

اثر کسر حجمی مارتنزیت بر خواص خستگی فولاد دوفازی 20B38

اصغر سلیمانی پور^۱، بهروز قاسمی^{۲*}، جعفر راثی زاده غنی^۳

۱-دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد دانشگاه سمنان. (پست الکترونیک: a.soleimanipour@gmail.com)

۲-استادیار بخش مهندسی مواد دانشگاه سمنان. (پست الکترونیک: bghasemi@semnan.ac.ir)

۳-دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه تهران. (پست الکترونیک: Jghani@ut.ac.ir)

Effect of volume fraction of martensite on fatigue properties of 20B38Dual phase steel

A. Soleimanipour¹, B. Ghasemi^{2*}, J. R. Ghani³

1-Master of metallurgy Eng. materials department, Semnan university, E-Mail: a.soleimanipour@gmail.com

2-Professor assistant, Eng. materials department, Semnan university, E-Mail: bghasemi@semnan.ac.ir

3-Professor associate, Eng. materials department, Tehran university, E-Mail: Jghani@ut.ac.ir

چکیده

عملیات حرارتی بین دماهای بحرانی یک عملیات مهم و تأثیرگذار در خواص مکانیکی فولاد میباشد. این عملیات از شیوه های آسان و کم هزینه در رسیدن به خواص مکانیکی مطلوب اعم از استحکام و شکل پذیری است. مقاله حاضر اثر عملیات حرارتی بین دماهای بحرانی بر خواص خستگی فولاد میکروآلیاژی بوردار را بررسی میکند. به منظور دستیابی به ریزساختارهای دوفازی با مقادیر متفاوت از مارتنزیت دماهای ۷۳۰، ۷۵۰ و ۷۷۰ °C به عنوان دماهای بین بحرانی انتخاب شدند و بر تریب مقادیر ۵۲، ۶۸ و ۸۸ درصد حجمی مارتنزیت در کنار فاز فریت بدست آمد. به منظور بررسی اثر تمپر بر خواص خستگی، یک دسته از نمونه ها تمپر شدند. پژوهش حاضر نشان میدهد که استحکام خستگی با افزایش کسر حجمی مارتنزیت افزایش پیدا میکند و با تمپر کردن استحکام خستگی افت پیدا میکند.

واژه های کلیدی: عملیات حرارتی بین دماهای بحرانی، فولاد دوفازی، کسر حجمی مارتنزیت، استحکام خستگی

Abstract

Intercritical heat treatment is an important and effective operations on the mechanical properties of steel. This operation is easy and cost-effective ways to achieve the desired mechanical properties such as strength and ductility. In this paper, we investigate the effect of Intercritical heat treatment on fatigue properties of microalloying boron steel. In order to achieve different dual phase microstructures with different amounts of martensite, the temperatures of 730, 750 and 770°C was selected as the Intercritical temperatures and values of 52, 68 and 88% by volume martensite obtained with the ferrite. To investigate the effect of tempering on fatigue properties, one series of samples were tempered. The present study shows that the fatigue strength increases with increasing volume fraction of martensite and with tempering the fatigue strength will decrease.

Keywords: Intercritical heat treatment, dual phase steel, Martensite volume fraction, Fatigue strength

(کد: ۹۱۱۰۶۲)

انجام داد. نتایج وی نشان می‌دهد عمر کم چرخه فولاد با درصد حجمی مارتنزیت بیشتر، کمتر است و دلیل آن را فصل مشترک بیشتر فریت-مارتنزیت و به دنبال آن در دسترس بودن مکان‌های بیشتر برای جوانه زنی ترک اولیه میدانند [۴]. در فولادهای دوفازی مکان‌های متعددی برای شکل‌گیری ترک خستگی وجود دارد که از جمله می‌توان به مرزهای دوفازی، نوارهای لغزشی پایدار نزدیک به سطح و همچنین صفحات دوقلوبی اشاره کرد [۵]. مجموعه این عوامل و میزان در دسترس بودن این مکان‌ها در ساختار تعیین کننده عمر خستگی یک ریزساختار دوفازی می‌باشد. رفتار خستگی متفاوت فولادهای دوفازی در برابر افزایش کسر حجمی مارتنزیت را میتوان به مکان‌های متفاوت شکل‌گیری ترک اولیه و تعداد این مکان‌های در دسترس نسبت داد. هدف از این پژوهش بررسی و چگونگی تغییرات استحکام خستگی فولاد میکروآلیاژی بوردار ۲۰B۳۸ در برابر افزایش کسر حجمی مارتنزیت و همچنین بررسی اثر تمپر بر این استحکام می‌باشد. بور در ناحیه ی دوفازی γ - α در مرز دانه‌های آستنیت تجمع کرده و در مرحله ی سرد کردن بعدی از جوانه زنی و تشکیل پرلیت جلوگیری می‌کند و به این صورت سختی پذیری فولاد را افزایش می‌دهد. قابل ذکر است بور در میزان ۰,۰۳-۰,۰۵ درصد وزنی اثر میکروآلیاژی دارد [۶].

مواد و روش تحقیق

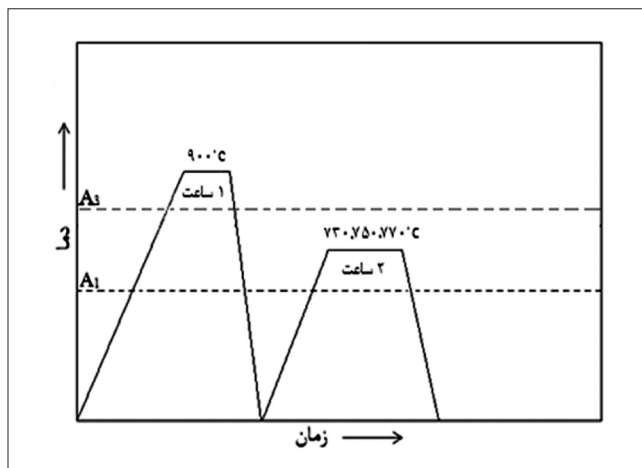
در این مطالعه فولاد میکروآلیاژی بوردار با قطر اولیه ی ۱۵ mm انتخاب شد. ترکیب شیمیائی این فولاد در جدول ۱ آمده است.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی فولاد میکروآلیاژی بوردار ۲۰B۳۸

C	Si	Mn	P	S	Cr	B
0.36	0.274	0.874	0.018	0.00052	0.242	0.0034

در ابتدا به منظور مشخص شدن محدوده دماهای بین بحرانی یک نمونه استوانه ای دیلاتومتری با قطر ۵mm و ارتفاع ۲۰mm با دقت تراشیده شد و با آزمایش دیلاتومتری محدوده ی دمای بین بحرانی ۷۲۵-۷۸۱°C بدست آمد (نتیجه حاصله با نتایج بدست آمده از روابط تجربی تطابق دارد). پس از مشخص شدن محدوده ی بین بحرانی دماهای ۷۲۰ و ۷۵۰ و ۷۷۰°C به عنوان دماهای بین بحرانی انتخاب شدند. نمونه‌های آزمایش کشش بر اساس استاندارد ASTM E۸ m و نمونه‌های خستگی طبق استاندارد ASTM 5736 و با دقت بالا آماده سازی شدند. همه ی نمونه در ابتدا به دمای ۹۰۰°C رسیدند و به مدت یک ساعت آستنیت شدند و در محیط آب سریع سرد شدند. در ادامه نمونه‌ها تا دماهای بین بحرانی انتخاب شده حرارت داده

با استفاده از عملیات حرارتی‌های مرسوم می‌توان از یک فولاد نهایت سختی را به وسیله کوئنچ مستقیم بدست آورد و برای چقرمه کردن آن نیز متعاقباً آن را تمپر کرد، اما در این جا نمی‌توان به یک رابطه مناسب از استحکام و داکتیلیتی رسید، زیرا فولاد اغلب سخت و ترد است و یا اینکه در اثر تمپر کردن در نهایت فولاد بسیار چقرمه می‌شود. یک راه عملی و مناسب برای تولید یک فولاد با استحکام و سختی بالا و همزمان چقرمگی زیاد عملیات حرارتی بین دماهای بحرانی است. فولادهای دوفازی دسته ای از فولادهای کاربردی می‌باشند که خواص گسترده ای را فراهم می‌کنند. این فولادها به علت قابلیت شکل پذیری بالا توأم با استحکام زیاد و نیز مواردی مانند کارسختی عالی، مقاومت خستگی زیاد، قابلیت جوشکاری مناسب و مقاومت به ضربه‌ی خوب کاربرد وسیعی را از زمان ظهورشان تا کنون در صنعت پیدا کرده‌اند و به طور گسترده در ساخت تجهیزات عمومی و صنعتی نظیر بدنه ی اتومبیل، خطوط انتقال نفت و گاز، مخازن تحت فشار، دکل‌های فشار قوی، پل‌های فلزی و کاربردهای مشابه مورد استفاده قرار گرفته‌اند. این فولادها را می‌توان با کامپوزیت‌های پودری مقایسه کرد که در آنها خواص مکانیکی و سختی به وسیله اندازه و درصد پودرها در یک محدوده گسترده تغییر می‌کند [۱]. در این روش عملیات حرارتی فولاد را تا منطقه دوفازی که فریت در کنار آستنیت در تعادل است حرارت داده و پس از مدتی نگهداری همدمای فولاد در یک دمای ثابت فولاد را کوئنچ می‌کنند و به این ترتیب یک ساختار دوفازی متشکل از فاز نرم فریت در کنار فازهای سخت مارتنزیت یا بینایت حاصل می‌شود. این ریزساختار یک سری خواص مطلوب که عبارت از استحکام و چقرمگی مناسب است را برای ما فراهم می‌کند. فاز سخت استحکام بالا و فریت که یک فاز نرم و چقرمه است داکتیلیتی را برای ما فراهم می‌کند [۲]. فولادهای متفاوت رفتار خستگی متفاوتی را با افزایش کسر حجمی مارتنزیت از خود نشان می‌دهند. Maleque رفتار خستگی یک فولاد کم کربن را بررسی کرد و به این نتیجه رسید که با افزایش دمای بین بحرانی و به دنبال آن افزایش کسر حجمی مارتنزیت استحکام خستگی و شیب منحنی S-N افزایش پیدا می‌کند. وی همچنین بیان می‌کند که نمونه با ساختار فریتی-پرلیتی دارای حد خستگی بالاتری از نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی است، اما در محدوده خستگی کم چرخه نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای بالاتر می‌توانند دامنه تنش بالاتری را تحمل کنند [۳]. Chakraborti اثر کسر حجمی فاز سخت را بر رفتار خستگی یک فولاد میکروآلیاژی وانادیوم دار بررسی کرد. وی بررسیها را برای دو مقدار متفاوت از مارتنزیت (۴۵ و ۳۰ درصد حجمی)



شکل ۱: شماتیک عملیات حرارتی صورت گرفته

فریت موجب کاهش استحکام تسلیم و کاهش استحکام کششی نهایی می‌گردد. علت کاهش استحکام تسلیم در ساختارهای فریتی-مارتنزیتی نسبت به ساختار مارتنزیتی حضور نابعی‌های متحرک درون فاز فریت و در نتیجه تسلیم شدن این فاز در تنش‌های پائین تر می‌باشد. با افزایش درصد حجمی فریت بر تعداد نابعی‌های متحرک افزوده شده و در نتیجه تسلیم در تنش‌های پائین تری رخ می‌دهد. تسلیم زودتر به معنی پائین تر بودن نسبت $\frac{YS}{UTS}$ می‌باشد. به علاوه بدلیل کاهش آهنگ کارسختی در اثر افزایش درصد حجمی فریت، استحکام کششی نیز با افزایش درصد حجمی فریت کاهش می‌یابد. همچنین نتایج جدول ۲ نشان می‌دهد که نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی نهایی در ساختارهای فریتی-مارتنزیتی کمتر از ساختار مارتنزیتی می‌باشد که این خاصیت از ویژگی‌های مهم فولادهای دوفازی محسوب می‌شود و با افزایش درصد حجمی فریت این نسبت بیشتر کاهش پیدا می‌کند. این پدیده نشان می‌دهد که افزایش درصد حجمی فریت تأثیر بیشتری بر تنش تسلیم دارد و استحکام تسلیم نسبت به استحکام کششی با سرعت بیشتری کاهش می‌یابد.

با توجه به جدول ۲ می‌توان مشاهده کرد که ساختار مارتنزیتی کمترین مقدار درصد ازدیاد طول یکنواخت و درصد ازدیاد طول کل را دارا می‌باشد و با افزایش درصد حجمی فریت، این مقادیر افزایش می‌یابند. علت این امر وجود فاز نرم فریت است که دارای انعطاف پذیری بالاتری نسبت به مارتنزیت می‌باشد.

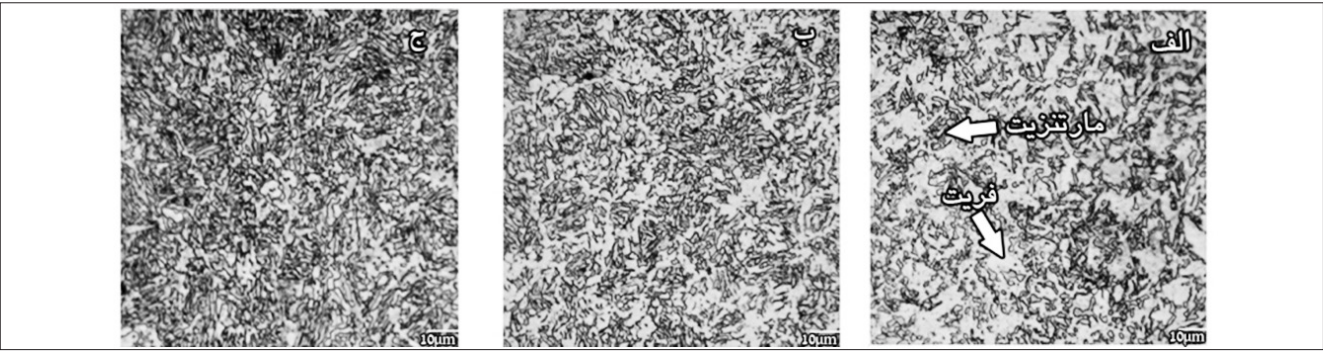
شکل ۳ نشان می‌دهد رفتار ناحیه الاستیک در هر چهار ساختار فریتی-مارتنزیتی و ساختار تمام مارتنزیتی مشابه بوده ولی ناحیه تغییر شکل پلاستیک آنها متفاوت می‌باشد. همچنین مشاهده می‌گردد که منحنی‌های تنش- کرنش مهندسی برای ساختارهای فریتی-مارتنزیتی با درصد حجمی متفاوت فریت بسیار شبیه هم بوده و با منحنی تنش-کرنش مهندسی برای ساختار مارتنزیتی اختلاف دارند. این پدیده نشان می‌دهد که افزایش درصد حجمی فریت تأثیر زیادی بر رفتار کششی ساختارهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی فولاد مورد استفاده ندارد. منحنی‌های تنش-کرنش این فولادها نشان دهنده رفتار تسلیم پیوسته می‌باشد (تسلیم پیوسته از خصوصیات مهم فولادهای دوفازی می‌باشد). علت فقدان نقطه تسلیم در این فولادها وجود تنش باقی مانده زیاد به همراه چگالی بالای نابعی‌ها است که باعث می‌شود در کرنش‌های پلاستیک کم، سیلان پلاستیک^۱ براحتی صورت گیرد. در حقیقت رفتار تسلیم پیوسته و حذف نقطه تسلیم به همراه آهنگ کار سختی بالا از مهم ترین خواص آنها می‌باشد [۷].

شدند و به مدت ۱۲۰ دقیقه نگهداری شدند و در نهایت در محیط آب سریع سرد شدند. شماتیک عملیات حرارتی مذکور در شکل ۱ آمده است.

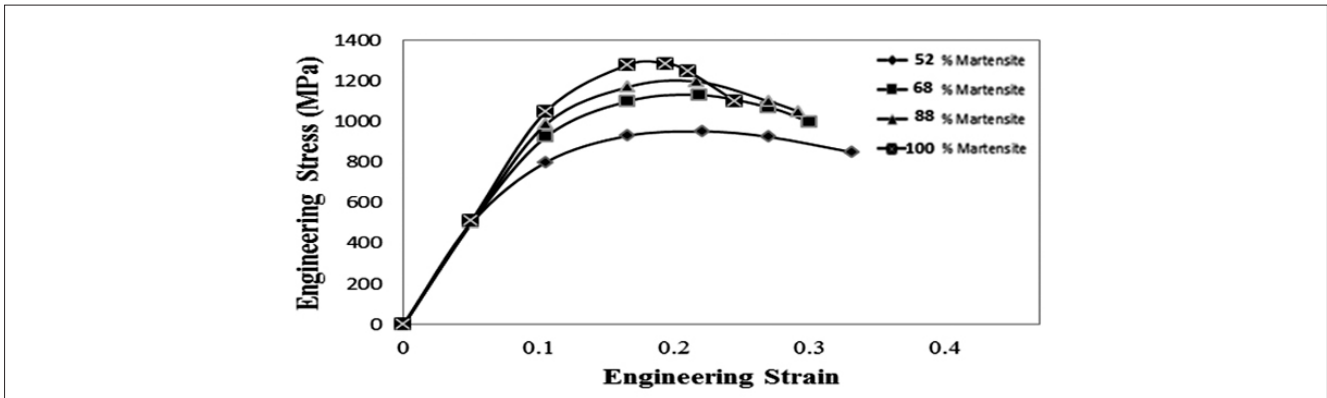
پس از اتمام عملیات حرارتی تست کشش به وسیله ی دستگاه کشش Santam و با دقت ۱ mm/min انجام شد و نتایج ثبت شدند. نمونه‌های تست خستگی به وسیله CNC و با دقت بالا تراشیده شدند و سپس عملیات حرارتی بر روی آنها صورت گرفت. نمونه‌ها قبل از انجام تست تا سம்பاده ۲۰۰۰ به منظور کاهش هرچه بیشتر عیوب سطحی آماده سازی شدند. تست خستگی به وسیله دستگاه تست خستگی ZWEEKROL انجام شد، برای این منظور همه نمونه‌ها با ریزساختارهای متفاوت در چندین تنش متفاوت بارگذاری شدند. نمونه‌های عملیات حرارتی شده و با ریزساختارهای متفاوت برای مشاهده ریزساختار به وسیله محلول نایتال ۴ درصد اچ شدند و در انتها با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM) و FE-SEM ساختار و سطح شکست نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفت.

نتایج و بحث

شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری ساختارهای عملیات حرارتی شده در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. مناطق روشن در این تصاویر مربوط به فاز فریت می‌شود و مارتنزیت به رنگ تیره دیده می‌شود. با توجه به این شکل مشاهده می‌شود با افزایش دمای عملیات حرارتی بین بحرانی میزان مارتنزیت افزایش پیدا کرده است. شکل ۳ نمودارهای تنش-کرنش مهندسی ساختارهای مارتنزیتی و دوفازی با مقادیر متفاوت مارتنزیت را نشان می‌دهد و در جدول ۲ نتایج مربوط به تست کشش شکل ۳ آمده است. نتایج جدول ۲ نشان می‌دهد که ساختار مارتنزیتی بیشترین استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی را دارا می‌باشد و افزایش درصد حجمی



شکل ۲: تصاویر میکروسکوپ نوری ریزساختارهای با مقادیر متفاوت مارتنزیت (الف) ریزساختار دوفازی با ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت (ب) ریزساختار دوفازی با ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت (ج) ریزساختار دوفازی با ۸۸ درصد حجمی مارتنزیت



شکل ۳: نمودارهای تنش-کرنش مهندسی ریزساختارهای با درصدهای حجمی متفاوت مارتنزیت

جدول ۲: خواص کششی فولاد میکروآلیاژی با مقادیر متفاوت مارتنزیت

ساختار فولاد	استحکام تسلیم قراردادی در کرنش ۰.۲ درصد (Mpa)	استحکام کششی نهایی (Mpa)	نسبت استحکام تسلیم به استحکام کشش نهایی	ازدیاد طول یکنواخت (درصد)	ازدیاد طول کل (درصد)
مارتنزیتی	۱۱۵۲	۱۲۸۷	۰.۸۹	۱۹.۴	۲۵.۱
فریتی-مارتنزیتی با ۸۸ درصد مارتنزیت	۹۸۷	۱۱۹۸	۰.۸۲۳	۲۱.۷	۲۹.۲
فریتی-مارتنزیتی با ۶۸ درصد مارتنزیت	۸۹۶	۱۰۷۳	۰.۷۹۱	۲۱.۹	۳۰
فریتی-مارتنزیتی با ۵۲ درصد مارتنزیت	۷۳۸	۹۵۲	۰.۷۷۵	۲۲.۱	۳۳.۱

اثر ریزساختار بر خستگی

۲۵۰°C نیز رسم شده است. از آنجایی که ریزساختار تأثیر زیادی بر خستگی دارد، پراکندگی اعداد برای هر چهار گروه از نمونه‌ها دیده می‌شود، چراکه شرایط آماده سازی سطحی نمونه‌ها کاملاً یکسان نمی‌باشد و وجود اکسیدها و ریز شیارها بر روی سطح اجتناب ناپذیر می‌باشد. ترک خستگی می‌تواند از هر نقص بر روی سطح شروع شده و بر میزان عمر خستگی اثر بگذارد. بالاترین تنش اعمال شده برای ساختار فریتی-مارتنزیتی با ۸۸ درصد مارتنزیت، ۸۴۵ Mpa بوده است. در تنش‌های اعمالی بالا عمر خستگی برای هر

نتایج حاصل از آزمون‌های خستگی در تنش‌های متفاوت برای نمونه‌های فولاد دوفازی فریتی-مارتنزیتی با درصدهای متفاوت از فریت و مارتنزیت در جدول ۳ آورده شده است. منحنی‌های تنش-عمر نمونه‌های با مقادیر متفاوت مارتنزیت در شکل ۴ آورده شده است. به منظور بررسی اثر تمپر بر خواص خستگی فولاد دوفازی، منحنی تنش-عمر برای فولاد دوفازی عملیات حرارتی شده در دمای ۷۵۰°C و تمپر شده به مدت زمان دو ساعت در دمای

میزان مارتنزیت کاهش می‌یابد و به دنبال آن تردی مارتنزیت نیز به همین صورت کاهش پیدا می‌کند. با کاهش سختی و تردی مارتنزیت در دماهای بالاتر عملیات حرارتی بین بحرانی نرخ رشد ترک خستگی درون مارتنزیت کاهش پیدا می‌کند. مکانیزم جوانه زنی ترک و انتشار آن در فولاد دوفازی به صورت زیر است:

۱- ترک برداشتن مارتنزیت

۲- رشد پیدا کردن این ترک تا برخورد با فصل مشترک فریت-مارتنزیت

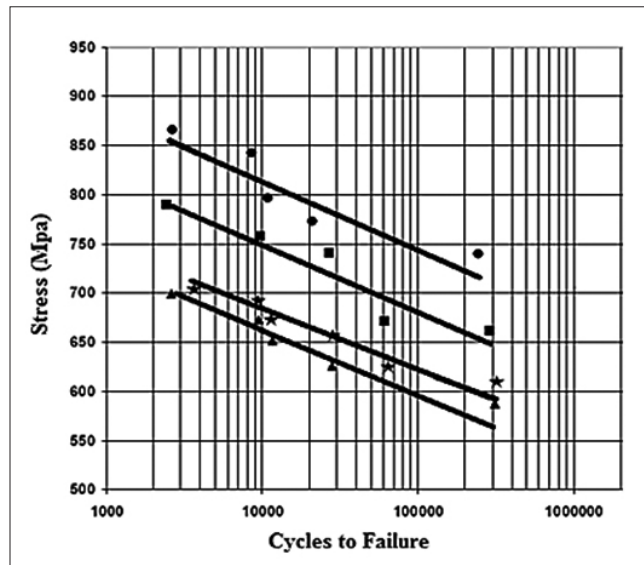
۳- خورد شدن و جدا شدن مارتنزیت از ماتریکس [۹].

پس می‌توان گفت از آنجا که در فولادهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی مسیر عبور ترک از فاز تردتر مارتنزیت می‌باشد و با افزایش میزان مارتنزیت تردی آن کاهش پیدا می‌کند از این رو سرعت رشد ترک در فولاد دوفازی با مقادیر بیشتر مارتنزیت کاهش یافته و می‌تواند دلیلی برای افزایش عمر خستگی باشد.

با تمپر کردن فولاد تغییرات عمده ای بر شکل گیری و رفتار رشد ترک صورت می‌گیرد. مطالعات خستگی روی نمونه‌های کوئنچ و تمپر شده از فولاد ۴۱۴۰، نشان می‌دهد که با تمپر کردن مارتنزیت، سرعت رشد میکروتُرک‌ها کاهش می‌یابد، در حالی که در نمونه‌های کوئنچ شده به محض اینکه میکروتُرکی شکل می‌گیرد به سرعت رشد می‌کند، اما ایجاد میکروتُرک در نمونه‌های کوئنچ شده به کندی صورت می‌گیرد، در حالی که در نمونه‌های تمپر شده ترک خستگی می‌تواند به سرعت تشکیل شود [۱۰]. با وجود اینکه سرعت انتشار ترک در یک ساختار تمپر شده به مراتب پایین تر از ساختارهای تمپر نشده است اما در اثر شکل گیری سریع تر ترک در بارگذاری سیکلیمر سیکلی فولاد تمپر شده کاهش می‌یابد. این موضوع را نیز باید مد نظر قرار داد که در اثر تمپر کردن تردی مارتنزیت کاهش یافته و نرخ رشد ترک (FCG) در این ساختار کاهش می‌یابد.

شکست نگاری

نتایج بررسی‌های میکروسکوپی سطح شکست در هر چهار ریزساختار نشان می‌دهد سطح شکست از دو منطقه کاملاً متمایز تشکیل شده است. در همه حالات، قسمتی از سطح نمونه از یک منطقه صاف و براق تشکیل شده است که این محل‌های صاف و براق، محل‌های جوانه زنی و اشاعه ترک خستگی می‌باشند و منطقه دیگر به صورت کدر و زبر ظاهر شده (ناحیه وسط سطح شکست) که در واقع منطقه شکست نهایی است. شکل ۵ تصویری از مقطع شکست خستگی نمونه فریتی-مارتنزیتی با ۵۲ درصد حجمی فریت را نشان می‌دهد که در آن مناطق شکست خستگی و شکست



شکل ۴: مقایسه نمودارهای تنش-تعدادسیکل برای ساختارهای دوفازی و تمپر شده

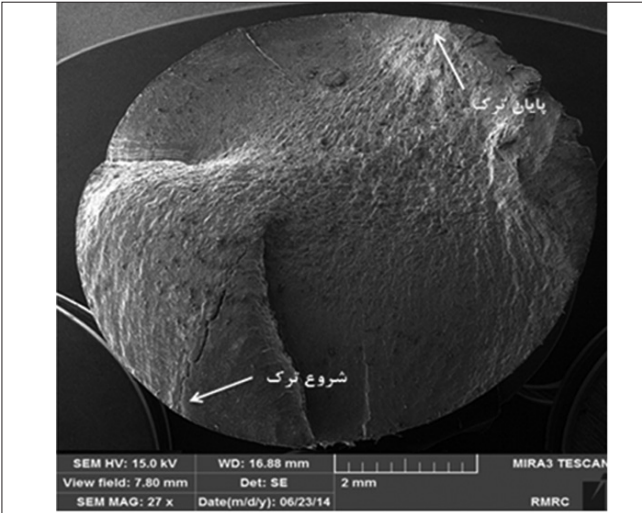
چهار گروه از نمونه‌ها بسیار به هم نزدیک می‌باشد، ولی با کاهش تنش اعمالی ارتباط ریزساختار با طول عمر خستگی محسوس تر می‌باشد. علت این امر آن است که در تنش‌های اعمالی بالا مراحل فرآیند خستگی کوتاه است و در نتیجه اثر ریزساختار بر مراحل فرآیند خستگی کم می‌باشد. از این رو طول عمر خستگی به میزان کم تحت تأثیر ریزساختار قرار می‌گیرد. با کاهش تنش اعمالی مراحل فرآیند خستگی کوتاه تر می‌گردد و اثر ریزساختار بر این مراحل بیشتر و محسوس تر می‌گردد. با توجه به شکل ۴ می‌توان مشاهده کرد که با افزایش میزان مارتنزیت نمودار تنش-تعداد سیکل تا شکست بالاتر قرار گرفته و این به معنی استحکام خستگی بالاتر این ریزساختار می‌باشد. با تمپر کردن نمودار تنش-تعداد سیکل پایین تر از نمونه تمپر نشده قرار گرفته است و استحکام خستگی فولاد افت پیدا کرده است.

نرخ رشد ترک خستگی با افزایش میزان مارتنزیت کاهش پیدا می‌کند. کاهش در نرخ انتشار ترک (FCG) با افزایش میزان مارتنزیت فولادهای دوفازی می‌تواند به دو مکانیسم مربوط شود:

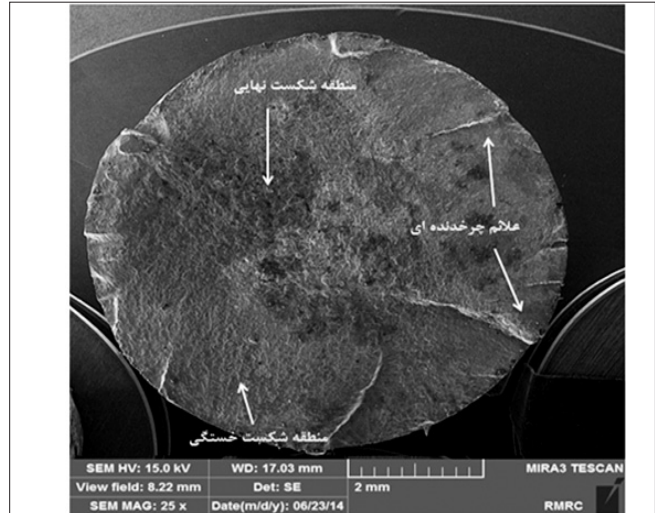
- میزان کربن کمتر مارتنزیت شکل گرفته (کاهش تردی مارتنزیت) در دمای آنیل بین بحرانی بالاتر

- سخت شدگی القا شده به وسیله انتشار ترک [۸].

زمانی که میزان مارتنزیت فولاد ۸۸ درصد باشد، بیشترین مقاومت در برابر خستگی و بارگذاری سیکلی مشاهده می‌شود. با کاهش میزان مارتنزیت تا ۵۲ درصد، مقاومت در برابر بارگذاری سیکلی به کمترین مقدار خود می‌رسد. سختی مارتنزیت با افزایش



شکل ۶: سطح شکست نمونه دوفازی با ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت، نقاط شروع و پایان ترک خستگی به وسیله پیکان مشخص شده است.



شکل ۵: سطح شکست نمونه با ۵۲ درصد مارتنزیت که در $29,4 \times 10^3$ سیکل دچار شکست شده است. مناطق شکست خستگی و شکست نهایی به وسیله پیکان مشخص شده است.

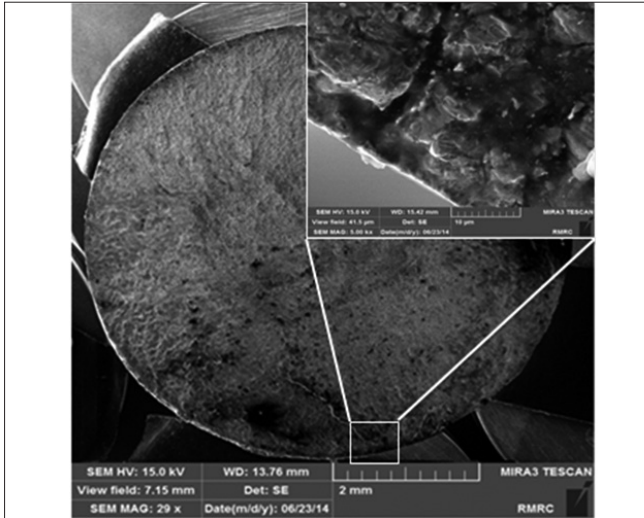
بیشتر در مورد ریزساختار دوفازی با ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت می‌تواند به بیشتر بودن مرزهای دوفازی در این ریزساختار و به دنبال آن بیشتر بودن مکان‌های محتمل برای شروع ترک خستگی مربوط شود. شکل ۶ سطح شکست نمونه با ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت را نشان می‌دهد که در تعداد سیکل $285,2 \times 10^3$ دچار شکست شده است. در این شکل خطوط ساحلی را می‌توان مشاهده کرد و نقاط شروع و پایان ترک خستگی نیز با توجه به خطوط ساحلی و مکان همگرا شدن آنها قابل تشخیص می‌باشد. این مکان‌ها در شکل بوسیله علامت پیکان مشخص شده است.

شکل ۷ سطح شکست نمونه با ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت را نشان می‌دهد که در آن ترک‌های زیادی قابل مشاهده است. تعداد زیاد این ترک‌ها به دلیل وجود مرزهای زیاد دوفازی در این ریزساختار می‌باشد. ترک‌های شکل گرفته به صورت پراکنده بوده و از مکان‌های پر انرژی و مکان‌هایی که تمرکز تنش وجود دارد مانند: مرزهای دوفازی و باندهای لغزشی شکل گرفته اند و در نهایت اندکی پس از انتشار در برخورد با دانه‌های فریت متوقف شده اند. اکسیدها و آخال‌های نزدیک سطح از جمله عیوب غیرساختاری و اجتناب ناپذیر می‌باشند که وجود آنها در سطح باعث کاهش عمر خستگی می‌شود. شکل ۸ تصویری از سطح شکست خستگی نمونه فریتی-مارتنزیتی با ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت را نشان می‌دهد که ترک از یک آخال سطحی جوانه زده است. آخال در بزرگنمایی بالاتر به خوبی قابل مشاهده است.

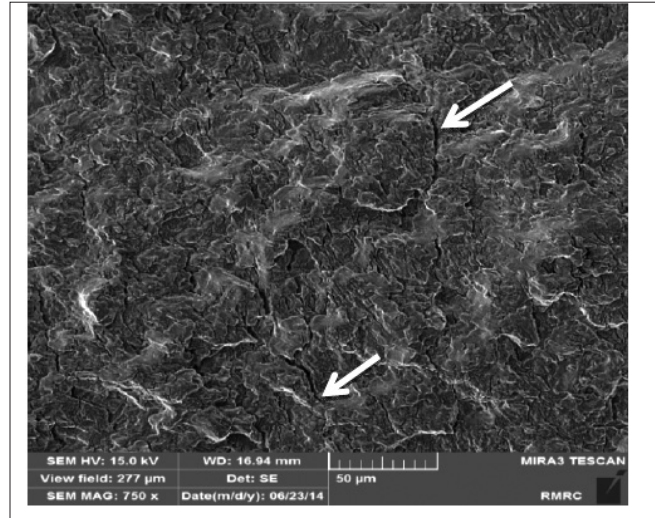
در اثر قرار گرفتن فولاد در دمای بالا در هنگام عملیات حرارتی اکسیدهای ریز بر روی سطح شکل می‌گیرند و گاهی عمق این اکسیدها زیاد بوده و بر اثر سمباده زنی و صیقل دادن سطح نیز

نهایی مشخص شده است. با توجه به این شکل سطح شکست خستگی به صورت روشن و براق دیده می‌شود و سطح بیشتری را به خود اختصاص داده است، منطقه تیره و زبر در ناحیه وسط شکل نیز مربوط به شکست نهایی می‌باشد. شکست نگاری سطوح مختلف نشان داد که ترک‌های خستگی از سطح نمونه‌ها جوانه زده اند. ترک‌های خستگی از ریزش‌سایارهای سطحی، برآمدگی‌ها و فرورفتگی‌های ناشی از تغییر شکل پلاستیک به هنگام خستگی و همچنین آخال‌های سطحی می‌تواند شکل بگیرند. این نواقص باعث تمرکز تنش در سطح و در نتیجه جوانه زنی ترک از سطح می‌شوند. شکل ۵ تصویر ماکروسکوپی سطح شکست ریزساختار دوفازی با ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت که در تعداد $29,4 \times 10^3$ سیکل دچار شکست شده است را نشان می‌دهد. مناطق شکست خستگی و شکست نهایی در تصویر به وسیله پیکان مشخص شده است. در این تصویر علائم چرخنده ای به صورت واضح قابل تشخیص است.

علائم چرخنده ای محل و تعداد مناطق شروع ترک خستگی را نشان می‌دهند. در صورتی که چندین منطقه جوانه زنی در نزدیکی هم قرار داشته باشند و این مناطق ناهموار باشند و روی یک سطح قرار نداشته باشند رشد ترک خستگی یک منطقه روی منطقه دیگر می‌افتد و باعث شکست فلز در فاصله بین دو ترک می‌شود. تعداد علائم چرخنده ای کوچکتر یا مساوی تعداد مناطق جوانه زنی است [۱۱]. در این پژوهش علائم چرخنده ای اکثراً در مورد نمونه‌های با میزان مارتنزیت کمتر (۵۲ درصد حجمی مارتنزیت) مشاهده شد و فقط تعداد کمی از نمونه‌های با ۶۸ درصد مارتنزیت ۶۸ درصد علائم چرخنده ای را نشان دادند. مشاهده تعداد علائم چرخنده ای



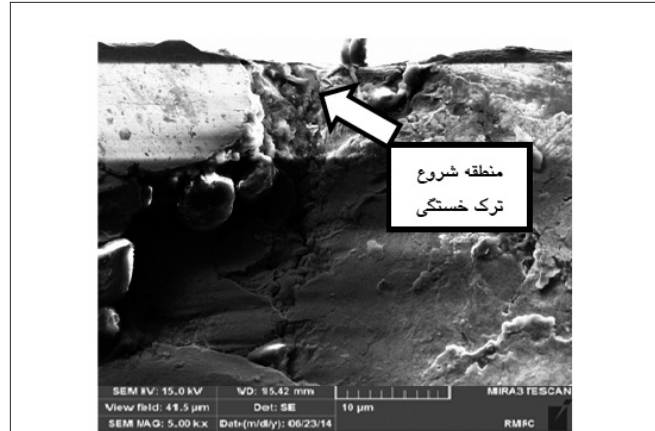
شکل ۸: جوانه زنی ترک خستگی از آخالهای سطحی، سطح شکست خستگی ریزساختار دوفازی با ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت



شکل ۷: سطح شکست خستگی نمونه با ۶۸ درصد مارتنزیت. (دانه‌های فریت باعث متوقف شدن اشاعه ترک‌ها شده‌اند.)

فریت شکل می‌گیرند. ترک در مسیر اشاعه خود به دانه‌های فریت برخورد کرده و دانه‌های نرم و انعطاف پذیر فریت باعث تغییر مسیر اشاعه ترک شده‌اند به طوری که ترک از مرز دانه‌های فریت و مارتنزیت به اشاعه خود ادامه داده است. نکته قابل توجه دیگر در مورد ریزترک‌های موجود در این ساختار مستقیم بودن مسیر اشاعه آن و عرض بسیار کم آن می‌باشد.

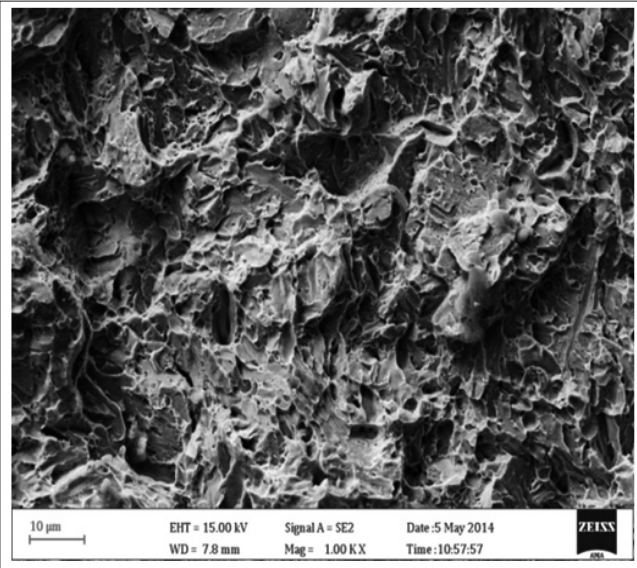
عرض کم این ریزترک‌ها می‌تواند به دانه‌های سخت تر فریت نسبت به ساختارهای دیگر مرتبط باشد. زیرا در اینجا فریت بوسیله‌ی مکانیزم سخت شدن از طریق نابجایی‌ها سخت شده است. با توجه به شکل ۷ که سطح شکست نهایی خستگی نمونه با ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت را نشان می‌دهد می‌توان مشاهده کرد عرض ریزترک‌ها و تعداد آنها بیشتر است و مسیر اشاعه آنها انحنای بیشتری نسبت به ریزترک‌های شکل ۱۰ با ریزساختار شامل ۸۸ درصد حجمی مارتنزیت دارند. با توجه به شکل‌های ۷ و ۱۰ مشاهده می‌گردد دانه‌های فریت مانعی در برابر اشاعه ترک خستگی می‌باشند به طوری که دانه‌های فریت یا باعث متوقف شدن ریز ترک یا ترک شده‌اند یا مسیر اشاعه ترک را تغییر داده‌اند. این تغییر مسیر اشاعه ترک مستلزم صرف انرژی بیشتری بوده و سبب کاهش آهنگ اشاعه ترک می‌گردد و در نتیجه طول عمر خستگی افزایش می‌یابد. این نکته را نیز باید در نظر گرفت که بیشتر بودن فاز فریت از طرفی خود باعث در دسترس بودن مکان‌های بیشتر برای شروع ترک خستگی می‌شود، این مکان‌های شروع ترک خستگی در واقع همان مرزهای بین فازی می‌باشد. مرزهای بین فازی مکان‌هایی هستند که بیشترین تنش‌های استحاله‌ای و تنش‌های پسماند را دارند و لذا مناطق مستعدی برای شکل‌گیری میکرو ترک‌ها می‌باشند. [۸] این دو عامل در نهایت کنترل‌کننده عمر



شکل ۹: شکل‌گیری ترک خستگی از یک اکسیدروی سطح ریزساختار دوفازی با ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت

از بین نمی‌روند. شکل ۹ تصویر سطح شکست خستگی را نشان می‌دهد که مربوط به نمونه فریتی-مارتنزیتی با ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت می‌باشد و نشان می‌دهد که ترک خستگی از یکی از همین اکسیدهای سطحی شروع شده است. در این شکل اکسید و نقطه شروع ترک به خوبی قابل مشاهده است.

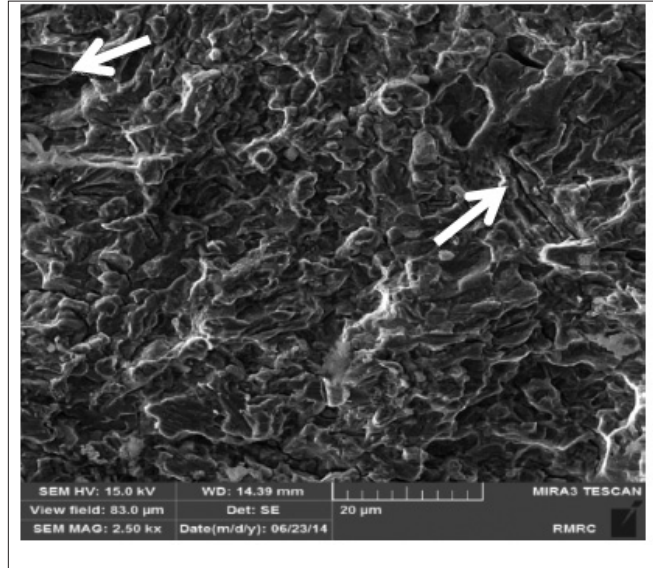
شکل ۱۰ قسمتی از سطح شکست خستگی نمونه فریتی-مارتنزیتی با ۸۸ درصد حجمی مارتنزیت را نشان می‌دهد. با توجه به این شکل دیده می‌شود که ریزترک‌ها در سطح شکست نهایی خستگی (بر عکس دو ساختار دوفازی دیگر با ۵۲ و ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت) بسیار کم می‌باشند. علت کم بودن این ریزترک‌ها می‌تواند مرزهای فازی کمتر به دلیل بالا بودن میزان مارتنزیت (۸۸ درصد) باشد. این ریزترک‌ها از مکان‌های تمرکز تنش داخل ساختار مانند مرزهای دوفازی که دانسیته بالایی از نابجایی‌ها دارند و همین‌طور مرزهای دوقلویی و نیز رسوبات داخل زمینه



شکل ۱۱: سطح شکست نهایی نمونه فریتی-مارتنزیتی با ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت (حضور دیمپلها و همچنین شواهدی از شکست ترد در سطح شکست نهایی)

بر سر راه اشاعه ترک مربوط دانست. دانه‌های فریت آهنگ اشاعه ترک را محدود کرده و به این صورت شکست نهایی با توجه به میزان فریت شکست نرم خواهد بود. شکل ۱۲ سطح شکست نهایی فولاد با ریزساختار شامل ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت را نشان می‌دهد که در تنش ۶۲۸ Mpa و تعداد $2,9 \times 10^3$ سیکل دچار شکست شده است. در سطح شکست دیمپل‌های زیادی وجود دارد که نشان دهنده شکست نرم می‌باشد. می‌توان گفت حضور مقادیر زیاد فریت در ساختار و تنش اعمالی متوسط، سرعت اشاعه پایین ترک را در پی داشته است که نتیجه آن شکست نرم نهایی می‌باشد. ترک‌هایی که در قسمت نرم سطح شکست قرار دارند به صورت پر پیچ و خم دیده می‌شوند (همان‌طور که در شکل با علامت پیکان مشخص شده است) و می‌تواند به علت تمرکز بیشتر فریت در این قسمت از سطح شکست باشد. علاوه بر این پراکندگی ذرات سخت مارتنزیت نیز عاملی برای این نوع گسترش ترک می‌باشد. قسمت‌هایی از سطح شکست نیز نشان دهنده شکست ترد می‌باشد.

در مرحله رشد ترک ارتباط مسیر ترک با ریزساختار پیچیده است. ترک ترجیحاً از مسیر دانه‌های فریت، گاهی از نوارهای لغزشی پایدار و بعضاً در طول مرز دانه‌ها و گاهی نیز موازی فصل مشترک فریت و فاز سخت مارتنزیت یا بینایت حرکت می‌کند [۵]. این موضوع باعث شاخه‌ای و منشعب شدن ترک می‌شود و از سرعت و نیرو محرکه رشد ترک می‌کاهد (شکل ۱۳ این موضوع را نشان می‌دهد). این شکل تصویری از مقطع شکست نمونه با ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت تمپر شده را نشان می‌دهد که ترک‌های ثانویه از ترک اصلی منشعب شده است. انشعاب ترک ثانویه از ترک

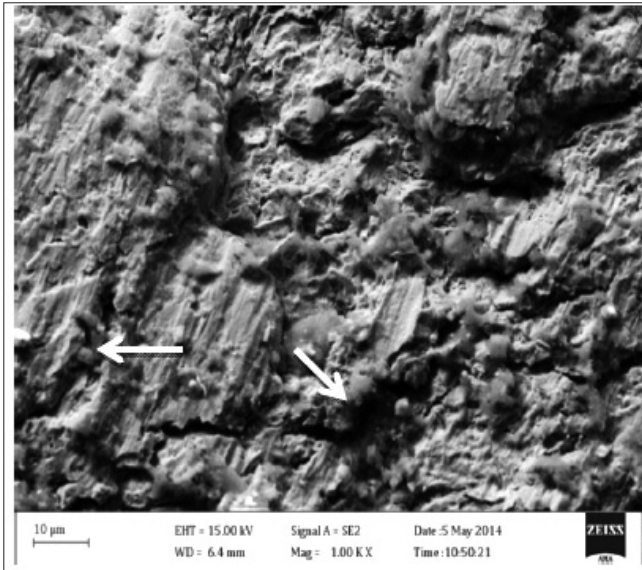


شکل ۱۰: سطح شکست خستگی نمونه با ۸۸ درصد مارتنزیت ریزترک‌های شکل گرفته اندکی پس از اشاعه به وسیله دانه‌های فریت متوقف شده‌اند.

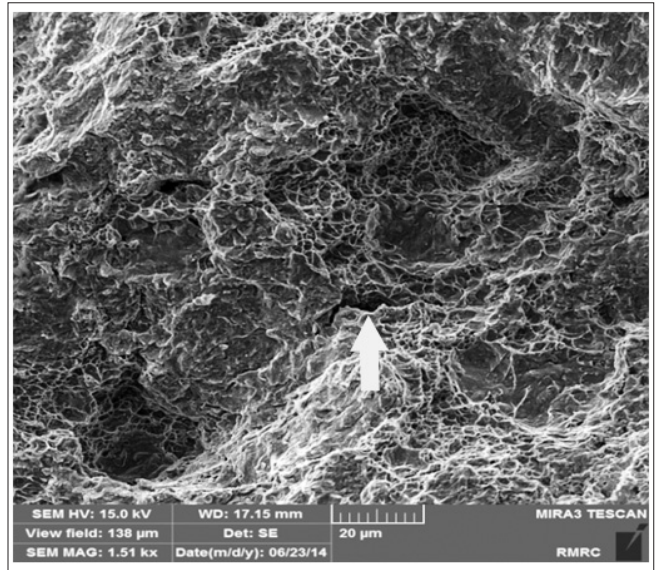
خستگی فولاد می‌باشند که البته در کنار آن باید کیفیت سطح را نیز در نظر گرفت.

بررسی سطوح شکست خستگی همچنین نشان داد که در منطقه شکست خستگی، شکست از نوع ترد و تورقی و در منطقه شکست نهایی، شکست مخلوطی از شکست ترد و نرم می‌باشد. در تمامی موارد حضور نواحی ترد در شکست نهایی به درصد حجمی فاز سخت مارتنزیت و تنش اعمال شده در آزمون خستگی بستگی دارد، به طوری که با افزایش تنش اعمال شده در آزمون و افزایش درصد حجمی مارتنزیت نواحی شکست ترد در نمونه افزایش یافته است. افزایش تنش اعمالی باعث افزایش آهنگ رشد ترک خستگی شده و افزایش درصد حجمی مارتنزیت نیز تغییر شکل فریت را محدود می‌کند و به این صورت شکست ترد را به فریت تحمیل می‌کند. سطح شکست نهایی در نمونه فریتی-مارتنزیتی با ۶۸ درصد حجمی مارتنزیت در شکل ۱۱ نشان داده شده است. در مقطع شکست دیمپل‌ها که از ویژگی‌های شکست نرم است مشاهده می‌شوند. همچنین در سطح شکست نواحی مربوط به شکست ترد نیز مشاهده می‌شود که وجود آن به دلیل بالا بودن درصد حجمی مارتنزیت است. شکست در منطقه نهایی مخلوطی از شکست نرم و ترد است و میزان شکست ترد با افزایش میزان مارتنزیت افزایش یافته است. عامل دیگری که بر این موضوع دخالت دارد میزان تنش اعمالی می‌باشد. هر چه تنش اعمالی بیشتر باشد سرعت انتشار ترک نیز بیشتر خواهد بود و به دنبال آن منطقه شکست نهایی ترد تر خواهد بود.

شکست نرم در منطقه نهایی را می‌توان به حضور دانه‌های فریت



شکل ۱۳: منشعب شدن ترکهای فرعی از ترک اصلی



شکل ۱۲: سطح شکست نهایی فولاد باریز ساختار شامل ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت که در تنش ۶۲۸ Mpa و تعداد $2,9 \times 10^3$ سیکل دچار شکست شده است، حضور دیمپلها نشان دهنده شکست نرم نهایی میباشد.

اصلی باعث کاهش آهنگ گسترش ترک اصلی می شود.

نمونه‌های با ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت.

نتیجه گیری

۶- در مورد ساختارهای فریتی-مارتنزیتی، دانه‌های فریت به عنوان مانعی در برابر اشاعه ترک عمل کرده و باعث متوقف شدن اشاعه ترک شده اند و یا اینکه مسیر اشاعه ترک را تغییر داده اند. ترک از مرز دانه‌های فریت و مارتنزیت اشاعه پیدا کرده است.

- ۱- سختی، استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی این فولاد با افزایش درصد حجمی مارتنزیت افزایش پیدا می کند.
- ۲- استحکام خستگی این فولاد با افزایش میزان مارتنزیت افزایش یافته است که دلیل آن سرعت رشد (FCG) کمتر ترک خستگی درون ریزساختار با مقدار مارتنزیت بیشتر باشد.
- ۳- تمپر کردن فولاد دوفازی با مقدار ۶۸ درصد مارتنزیت عمر خستگی فولاد تمپر شده را نسبت به فولاد تمپر نشده کاهش داده، اما با این وجود عمر خستگی کمتر از نمونه با ریزساختار شامل ۵۲ درصد مارتنزیت نشده است. دلیل این موضوع می تواند تردی بیشتر مارتنزیت در ساختار با ۵۲ درصد حجمی مارتنزیت و به دنبال آن نرخ رشد ترک خستگی بالاتر در این ساختار باشد.
- ۴- مطالعات شکست نگاری نشان داد که جوانه زنی ترک خستگی اغلب از ناخالصی‌ها و اکسیدهای سطحی می باشد و سطوح شکست خستگی از دو منطقه شکست خستگی و شکست نهایی تشکیل شده است که در منطقه شکست خستگی، شکست از نوع ترد و تورقی و در منطقه شکست نهایی، شکست مخلوطی از شکست ترد و نرم می باشد.

۵- در سطح شکست نمونه‌های خستگی علائم چرخنده ای قابل مشاهده است که نشان دهنده شکل گیری ترک خستگی و گسترش آن از مناطق مختلف سطح نمونه می باشد. این علائم در نمونه‌های با میزان مارتنزیت کمتر، بیشتر مشاهده می شود به خصوص در

منابع و مراجع

- [1]. G. R. Speech, "Dual-phase steels", Metals Handbook, Vol. 1, 10th Ed., ASM, USA, 1990, pp. 389-423.
- [2]. M. Tayanç, A. Aytaç, "The effect of carbon content on fatigue strength of dual-phase steels", Materials & Design Volume 28, Issue 6, 2007, Pages 1827-1835.
- [3]. M.A. Maleque, Y.M. Poon, H.H. Masjuki "The effect of intercritical heat treatment on the mechanical properties of AISI 3115 steel" Journal of Materials Processing Technology 153-154 (2004) 482-487.
- [4]. P.C. Chakraborti, M.K. Mitra, "Room temperature low cycle fatigue behaviour of two high strength lamellar duplex ferrite-martensite (DFM) steels, International Journal of Fatigue 27 (2005) 511-518.
- [5]. «Fractography», Metals Handbook, Vol. 12, 9th Ed., ASM, 1987.
- [6]. R.M. Nadraqui, "National Symposium on Critical and Strategic Materials", American Chemical Society, 1987, pp. 108-110.
- [7]. H.K.D.H. Bhadeshia, "Bainite in steels: transformations, microstructure and properties", 2nd ed-London, IOM Communications, 2001.
- [8]. Mingfei Guan, Hao Yu, "Fatigue crack growth behaviors in hot-rolled low carbon steels: A comparison between ferrite-pearlite and ferrite-bainite microstructures", Materials Science & Engineering A 559 (2013) 875-881.
- [9]. A. B. Cota, R. Barbosa and D. B. Santos, «Simulation of the controlled rolling and accelerated cooling of bainitic steel using torsion testing», Journal of Materials Processing Technology, Vol. 100, 2000, pp. 156-162.
- [10]. M. Sarwar, E. Ahmad, K. A. Qureshi and T. Manzoor, «Influence of epitaxial ferrite on tensile properties of dual-phase steel», Materials and Design, 2005, pp. 335-340.
- [11]. D.J. Wulpi, «Understanding how components fail», 3rd Ed., ASM, 5891.