

## تأثیر ریزساختار بر خواص مکانیکی فولاد AISI۴۳۴۰

بنفشه باباخانی (کارشناس ارشد)

علی اکبر اکرامی (استاد)

دانشکده‌ی مهندسی و علم‌مواد، دانشگاه صنعتی شریف

در این تحقیق به منظور بررسی تأثیر ریزساختار بر خواص مکانیکی از فولاد AISI ۴۳۴۰ استفاده شد. بدین منظور با انجام چرخه‌های حرارتی مختلف بر روی فولاد مورد استفاده ساختارهای مارتنزیت باز پخت شده، بینیت پایینی و فریت - بینیت ایجاد شد. سپس آزمون کشش، مقاومت در برابر ضربه و آزمون خستگی در دمای اتاق بر روی نمونه‌های تهیه شده مطابق استاندارد انجام شد. نتایج آزمون خستگی نشان داد که حد خستگی ساختار فریت - بینیت از مارتنزیت باز پخت شده و بینیت پایینی بیشتر است. بررسی سطوح شکست خستگی با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) نشان داد که در ساختار فریتی - بینیتی ترک‌های ریز ثانویه از ترک اصلی منشعب شده و وجود فاز نرم فریت باعث کند شدن آهنگ رشد ترک خستگی شده است. همچنین بررسی سطوح شکست نشان داد که جوانه‌زنی ترک خستگی اغلب از سطح شروع شده است و در بعضی موارد آخال‌های سولفیدی موجب جوانه‌زنی ترک خستگی شده‌اند. تأثیر ریزساختار بر انرژی ضربه و چقرمگی شکست این فولاد نیز بررسی شد. با استفاده از روابط تجربی موجود بین انرژی شکست در ضربه و چقرمگی شکست ( $K_{Ic}$ )، مقادیر چقرمگی شکست برای ساختارهای مورد بررسی محاسبه شد. نتایج نشان داد که ساختار فریت - بینیت به دلیل حضور فاز نرم فریت و منشعب شدن ترک‌های ریز ثانویه از ترک اولیه، نسبت به ساختارهای دیگر چقرمگی شکست بالاتری دارد.

### مقدمه

عملیات حرارتی مناسب قادر به ایجاد ریزساختارهایی است که علاوه بر برخورداری از استحکام بالا، انعطاف‌پذیری مناسبی نیز داشته باشند. از جمله‌ی این ساختارها می‌توان ساختارهای مارتنزیت باز پخت شده و بینیت در فولاد AISI۴۳۴۰ را نام برد.<sup>[۱]</sup> این فولادها ترکیبی از سختی‌پذیری بالا، شکل‌پذیری، چقرمگی و استحکام دارند و از آنها در مواردی استفاده می‌شود که استحکام و چقرمگی بالا، به خصوص در مقاطع ضخیم، مورد نیاز باشد.<sup>[۲]</sup> با انجام عملیات حرارتی مناسب می‌توان به ترکیبی بهینه از خواص مکانیکی و ریزساختار دست یافت.<sup>[۳]</sup> فولاد AISI۴۳۴۰ بسته به نوع کاربرد باید دارای خواص مکانیکی مطلوبی باشد. استحکام کششی این فولاد با ساختار مارتنزیت باز پخت شده حدود  $1930 - 1790$  MPa و حد خستگی آن حدود  $560$  MPa است<sup>[۳]</sup>، اما بسته به دمای باز پخت استحکام کششی تا حد  $1200$  MPa نیز گزارش شده است.<sup>[۴]</sup>

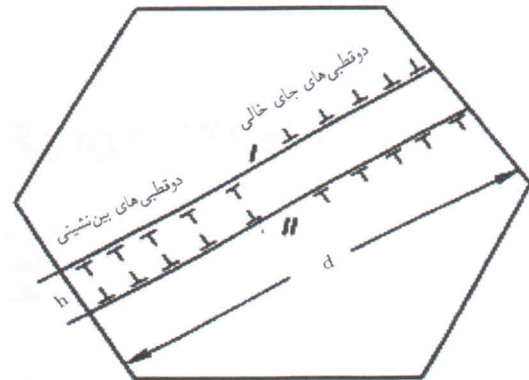
شکست‌های خستگی که از خطرناک‌ترین و جدی‌ترین انواع شکست‌های ایجاد شده در قطعات تحت بارگذاری چرخه‌ی هستند<sup>[۵]</sup> نیز تحت تأثیر ریزساختارند. در فلزات و آلیاژهای مختلف ریزساختار نقش بسیار مهمی در مقاومت به رشد ترک خستگی دارد. نتایج آزمون‌های خستگی نشان می‌دهند که بیشترین اثر ریزساختار بر سرعت رشد ترک خستگی در نزدیکی ناحیه‌ی آستانه‌ی است و  $k_{max}$  آستانه کاملاً

تحت تأثیر ریزساختار حاصله است.<sup>[۶]</sup> مشاهدات شکست‌نگاری شدیداً نقش تأثیرات ریزساختار را در تعیین سازوکارهای شکست مشخص می‌کند. در آلیاژهای مختلف مشاهده شده است که در مقادیر کم و زیاد گستره‌ی شدت تنش،  $(\Delta k = k_{max} - k_{min})$ ، ظاهر سطح شکست متفاوت است. در هر مورد تغییر مکانیسم شکست با ایجاد منطقه‌ی مومسان معکوس همراه است که اندازه‌ی آن مساوی اندازه‌ی دانه‌ی فاز کنترل کننده در ریزساختار آلیاژ است.<sup>[۷]</sup>

بر اساس تحقیقات انجام شده تشکیل ترک خستگی با انباشته شدن نابجایی‌های تولید شده روی باندهای لغزشی در حین بارگذاری تناوبی صورت می‌گیرد. اساس فرایند ایجاد ترک خستگی توسط مکانیسم دوقطبی شدن نابجایی‌ها که در دانه‌های سطحی اتفاق می‌افتد در شکل ۱ نشان داده شده است. به هنگام بارگذاری خستگی، لغزش برگشت‌ناپذیر<sup>۱</sup> در دانه‌های سطحی جهت‌دار و مستعد رخ می‌دهد و موجب حرکت نابجایی‌ها در صفحه لغزش می‌شود. به این ترتیب نابجایی‌ها در مرز دانه‌ها تجمع می‌کنند. اما به هنگام بارگذاری معکوس، نابجایی‌های با علامت مخالف روی صفحه‌ی مجاور فعال می‌شوند. این امر باعث ایجاد لغزش برگشت‌ناپذیر و تشکیل جاهای خالی و نابجایی‌های دوقطبی میان‌نشین در دو انتها می‌شود. البته نابجایی‌ها بیشتر در مناطقی تجمع می‌کنند که به طور ممتد دچار اعوجاج شده‌اند.<sup>[۸]</sup> مقدار بحرانی ضریب شدت تنش در لحظه‌ی شکست ( $K_{Ic}$ )،

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد مورد تحقیق.

درصد وزنی عناصر، در فولاد استفاده شده	
۰٫۴۲	%C
۰٫۳۵	%Si
۰٫۶۷	%Mn
۰٫۰۳	%P
۰٫۰۴	%S
۰٫۹	%Cr
۰٫۲	%Mo



شکل ۱. نمایش انباشته شدن نابجایی های دوقطبی تولید شده توسط لغزش برگشت ناپذیر در بارگذاری خستگی. [۶]

نمک  $250^{\circ}\text{C}$  انجام شد. به منظور ایجاد ساختار بینیت پائینی، نمونه‌ها پس از عملیات آستنیت‌سازی در دمای  $850^{\circ}\text{C}$  و به مدت  $3^{\circ}$  دقیقه، به سرعت در حمام نمک تا  $350^{\circ}\text{C}$  سرد و به مدت  $3^{\circ}$  دقیقه در حمام نمک مذکور نگاه‌داری شدند. ساختار فریتی - بینیتی (با حدود  $10\%$  فریت) نیز با انتقال و نگاه‌داری نمونه‌های آستنیتی (در دمای  $850^{\circ}\text{C}$  و به مدت  $3^{\circ}$  دقیقه) به حمام نمک  $375^{\circ}\text{C}$  و به مدت  $2.5$  ساعت به دست آمد. پس از به دست آمدن ساختارهای مورد نظر، نمونه‌های کششی مطابق استاندارد ASTM A 370 B ساخته شدند. سپس آزمون کشش با دستگاه کشش اینسترون مدل ۱۱۱۵ در دمای اتاق و با سرعت  $2\text{mm}/\text{min}$  انجام شد.

نمونه‌های خستگی نیز مطابق با استاندارد ASTM-E۴۶۶ تهیه شدند. آزمون خستگی از نوع خمشی - چرخشی و با دستگاه نیومن در دمای اتاق و با بسامد  $285^{\circ}$  دور در دقیقه انجام شد. تنش در  $10^7$  چرخه به عنوان حد خستگی در نظر گرفته شد. سطوح شکست خستگی با میکروسکوپ الکترونی SEM از نوع جتول مدل  $840^{\circ}$  بررسی شد.

نمونه‌های ضربه شاری نیز مطابق استاندارد و با ابعاد  $55\text{mm} \times 10 \times 10$  و با فاق V شکل به عمق  $2\text{mm}$  و شعاع راس  $25\text{mm}$  و زاویه  $45^{\circ}$  درجه ساخته شدند. آزمون ضربه به روش شاری در دمای اتاق انجام و انرژی شکست ساختارهای مورد مطالعه به دست آمد. با توجه به مقادیر انرژی ضربه و روابط موجود چقرمگی شکست آنها محاسبه شد.

## نتایج و بحث

پس از انجام عملیات حرارتی، سختی ساختار مارتزیت بازیخت شده به  $608$  ویکرز و ساختارهای بینیت پائینی و فریت - بینیت (با  $11\%$  حجمی فریت) به ترتیب به  $520^{\circ}$  و  $490^{\circ}$  ویکرز رسیدند. بدین ترتیب در ساختار فریت - بینیت به دلیل کم‌تر بودن چگالی حجمی فاز سخت بینیت، سختی کم‌تری به دست آمده است.

خواص کششی ساختارهای مختلف در جدول ۲ آمده است. با

به عنوان چقرمگی شکست در نظر گرفته می‌شود و پارامترهای زیادی بر آن تأثیر می‌گذارند. [۹] شکل‌پذیری بیشترین تأثیر را بر چقرمگی شکست دارد. با افزایش شکل‌پذیری چقرمگی شکست نیز افزایش می‌یابد. [۱۰] ریخت‌شناسی سطح شکست (شرایط ترد و نرم) و نیز مسیر اشاعه‌ی ترک بر مقدار چقرمگی اثر می‌گذارند. مقدار چقرمگی شکست به مکانیسم شکست نیز وابسته است. در بین سه مکانیسم شکست که برای فلزات وجود دارد، مکانیسم شکست از طریق بهم پیوستن حفره‌ها بیشترین میزان چقرمگی را دارد که در آن رشد ترک همراه با جذب انرژی ناشی از رشد حفره‌هاست. [۹]

با توجه به کاربرد فولاد AISI۴۳۴۰ در ساخت پین‌ها، محورها و قطعات اتومبیل، در تحقیق حاضر تأثیر ریزساختار را بر خواص خستگی و چقرمگی این فولاد بررسی می‌کنیم. بدین منظور ساختارهای مارتزیت بازیخت شده، بینیت پائین و ساختار بینیت - فریت در نظر گرفته شدند.

## روش تحقیق

فولاد مورد استفاده در این تحقیق از نوع  $4340^{\circ}$  و به صورت میله‌هایی با قطر اولیه  $10\text{mm}$  بود. ترکیب شیمیایی این فولاد به روش کوانتومتری تعیین و در جدول ۱ آمده است.

بررسی متالوگرافی این فولاد با میکروسکوپ نوری نشان داد که ریزساختار اولیه‌ی فولاد فریتی - پرلیتی است، و برای به دست آوردن ریزساختارهای مارتزیت بازیخت شده، بینیت پائینی و فریتی - بینیتی نمونه‌هایی از این فولاد تحت عملیات حرارتی مختلف قرار گرفتند. برای ایجاد ساختار مارتزیت بازیخت شده از روش آبکاری و بازیخت استفاده شد. بدین منظور، ابتدا نمونه‌ها در دمای  $850^{\circ}\text{C}$  و به مدت  $3^{\circ}$  دقیقه تحت عملیات آستنیت‌قرار گرفته و سپس سریع در آب سرد شدند. پس از آن عملیات بازیخت به مدت  $6^{\circ}$  دقیقه در حمام

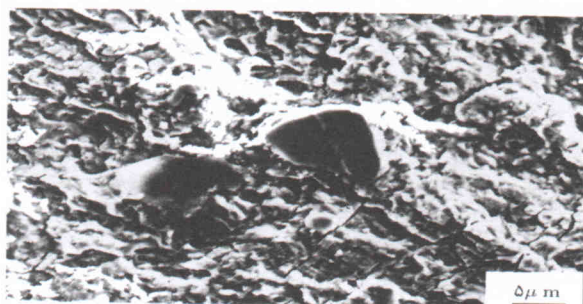


جدول ۲. مقایسه‌ی خواص مکانیکی ساختارهای مختلف فولاد موردنظر.

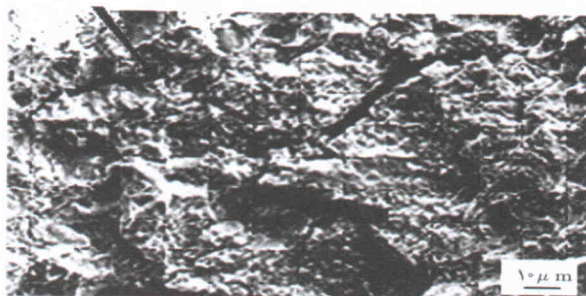
ساختار فولاد	استحکام تسلیم قراردادی (MPa)	استحکام کششی نهایی (MPa)	بیشترین ازدیاد طول یکنواخت (%)
فریت - بینیت	۶۱۰	۱۱۹۱	۱۴٫۴
بینیت	۶۹۰	۱۱۲۶	۱۲٫۶۲
مارتنزیت بازپخت شده	۶۲۹	۱۰۲۲	۹٫۳

توزیع تنش‌های پسماند و نوع آخال نیز بر حد خستگی تأثیر دارند. در تحقیق حاضر افزایش در حد خستگی ساختار فریت - بینیت را می‌توان به کم‌تر بودن تنش‌های پسماند در این ساختار، نسبت به ساختار مارتنزیتی یا بینیتی، نسبت داد. این تنش‌ها به هنگام دگرگونی (تغییر) آستنیت به مارتنزیت یا بینیت به‌وجود می‌آیند. از طرفی در ساختار فریت - بینیت، تغییر سرعت اشاعه‌ی ترک به هنگام عبور ترک از فاز فریت نیز می‌تواند در افزایش حد خستگی مؤثر باشد. چون فریت فاز نرمی است، گسترش ترک از داخل این فاز با تغییر شکل مومسان همراه است و آهنگ گسترش ترک کاهش می‌یابد. به‌علاوه بررسی سطوح شکست خستگی نیز نشان داد که در این ریزساختار ترک‌های ثانویه از ترک اولیه منشعب شده‌اند.

شکل ۳ تصویری از سطح شکست نمونه‌یی با ساختار فریت - بینیت را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود ترک از داخل فاز فریت عبور می‌کند و به دلایل گفته شده در بالا، آهنگ گسترش ترک کاهش می‌یابد. شکل ۴ نیز تصویری دیگر از مقطع شکست خستگی ساختار فریت - بینیت را نشان می‌دهد که در آن ترک‌های ثانویه از ترک اصلی منشعب شده و باعث کاهش آهنگ گسترش ترک اصلی شده است. بنابراین، دو عامل ذکر شده می‌توانند در افزایش حد خستگی ساختار فریتی - بینیتی مؤثر باشند. همچنین بررسی سطوح شکست خستگی نشان داد که در منطقه‌ی شکست خستگی، شکست از نوع ترد و تورقی، و در منطقه‌ی شکست نهایی از نوع شکست نرم می‌باشد.



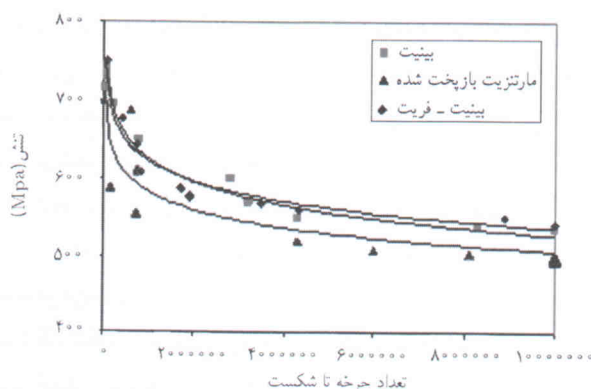
شکل ۳. تصویر SEM از سطح شکست فولاد فریتی - بینیتی که نشان دهنده‌ی توقف ترک در اثر برخورد به دانه‌ی فریت است.



شکل ۴. تصویر SEM از ریزترک‌های ثانویه در ساختار فریت - بینیت.

توجه به این جدول مشاهده می‌شود که ساختار فریت - بینیت بیشترین استحکام کششی و کم‌ترین استحکام تسلیم را دارد. افزایش استحکام کششی را می‌توان به افزایش آهنگ کارسختی در اثر تغییر شکل فریت نسبت داد. گزارش شده است که تغییر شکل یک فاز کاملاً نرم، مثل فریت، که حاوی توزیعی از ذرات سخت مانند بینیت با قابلیت تغییر شکل اندک باشد، یک نوع شیب کرنشی مومسان درون فاز نرم‌تر ایجاد کرده که این شیب کرنشی می‌تواند از تحرک نابجایی‌ها ممانعت کند و کار سختی را افزایش دهد.<sup>[۱۱]</sup> همچنین ساختار مارتنزیت بازپخت شده استحکام کششی کم‌تری نسبت به ساختارهای دیگر دارد، که دلیل آن ساختار نسبتاً ترد مارتنزیت در مقایسه با دیگر ساختارها است.

نتایج حاصل از آزمون خستگی برای ساختارهای مختلف به‌صورت منحنی‌های S-N در شکل ۲ آمده است. چنان‌که مشاهده می‌شود، حد خستگی فولادی با ساختار فریت - بینیت کمی بیشتر از حد خستگی فولادی با ساختار بینیتی است و در بین ساختارهای به دست آمده، ساختار مارتنزیتی کم‌ترین حد خستگی را دارد. گزارش شده است که در فولادهای با استحکام کم تا متوسط، جوانه‌زنی ترک از آخال‌های سطحی شروع می‌شود و با افزایش استحکام کششی تا ۱۲۰۰ MPa حد خستگی نیز افزایش می‌یابد، اما در فولادهای پر استحکام (استحکام کششی بالاتر از ۱۲۰۰ MPa) جوانه‌زنی ترک از آخال‌های داخلی شروع می‌شود و با افزایش استحکام کششی حد خستگی ثابت و یا کاهش می‌یابد.<sup>[۱۲]</sup> در هر دو مورد عوامل دیگر از قبیل ریزساختار، سختی،

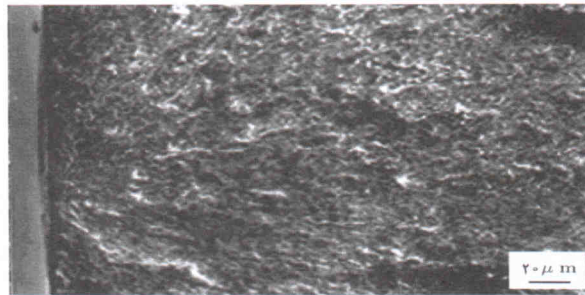


شکل ۲. مقایسه منحنی‌های S-N ساختارهای مختلف.

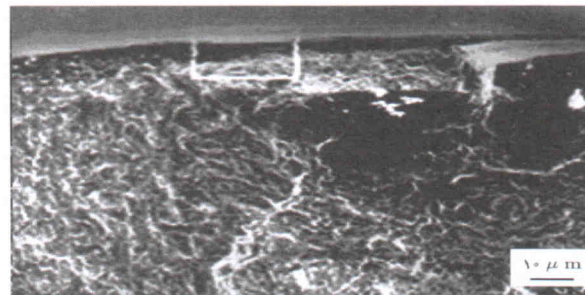




شکل ۷. تصویر SEM نشان دهنده‌ی تشکیل خطوط امواج خستگی در ساختار فریت - بینیت.



شکل ۸. تصویر SEM که نشان دهنده‌ی جوانه‌زنی ترک خستگی از سطح شکست ساختار بینیتی است.



شکل ۹. تصویر SEM جوانه‌زنی ترک خستگی از آخال نزدیک سطح.

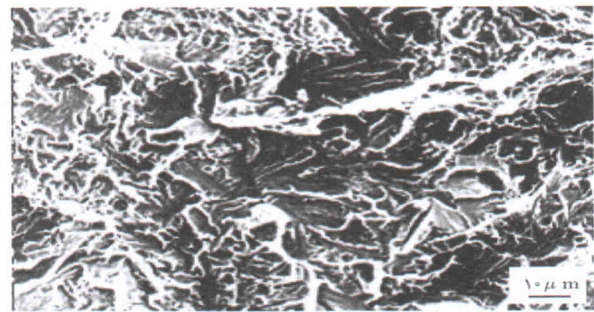
است. خطوط رودخانه‌یی که از یک نقطه منشعب شده‌اند، در این تصویر به خوبی دیده می‌شوند. این نقطه محل جوانه‌زنی ترک است. شکل ۹ نیز تصویری دیگر از سطح شکست را نشان می‌دهد که در آن جوانه‌زنی ترک از یک آخال سطحی آغاز شده است. این آخال از نوع سولفید منگنز بوده و به دلیل سخت بودن این نوع آخال جوانه‌زنی ترک با تغییر شکل مومسان اندکی همراه بوده است.

نتایج آزمون ضربه برای ساختارهای مختلف در جدول ۳ آمده است. مقایسه‌ی انرژی ضربه ساختارهای مختلف نشان می‌دهد که ساختار فریت - بینیت بیشترین انرژی ضربه را دارد. در ساختارهای مخلوط، شکست تورقی می‌تواند از هریک از فازها آغاز شود. وقتی تنش کششی موضعی برای اشاعه‌ی ریزترک‌ها کافی باشد، شکست در یک فاصله‌ی بحرانی از نوک ترک اولیه رخ می‌دهد. پس شکست در فاز

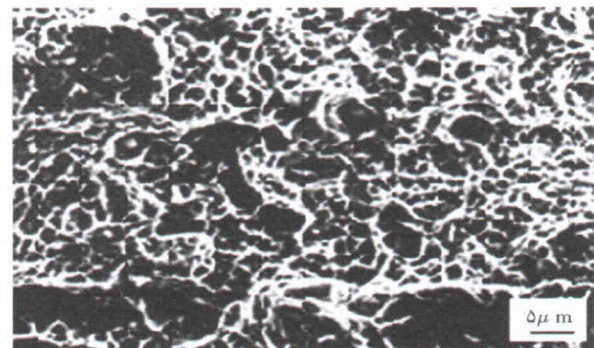
شکل ۵ تصویری از منطقه‌ی شکست خستگی در ساختار بینیتی را نشان می‌دهد که از نوع شکست تورقی است. در سایر ساختارها نیز شکست تورقی مشاهده شد. شکست نرم نهایی در شکل ۶ نشان داده شده است؛ این تصویر مربوط به ساختار مارتنزیتی است. در مقطع شکست دیمپل‌ها و آخال‌های درون آنها مشاهده می‌شود که از ویژگی‌های شکست نرم است.

علاوه بر شکست ترد و نرم در مقطع شکست خستگی، خطوط خستگی نیز مشاهده شد. این خطوط از ویژگی‌های شکست خستگی اند. شکل ۷ تصویری از مقطع شکست خستگی ساختار فریتی - بینیتی را نشان می‌دهد. این خطوط معمولاً به‌هنگام رشد ترک خستگی به وجود می‌آیند.

شکست‌نگاری سطوح شکست ساختارهای مختلف نشان داد که ترک‌های خستگی اغلب از سطح نمونه‌ها جوانه زده‌اند. علت جوانه‌زنی ترک از سطح را می‌توان به وجود ریزشیارهای سطحی، برآمدگی‌ها و فرورفتگی‌های ناشی از تغییر شکل مومسان به‌هنگام خستگی و آخال‌های سطحی نسبت داد. زیرا این نواقص باعث تمرکز تنش در سطح می‌شوند.<sup>[۱۳]</sup> در این تحقیق چون خستگی از نوع چرخشی - خمشی بوده است، تنش بیشینه در سطح نمونه‌هاست و می‌تواند به جوانه‌زنی ترک از سطح کمک کند. شکل ۸ تصویری از مقطع شکست خستگی نمونه‌ی بینیتی را نشان می‌دهد که ترک از سطح جوانه زده



شکل ۵. تصویر SEM از سطح شکست ترد نمونه‌ی بینیتی که نشان دهنده‌ی شکست تورقی در ساختار فریت - بینیت است.



شکل ۶. تصویر SEM از شکست نرم در ساختار مارتنزیت باز پخت شده.

بسیار کم و در حد چند درصد بوده است، شکست به صورت کاملاً ترد فرض شده است. با توجه به محدوده مقادیر انرژی ضربه‌ی به دست آمده و همچنین مقادیر استحکام تسلیم ساختارهای مختلف، می‌توان از بین روابط موجود، رابطه‌ی ۱ را برای محاسبه‌ی چقرمگی شکست در کرنش صفحه‌ی به‌کار برد:

$$\frac{k_{1C}^2}{E} = 0,22(CVN)^{1/5} \quad (1)$$

که در آن  $k_{1C}$  چقرمگی شکست در حالت کرنش صفحه‌ی،  $E$  مدول یانگ،  $CVN$  انرژی شکست نمونه‌ی شارپی با فاق  $V$  شکل است. مقادیر چقرمگی شکست محاسبه شده از رابطه‌ی ۱ در جدول ۳ به دست آمده است.

همان‌گونه که مشاهده می‌شود، چقرمگی شکست ساختار فریت - بینیت کمی بیشتر از چقرمگی شکست سایر ساختارها است که دلیل آن حضور فاز نرم فریت است.

### نتیجه‌گیری

با انجام عملیات حرارتی مناسب بر روی فولاد مورد آزمایش، ساختارهای مارتنزیت بازپخت شده، بینیت پایینی و فریت - بینیت به دست آمد. نتایج آزمون‌های مختلف مکانیکی بر روی ساختارهای مذکور نشان داد:

۱. ساختار فریت - بینیت بیشترین استحکام کششی را در میان ساختارهای حاصله دارد. افزایش در استحکام کششی به افزایش آهنگ کارسختی، بر اثر تغییر شکل فریت و کاهش آهنگ گسترش ترک به هنگام عبور ترک از فاز فریت نسبت داده شد.

۲. در یک چرخه‌ی معین خستگی، استحکام خستگی ساختار فریت - بینیت بیشتر از ساختارهای مارتنزیت بازپخت شده و بینیت است. افزایش استحکام خستگی به منشعب شدن ترک در این ساختار و کاهش آهنگ گسترش به هنگام برخورد با فاز فریت نسبت داده شد.

۳. بررسی سطوح شکست نشان داد که جوانه‌زنی ترک از سطح نمونه و عمدتاً از آخال‌های سطحی شروع شده است.

۴. در سطح شکست خستگی، دو منطقه مشاهده شد. در منطقه‌ی شکست خستگی، شکست از نوع تورقی و در منطقه‌ی شکست نهایی شکست از نوع نرم بود.

۵. چقرمگی شکست ساختار فریت - بینیت بیشتر از ساختار مارتنزیت بازپخت شده و بینیت است و چقرمگی شکست ساختار مارتنزیت بازپخت شده از ساختار بینیتی بیشتر است.

بینیت زمانی آغاز می‌شود که این فاز در این فاصله‌ی بحرانی قرار گیرد. اما حضور دانه‌های فریت به‌عنوان یک فاز نرم از رشد سریع ترک جلوگیری کرده و اشاعه‌ی آن را تا حدی به تعویق می‌اندازد. در نتیجه انرژی ضربه و چقرمگی شکست افزایش می‌یابد. نتایج نشان می‌دهد، ریزساختار بینیتی کم‌ترین مقدار انرژی ضربه را داشته است. در تحقیقات انجام شده قبلی، مشخص گردیده است که ساختارهای مارتنزیت بازپخت شده، چقرمگی شکست بیشتری نسبت به ساختارهای بینیتی دارند. [۱۱] همچنین مشاهده شده که چقرمگی شکست مارتنزیت در ۹۵٪ موارد تحت تأثیر دمای آستنیت‌کردن نبوده است. این مسئله ممکن است بدین علت باشد که پارامترهای ریزساختاری مانند اندازه‌ی دانه‌های آستنیت اولیه و اندازه‌ی بسته‌ها که شدیداً تحت تأثیر دمای آستنیت‌کردن هستند، عوامل کنترل‌کننده‌ی چقرمگی شکست نیستند. از طرفی مشاهده شده است که اندازه‌ی کاربیدها به دمای آستنیت‌دهی حساس است. پس این یک عامل کنترل‌کننده است. یعنی ضخامت کاربیدها رفتار چقرمگی را کنترل می‌کنند. [۱۴]

نتایج به دست آمده در این تحقیق نیز نشان می‌دهد که ساختار مارتنزیت بازپخت شده، چقرمگی شکست بالاتری نسبت به ساختار بینیتی دارد.

به‌طور کلی اندازه و چگونگی توزیع کاربیدها در ساختار مارتنزیت و بینیت، کنترل‌کننده چقرمگی شکست است. در ساختارهای مارتنزیتی و بینیتی، میزان تنش تورقی در اکثر موارد به اندازه‌ی بسته‌های بینیتی و مارتنزیتی نسبت داده می‌شود. از طرفی جهت‌گیری کریستالوگرافی تیغه‌ها به‌صورت مرزهایی با زاویه‌ی کوچک است. بنابراین میزان انحراف ترک در بین بسته‌های مارتنزیتی و بینیتی برای اشاعه‌ی ترک کم است. در بینیت‌های کم‌کربن، جوانه‌های ترک اولیه، توسط سازوکار نابجایی‌ها که مرحله‌ی جوانه‌زنی آسان را فراهم می‌کند، تشکیل می‌شوند. [۱۴]

می‌توان بین داده‌های آزمون شارپی و مقادیر چقرمگی شکست نمونه‌ها ارتباط برقرار کرد. برای این منظور از روابط به دست آمده در تحقیقات قبلی استفاده شده است. البته این روابط با ماده، گستره‌ی دمای آزمون، انحنای فاق، و آهنگ کرنش تغییر می‌کنند. [۷] در تحقیق حاضر به دلیل اینکه مقدار شکست نرم در ساختارهای به دست آمده

جدول ۳. مقایسه مقادیر انرژی ضربه و چقرمگی شکست ساختارهای مختلف فولاد مورد نظر.

ساختار فولاد	انرژی ضربه (J)	چقرمگی شکست، $k_{1C}(MPa\sqrt{m})$
فریت - بینیت	۱۲/۰۱	۴۳/۴۳
مارتنزیت بازپخت شده	۱۱/۷۶	۴۲/۷۵
بینیت	۱۰/۰۵	۳۷/۹۹



## پانوشت

1. dislocation-dipoles
2. irreversible

## منابع

1. Das, G., Sinha, A.N., Mishra, S.K. and Bat-tacharya, D.K., "Failure analysis of counter shafts of a centrifugal pump", Eng. Failure analysis 6, pp.267-276 (1999).
2. Hand book of Heat treater's Guide, pp.161-166 (1982).
3. Wei, D.y., Fang, H.S., Bai, B.Z., and Yand, Z.G. *Int. J. of fatigue*, 26, pp.437-442 (2004).
4. Nascimento, M.P., Souzo, R.C., Pigatin, W.L. and Voorwald, H.J.C, *Int. J. of fatigue*, 23, pp.607-618 (2001).
5. Dieter, G.E., "Mechanical metallurgy", Mc Grow-Hill Book Company.3rd Edition, (1989).
6. Fonte, M. da, Romeiro, F. and Freitas, M.de., "The effect of microstructure and environment on fatigue crack growth in 7049 aluminium alloy at negative stress ratios", *Int.J. of Fatigue* xx, pp.1-8 (2003).
7. Hertzberg, R.W., "Deformation and fracture mechanics of engineering materials", 4th Ed., wiley, USA, (1996).
8. KWAIS. CHAN: "A Microstructure -Based fatigue-crack-Initiation model", *Metal and Mat. Trans. A*, **34A**, pp.43-58 (2003).
9. Dowling, N.E., "Mechanical behavior of material", 2nd Ed., Prentice Hall, USA,(1999).
10. H. Suzuki and A.J.MC Evily: *Metall. Trans. A*, **10A**, pp.475-481 (1979).
11. Mondal D.K. and Dey, R.M., *Mat. Sci. and Eng.*, A149, pp.173-181 (1992).
12. Chapetti, M.D., Tagava, T. and Migata, T., *Mat. Sci. And Eng. A*, A356, 236-244. (2003).
13. *Metals Hand book*, Ed.10, **12**, (1990).
14. ZHANG, X.Z. and KNOTT, J.F "Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructures", *Acta Mater.*, **47** (12), pp.3483-3495 (1999).