فازها می‌شود و در نتیجه باعث افزایش تنش‌های باقیمانده در ساختار با افزایش کسر حجمی مارتنزیت و به تبع آن افزایش استحکام تسلیم و کاهش انعطاف پذیری ساختار می‌شود [۲۲]. هم‌چنین نتایج تحقیقات نشان داده است که وجود دوقلوهای داخلی در مارتنزیت ممکن است سبب کاهش انعطاف پذیری شود. همواره دوقلوهای داخلی باعث ایجاد صفحاتی برای رسوب کاربیدها می‌شوند. این کاربیدهای رسوبی، به عنوان موانع قوی در مقابل حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کنند و متعاقباً سبب افزایش تمرکز تنش در ساختار (در محل جوانه‌زنی ترک-ها) و به دنبال آن باعث افزایش استحکام تسلیم و کاهش انعطاف پذیری با افزایش مارتنزیت می‌شود [۲۴].

خواص خستگی

منحنی‌های S-N هر چهار ریزساختار مورد بررسی در شکل ۵ نشان داده شده است. مطابق شکل ۵، در تنش‌های اعمالی بالا طول عمر خستگی برای هر چهار سری نمونه به یکدیگر نزدیک می‌باشد، ولی با کاهش تنش اعمالی، تفاوت موجود افزایش یافته و ارتباط ریزساختار با طول عمر خستگی محسوس‌تر می‌گردد. علت این است که در تنش‌های اعمالی بالا، مراحل فرایند خستگی کوتاه می‌باشند و در نتیجه تاثیر ریزساختار بر این مراحل کم بوده و طول عمر خستگی نیز به مقدار کم تحت تاثیر ریزساختار قرار می‌گیرد.

چون تنشی که در آن نمونه بتواند 10^7 سیکل را بدون شکست تحمل نماید، حد خستگی (σ_w) در نظر گرفته شده، لذا در آزمایشات خستگی، نمونه‌هایی که 10^7 سیکل را بدون شکست طی می‌کردند، از دستگاه جدا می‌گردیدند. در نمودار حاصله بین سیکل‌های 10^6 و 10^7 یک خط افقی حاصل شده است که تعیین حد خستگی را

مطالعات نشان می‌دهد که افزایش درصد مارتنزیت به ۴ دلیل باعث تاثیرگذاری بر خواص کششی می‌شود. این دلایل برای افزایش استحکام تسلیم و کاهش انعطاف پذیری عبارتند از: (۱) افزایش کسر حجمی فاز سخت مارتنزیت، (۲) افزایش چگالی نابجایی‌ها در مرزهای بین فازی، (۳) افزایش تنش‌های باقیمانده بین فازها و (۴) وجود دوقلوهای مکانیکی در مارتنزیت. این دلایل در زیر توضیح داده خواهند شد.

در ساختارهای چند فازی، می‌توان فرض کرد که رفتار ساختار، براساس خواص و کسر حجمی نسبی اجزاء از قانون ساده مخلوط‌ها پیروی می‌کند. بر همین اساس، استحکام تسلیم ساختار دوفازی بینیتی-مارتنزیتی می‌تواند بصورت معادله زیر بیان شود [۲۱].

$$\sigma_y^{BM} = \sigma_y^B V_B + \sigma_y^M V_M \quad (1)$$

در این رابطه σ_y^{BM} استحکام تسلیم ساختار دوفازی، V_B و V_M به ترتیب کسر حجمی فازهای بینیت و مارتنزیت و هم‌چنین σ_y^M و σ_y^B به ترتیب استحکام تسلیم فازهای بینیت و مارتنزیت می‌باشد. از اینرو مطابق با معادله ۱ و با توجه به بالاتر بودن استحکام ذاتی مارتنزیت در مقایسه با بینیت، در نگاه اول انتظار می‌رود که افزایش استحکام تسلیم ساختار چند فازی با افزایش مارتنزیت، به دلیل جایگزینی بینیت ساختار با فاز سخت‌تر و مستحکم‌تر مارتنزیت باشد. اما در حقیقت علاوه بر این، گزارش شده است که در طی تحول آستنیت (به مارتنزیت یا بینیت) مقدار قابل توجهی از نابجایی‌ها در اطراف مرزها و نواحی اطراف آن ایجاد می‌شود و اگر مارتنزیت با بینیت جایگزین شود، چگالی نابجایی‌ها کاهش می‌یابد [۲۲]. در حقیقت افزایش حجم بیش‌تر مارتنزیت نسبت به بینیت در حین تشکیل از فاز آستنیت در هنگام عملیات حرارتی، منجر به ایجاد چگالی بالاتری از نابجایی‌ها در مرزهای بین فازی و نواحی اطراف آن شده و در نتیجه باعث افزایش کارسختی و تسلیم شدن ساختار در تنش‌های بالاتری می‌شود. از طرف دیگر با توجه به ثابت ماندن درصد فاز کاربید در این سه ساختار و افزایش چگالی نابجایی‌ها در ساختار با افزایش V_M (که در نتیجه چگالی نابجایی‌ها در اطراف فاز کاربید افزایش می‌یابد)، می‌توان بیان کرد که اثر استحکام بخشی فاز کاربید با افزایش V_M افزایش می‌-

خستگی با کاهش ضریب استحکام خستگی و افزایش نمای خستگی، کاهش می‌یابد.

به طور کلی پذیرفته شده که یک رابطه خطی بین حد خستگی و استحکام تسلیم بسیاری از آلیاژها بویژه فولادها وجود دارد [۲۵،۲۶،۵]. جهت اثبات این موضوع در مورد فولاد DIN 1.2210 رابطه بین حد خستگی و استحکام تسلیم بررسی گردید. شکل ۶ یک رابطه خطی بین حد خستگی و استحکام تسلیم ریزساختارهای مختلف فولاد مورد مطالعه را نشان می‌دهد. این رابطه بصورت معادله ۳ بیان می‌شود.

(۳)

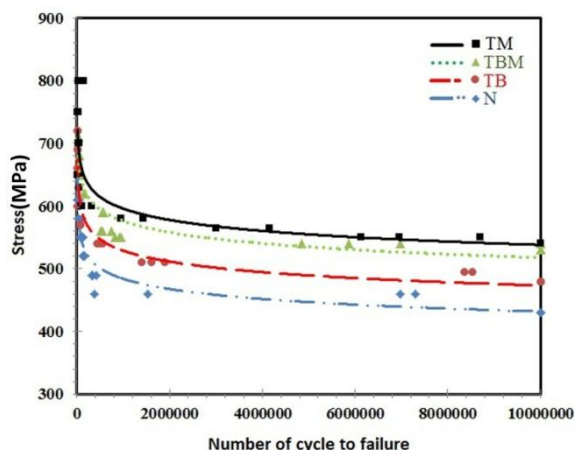
$$\sigma_w \text{ (MPa)} = 0.435 \sigma_y \text{ (MPa)} + 161.99$$

آسان می‌نماید. طبق این نمودار حد خستگی برای فولادهای نرماله، بیناتی تمپر شده، بینیتی-مارتنزیتی تمپر شده و مارتنزیتی تمپر شده به ترتیب برابر با ۴۳۰، ۴۷۰، ۵۳۰ و ۵۴۰ می‌باشد.

معادله توانی که از نتایج منحنی S-N بدست می‌آید بصورت معادله ۲ بیان می‌شود [۵]:

$$\sigma_a = \sigma_f N_f^{-b} \quad (2)$$

در این رابطه σ_a دامنه تنش، N_f تعداد سیکل‌ها تا شکست، σ_f ضریب استحکام خستگی و b -نمای خستگی می‌باشد. معادله ۲ برای تمامی ریزساختارها بدست آمد و مقادیر σ_f و b برای هر کدام از ریزساختارها در جدول ۴ داده شده است. همان‌گونه که از نتایج جدول ۴ و شکل ۵ مشاهده می‌شود، در یک تنش ثابت حد



شکل ۵- منحنی‌های S-N هر چهار ریزساختار مورد بررسی.

جدول ۴- ضریب استحکام خستگی و نمای استحکام خستگی ریزساختارهای مختلف.

steel	σ_f (MPa)	b
N	۹۵۸/۲	۰/۰۴۹
TB	۱۰۲۷/۵	۰/۰۴۸
TBM	۱۰۹۴/۳	۰/۰۴۶
TM	۱۱۰۱/۱	۰/۰۴۴

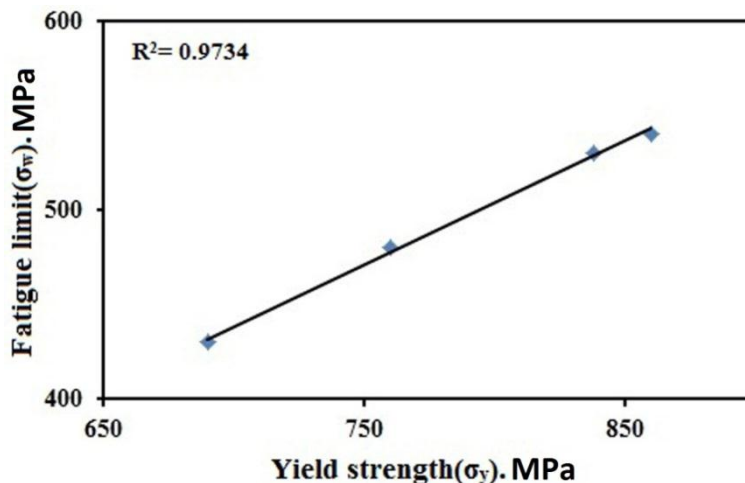
نسبت به استحکام تسلیم ترسیم گردید. مطابق با شکل ۷ یک رابطه کاملاً خطی بین ضریب استحکام خستگی و استحکام تسلیم فولاد ابزار سردکار DIN 1.2210 وجود دارد. بنابراین بر اساس نتایج بدست آمده می‌توان اظهار داشت که استحکام تسلیم، تاثیر مستقیمی بر حد خستگی دارد و با افزایش استحکام تسلیم، مقاومت به خستگی

هم‌چنین گروهی از محققین نشان دادند که با وجود تعدادی نتایج پراکنده یک رابطه تقریباً خطی بین استحکام تسلیم و ضریب استحکام خستگی فولادهای کربنی وجود دارد [۵]. در این پژوهش نیز، جهت تعیین رابطه بین استحکام تسلیم با ضریب استحکام خستگی در فولاد DIN 1.2210، نمودار ضریب استحکام خستگی

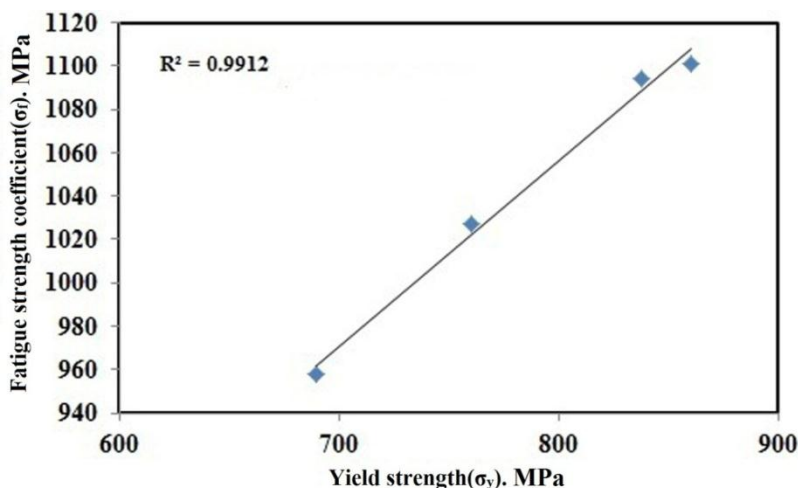
نسبت به تغییر شکل پلاستیک نوک ترک بیش تر شده و مانعی در برابر رشد سریع آن خواهد بود [۲۷]. از طرفی آهنگ رشد ترک خستگی در نزدیکی منطقه آستانه نسبت به مناطق دیگر حساسیت بیش تری به ریزساختار دارد. مشخص شده است که شدت تنش آستانه متناسب با استحکام تسلیم سیکلی می باشد. استحکام تسلیم سیکلی نیز در حالت کلی کوچک تر از استحکام تسلیم کششی و متناسب با آن می باشد. در نتیجه می توان گفت با افزایش استحکام تسلیم کششی، شدت تنش آستانه افزایش یافته و بدین ترتیب حد خستگی نیز افزایش می یابد [۲۸]. در اینجا نیز با توجه به روند همسویی تغییرات استحکام و حد خستگی در ۴ ریزساختار، تئوری مذکور قابل مشاهده می باشد. علاوه بر این نسبت حد خستگی به استحکام کششی نهایی ریزساختارهای نرماله، بینیتی تمپر شده، بینیتی-مارتنزیتی تمپر شده و مارتنزیتی تمپر شده به ترتیب ۰/۴۲، ۰/۴۶، ۰/۵۱ و ۰/۵۲ می باشد که با تجربیات کلی در مورد فولادها مطابقت دارد.

فولاد افزایش می یابد. همان گونه که از شکل ۵ دیده می شود، در فولادهای بینیتی تمپر شده، بینیتی-مارتنزیتی تمپر شده و مارتنزیتی تمپر شده با افزایش درصد حجمی مارتنزیت حد خستگی افزایش می یابد. افزایش حد خستگی با افزایش مارتنزیت می تواند به علت این دلایل باشد: (۱) کاهش نرخ رشد ترک خستگی و (۲) افزایش شدت تنش آستانه با افزایش استحکام تسلیم. این دلایل در زیر توضیح داده خواهد شد:

معلوم شده است که نرخ رشد ترک خستگی به مسیر اشاعه ترک وابسته بوده و فاز سخت (مارتنزیت) می تواند باعث انحراف مسیر ترک شود. سودهاکر و همکارانش گزارش کردند که در فولادهای دوفازی به علت افزایش ترک های ثانویه با افزایش مارتنزیت، مسیر رشد ترک پیچ و خم دار تر بوده، که در نتیجه باعث کاهش نرخ رشد ترک می شود [۹]. بنابراین کاهش نرخ رشد ترک به علت انحرافات بیش تر مسیر ترک باعث افزایش حد خستگی با افزایش فاز سخت مارتنزیت می شود. هم چنین گزارش شده است که با افزایش استحکام ماده، مقاومت ماده



شکل ۶- ارتباط بین حد خستگی و استحکام تسلیم.



شکل ۷- ارتباط بین ضریب استحکام خستگی و استحکام تسلیم.

شکست‌نگاری سطوح خستگی

سطوح شکست تمامی نمونه‌ها، در ابتدا به منظور بررسی نمای کلی سطح شکست در بزرگنمایی‌های کم مشاهده گردید. به طور کلی، مطابق با شکل ۸، دو نوع سطح شکست در نمونه‌ها دیده می‌شود. شکل ۸ الف در سطح تنش‌های پایین و تعداد دورهای کم بوجود می‌آید. در نمای کلی این سطح، دو منطقه؛ یک منطقه صاف (منطقه جوانه‌زنی و اشاعه پایدار ترک خستگی) و منطقه زبر شکست نهایی دیده می‌شود.

هم‌چنین لبه‌های برشی در مراحل انتهایی سطح شکست مشاهده شده است که حاکی از افزایش مقدار تنش برشی در جهت گیری‌های مشخصی نسبت به سطح نمونه شکست و تنش‌های اعمالی می‌باشد. در اکثر موارد، سطح شکست نمونه‌های خستگی، مطابق شکل ۸ ب می‌باشد. در سطح شکست چنین نمونه‌هایی نیز دو ناحیه مجزا مشاهده شد. با این تفاوت که در این حالت، مکان‌های چندگانه جوانه‌زنی ترک در پیرامون سطح نمونه به همراه علائم پیشروی در اطراف نقطه شروع ترک خستگی دیده می‌شود. هم‌چنین ناحیه شکست نهایی دارای وسعت کمتری بوده و تقریباً در مرکز نمونه ایجاد می‌شود. بیان گردیده که وجود نقاط چندگانه جوانه‌زنی ترک ممکن است به دلیل تنش بالا و یا تمرکز تنش بالا در نمونه باشد. جهت انحنای علائم پیشروی به طرف نقطه شروع ترک خستگی است و بیانگر چگونگی و جهت رشد

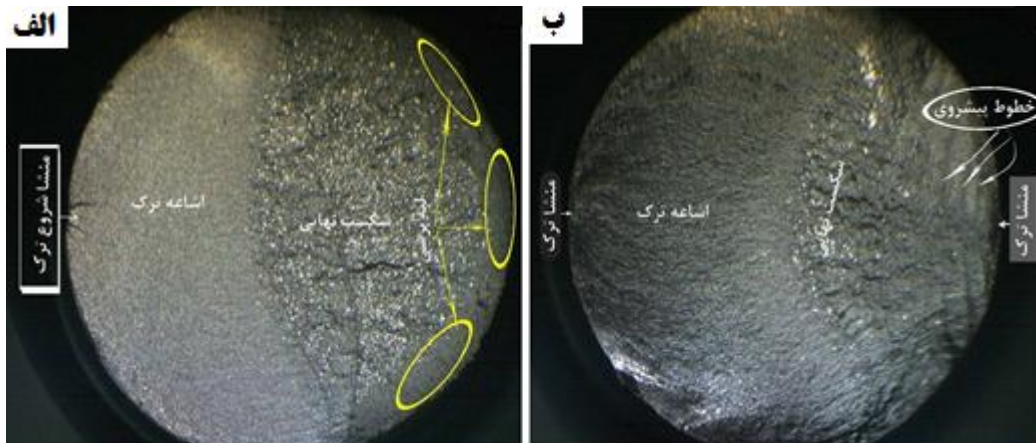
ترک هستند [۲۹]. در مرحله بعد، جهت بررسی عامل ایجاد ترک خستگی، سطح شکست خستگی، در بزرگنمایی‌های بالاتری مورد بررسی قرار گرفت. مشاهدات در اکثر موارد حاکی از شروع و اشاعه ترک خستگی از سطح نمونه و از ناخالصی‌های غیر فلزی سطحی یا زیرسطحی بود (شکل ۹). علت جوانه‌زنی ترک از سطح را می‌توان به وجود تنش زیاد در سطح نمونه‌ها به علت نوع چرخشی - خمشی بودن آزمون خستگی نسبت داد. هم‌چنین آخال‌های سطحی و زیر سطحی به علت مدول الاستیک متفاوتی که با زمینه دارند، در حین اعمال تنش بین این ذرات و زمینه تنش برشی و هم‌چنین تمرکز تنش بوجود آمده و موجب جوانه‌زنی ترک و سپس رشد آن می‌گردد. لذا آخالها با ایجاد تمرکز تنش شروع شکست خستگی را تسریع می‌کنند. ترکیب این ناخالصی‌ها مطابق با آنالیز EDS شکل ۱۰ عبارت از O, Si, Fe, S, Ca می‌باشد.

سطح مقطع شکست نهایی ریزساختارهای مورد بررسی در شکل ۱۱ نشان داده شده است. همان‌گونه که در شکل ۱۱ دیده می‌شود، سطوح شکست نمونه‌های مارتنزیتی تمپر شده، بینیتی - مارتنزیتی تمپر شده و بینیتی تمپر شده مشخصه کلی دیمپل‌های نرم شامل حفره‌های ریز و درشت که نشان دهنده بهم‌پیوستگی و رشد میکروحفره‌ها است، می‌باشد. وجود دیمپل‌ها در سطح شکست معیاری از نرم بودن نسبی ماده و در واقع

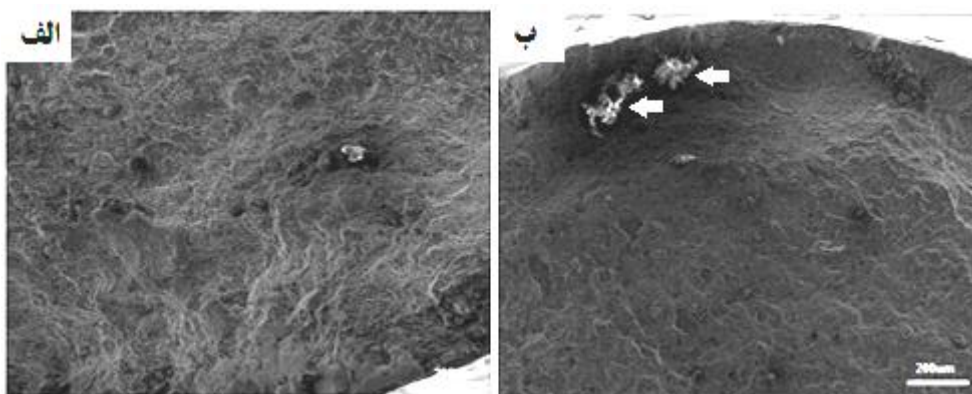
آمده در فولادهای چند فازی افزایش می‌یابد [۲۱-۲۲]. بنابراین افزایش مکان‌های جوانه‌زنی ترک (با افزایش مارتنزیت) باعث کوچکتر شدن اندازه دیمپل‌ها و افزایش تعداد آنها می‌شود. کوچک‌تر بودن اندازه دیمپل‌ها و بیش‌تر بودن تعداد آنها در نمونه مارتنزیتی تمپر شده، می‌تواند حاکی از افزایش انرژی شکست و در نهایت منجر به بالاتر بودن استحکام خستگی آن نسبت به دو نمونه دیگر باشد. شکل ۱۱ د سطح شکست نمونه نرماله را نشان می‌دهد که ترکیبی از دیمپل‌های نرم و صفحات کلیواژ ترد (نشان دهنده شکست شبه کلیواژ) می‌باشد. شکست نسبتاً ترد این ریزساختار، استحکام خستگی پایین آن را توجیه می‌کند.

شکست نرم می‌باشد. این دیمپل‌ها از آخال‌ها، رسوبات، کاربیدهای بوجود آمده از فرایند تمپر بوجود می‌آیند. نابجایی‌ها و مناطق تمرکز تنش، همانند آخال‌ها و رسوبات می‌توانند به عنوان مراکز جوانه‌زنی میکرو حفره‌ها عمل کنند [۳۰].

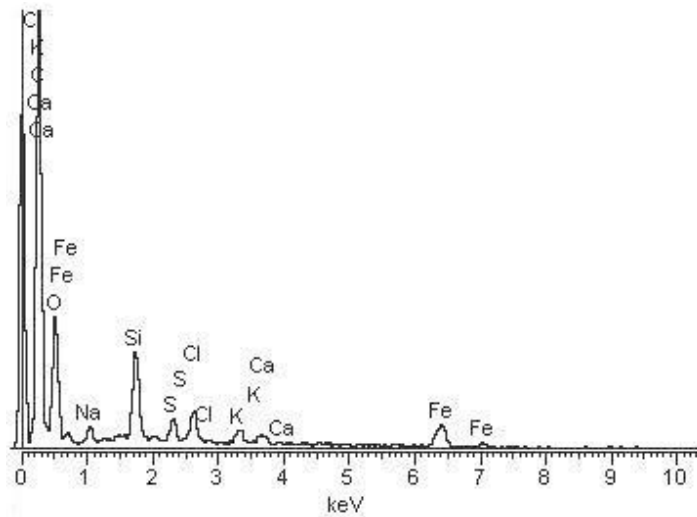
در نمونه مارتنزیتی تمپر شده نسبت به بینیتی-مارتنزیتی تمپر شده و بینیتی تمپر شده، اندازه متوسط و فاصله بین دیمپل‌ها کمتر بوده و تعداد آنها در یک بزرگنمایی ثابت بیش‌تر است. که این می‌تواند به تعداد محل‌های بیش‌تر جوانه‌زنی میکرو حفره‌ها در نمونه مارتنزیتی تمپر شده مربوط باشد. گزارش شده است که با افزایش کسر حجمی مارتنزیت، چگالی نابجایی‌ها در مرزهای بین‌فازی و هم‌چنین تنش‌های پسماند بوجود



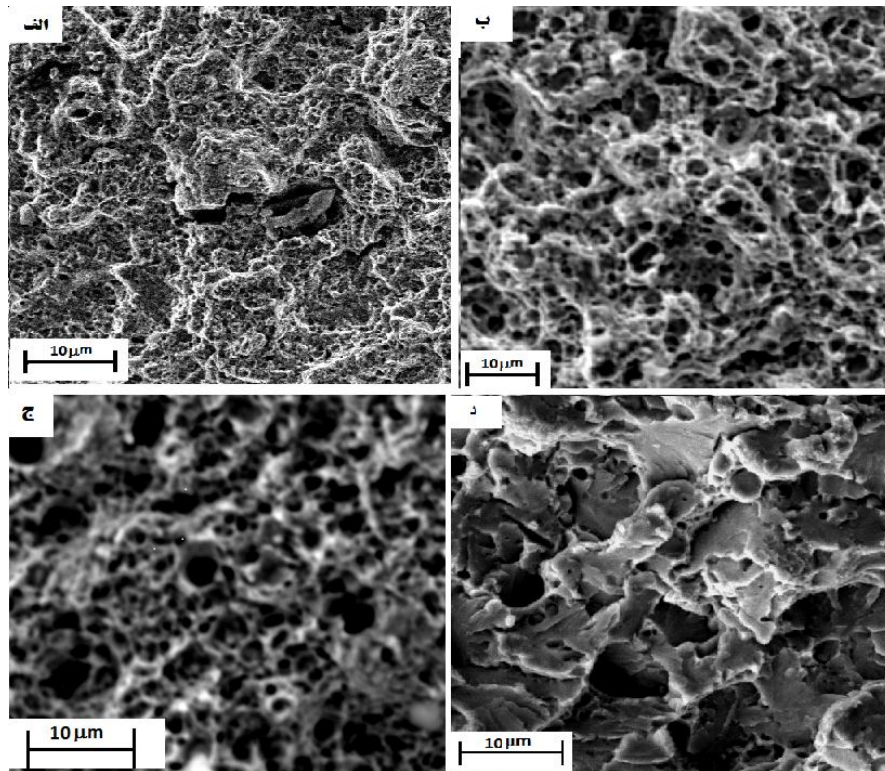
شکل ۸- تصویر استریو سطح شکست خستگی نمونه TM نشان دهنده نواحی سطح شکست در سطح تنش؛ الف) سطح تنش پایین ب) سطح تنش بالا.



شکل ۹- تصویر SEM سطح شکست خستگی نشان دهنده محل شروع ترک خستگی؛ الف) از سطح نمونه ب) از ناخالصی زیر سطحی (فلشها بیانگر ناخالصیها می باشند).



شکل ۱۰- آنالیز EDS از ناخالصی موجود درمحل جوانه زنی ترک.



شکل ۱۱- تصویر SEM سطح شکست نهایی خستگی ریزساختارهای مختلف؛ (الف) مارتنزیتی تمپر شده، (ب) بینیتی - مارتنزیتی تمپر شده، (ج) بینیتی تمپر شده و (د) نرماله.

نتیجه گیری

براساس نتایج آزمون کشش، خستگی و مطالعات ریزساختاری نتایج زیر حاصل گردید.

(۱) در سطح سختی یکسان، استحکام کششی نهایی هر چهار ریزساختار با یکدیگر برابر است در حالی که اختلافات قابل توجهی بین استحکام تسلیم و انعطاف پذیری آنها وجود دارد.

(۲) با افزایش کسر حجمی مارتنزیت ساختار، استحکام تسلیم افزایش می‌یابد در حالی که انعطاف پذیری کاهش می‌یابد. این رفتار می‌تواند به علت دلایل زیر باشد: (۱) افزایش کسر حجمی فاز سخت مارتنزیت، (۲) افزایش چگالی نابجایی‌ها در مرزهای بین فازی، (۳) افزایش تنش‌های باقیمانده بین فازها و (۴) وجود دوقلوهای مکانیکی در مارتنزیت.

(۳) حد خستگی فولادهای نرماله، بینیتی تمپر شده، بینیتی - مارتنزیتی تمپر شده و مارتنزیتی تمپر شده به ترتیب برابر است با ۴۳۰، ۴۷۰، ۵۳۰ و ۵۴۰ MPa. افزایش حد خستگی با افزایش مارتنزیت به علت این دلایل می‌باشد: (۱) کاهش نرخ رشد ترک خستگی و (۲) افزایش شدت تنش آستانه با افزایش استحکام تسلیم.

(۴) بررسی‌های سطوح شکست نشان داد که در اکثر موارد، شروع و اشاعه ترک خستگی از سطح نمونه و از ناخالصی‌های غیر فلزی سطحی می‌باشد. هم‌چنین فراکتوگرافی سطوح شکست خستگی نشان داد که سطح شکست ریزساختار نرماله برخلاف سه ریزساختار دیگر که دیمپلی نرم هستند، مخلوطی از دیمپلهای نرم و صفحات کلیواژ ترد می‌باشد.

(۵) مشاهدات شکست‌نگاری نشان داد که با کاهش کسر حجمی مارتنزیت، اندازه متوسط دیمپل‌ها افزایش و تعداد آنها در یک بزرگنمایی ثابت کاهش می‌یابد. هم‌چنین مکانیزم شکست از نرم به ترد تغییر می‌کند. این رفتار به خوبی تصدیق کننده کاهش حد خستگی ساختار با کاهش مارتنزیت می‌باشد.

References

1. S. Senu, I. Ozbek, U. Sen, and C. Bindal, "Mechanical behavior of borides formed on borided cold work tool steel",

- Surf Coat Techno, 135, pp. 173-177, (2001).
2. C. Bathias, and A. Pineau, "Fatigue of Materials and Structures Fundamentals", Wiley, France, (2010).
 3. T.M. Hashimoto, and M.S. Pereira, "Fatigue life studies in carbon dual-phase steels", Int. J. Fatigue, 18, pp. 529-533, (1996).
 4. M. Tayanc, A. Aytac, and A. Bayram, "The effect of carbon content on fatigue strength of dual-phase steels", Mater Desing, 28, pp. 1827-1835, (2007).
 5. M. Okayasu, K. Sato, M. Mizuno, D.Y. Hwang, and D.H. Shin, "Fatigue properties of ultra-fine grained dual phase ferrite/ martensite low carbon steel", Int J Fatigue, 30, pp. 1358-1365, (2008).
 6. A.M. Sherman, and R.G. Davies, "The effect of martensite content on the fatigue of a dual-phase steel", Int J Fatigue, pp. 36-40, (1981).
 7. س خلقتی و ع اکرامی، " بررسی اثر درصد حجمی فریت بر رفتار خستگی فولادهای فریتی - بینیتی"، سمپوزیوم فولاد ۸۳، شرکت فولاد آلیاژی ایران، یزد، (۱۳۸۳).
 8. ا گودرزی و ع اکرامی، " بررسی رفتار خستگی فولاد سه‌فازی ۴۳۴۰ و مقایسه آن با دیگر ریزساختارها"، پنجمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی و انجمن علمی ریخته‌گری، (۱۳۹۰).
 9. K.V. Sudhakar, and E.S. Dwarakadasa, "A study on fatigue crack growth in dual phase martensitic steel in air environment", Ball Mater Sci, 23, pp. 193-199, (2000).
 10. Y. Tomita, F. Kijima, and K. Morioka, "Modified Austempering Effect on Bending Fatigue Properties of Fe-0.6C-1.5Si-0.8Mn steel", Mater Res. Adv. Tech., 91, pp. 43-46, (2000), (in German).
 11. J.R. Hwang, K.P. Peng, and C.C. Wang, "Effect of Second Phase on the Fatigue Crack Growth in AISI, 4340 Steel", J Mater Sci Lett, 15, pp. 192-196, (1996).
 12. K.V. Sudhakar, and E.S. Dwarakadasa, "A study on fatigue crack

- tension testing of metallic materials", ASTM Int., vol. 03.01, (2005).
21. C.D. Liu, and P.W. Kao, "Tensile properties of a 0.34C- 3Ni-Cr-Mo-V steel with mixed lowerbainite-martensite structures", Mater. Sci. Eng. A, 150, pp. 171-177, (1992).
 22. A. Kumar, S.B. Singh, and K.K. Ray, "Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels", Mater. Sci. Eng. A, 427, pp. 270-282, (2008).
 23. T.S. Byun, I.S. Kim, "Tensile properties and inhomogeneous deformation of ferrite-martensite dual-phase steels", J. Mater. Sci., 28, pp. 2923-2932, (1993).
 24. G. Thmoas, D. Schmatz, W. Gerberich, "High Strength Materials", John Wiley and Sons, New York, pp. 324, (1965).
 25. G.T. Gray, A.W. Thompson, J.C. Williams, "Influence of microstructure on fatigue crack initiation in fully pearlitic steels", Met. Trans. A, 16, pp. 753-760, (1985).
 26. Y. Kim, J. Kwon, H. Lee, W. Jang, J. Choi, S. Kim, "Effect of microstructure on fatigue crack propagation and S-N fatigue behaviors of TMCP steels with yield strengths of approximately 450 MPa", Met. Mat. Trans. A, 42, pp. 986-999, (2011).
 27. J. Schijve, "Fatigue of Structures and Materials", Springer, (2009).
 28. H.K.D.H. Bhadeshia, "Bainite in Steels-Transformations, Microstructure and Properties", 2rd Ed., (2001).
 29. N.W. Sachs, "Understanding the Surface Features of Fatigue Fractures: How They Describe the Failure Cause and the Failure History", J. Failure Analysis & prevention, 5, pp. 11-15, (2005).
 30. ASM Metals Handbook. "Fractography", ASM Int., Vol. 12, (1987).
 - growth in dual phase martensitic steel in air environment", Ball. Mater. Sci., 23, pp. 193-199, (2000).
 13. M.J. Molaei, and A. Ekrami, "The effect of dynamic strain aging on fatigue properties of dual phase steels with different martensite morphology", Mater. Sci. Eng. A, 527, pp. 235-238, (2009).
 14. R. Bakhtiari, and A. Ekrami, "The effect of bainite morphology on the mechanical properties of a high bainite dual phase (HBDP) steel", Mater. Sci Eng A, 525, pp. 159-165, (2009).
 15. K. Fukaura, Y. Yokoyama, D. Yokoi, N. Tsuji, and K. Ono, "Fatigue of cold work tool steels: effect of heat treatment and carbide morphology on fatigue crack formation, life and fracture surface observations", Met Mat Trans A, 35, pp. 1289-300, (2004).
 16. C.R. Sohar, A.B. Kotas, C. Gierl, B. Weiss, and H. Danninger, "Gigacycle fatigue behavior of a high chromium alloyed cold work tool steel", Int J Fatigue, 30, pp. 1137-1149, (2008).
 17. I. Picas, N. Cuadrado, D. Casellas, A. Goetz, and L. Llanes, "Microstructural effects on the fatigue crack nucleation in cold work tool steels", Procedia Engineering, 2, pp. 1777-1785, (2010).
۱۸. م تدين سعیدی، ن ورهرام، جی.وی.اس ناگسوارا راؤ و ن باقرسای، "بهبود ویژگی های مکانیکی چدن های نشکن آستمپر جهت افزایش قابلیت ماشین کاری و استحکام خستگی" مجله مواد، نوین جلد ۱، شماره ۳، ص ۱۱-۲۱، بهار ۱۳۹۰.
19. Annual book of ASTM standards, "ASTM E18, standard test method for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials", ASTM Int., vol. 03.01, (2005).
 20. Annual book of ASTM standards, "ASTM E8, standard test method of