



Experimental Investigation of Very High Cycle Fatigue in DP1000 Steel

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Ghasemi Mobarakeh H.¹,
Rahnama S.^{1*},
Abedini R.²,
Masoudi Nejad R.³

How to cite this article

Ghasemi Mobarakeh H, Rahnama S, Abedini R, Masoudi Nejad R, Experimental Investigation of Very High Cycle Fatigue in DP1000 Steel. Modares Mechanical Engineering; 2025;25(01):43-54.

ABSTRACT

This study investigated damage initiation in the microstructure of DP1000 dual-phase steel under ultrasonic very high cycle fatigue (VHCF) conditions. The microstructure of this steel consists of ferrite and martensite phases, a combination of which provides outstanding mechanical properties such as high strength and fatigue resistance. In this study, a precise heat treatment method was employed to optimize the steels microstructure, resulting in a uniform distribution of 50% soft ferrite and 50% hard martensite. Additionally, the design of hourglass-shaped specimens for ultrasonic fatigue testing (20 kHz) and the implementation of a novel combined cooling system enabled stable temperature control during testing. This temperature control method allowed very high cycle fatigue testing to be conducted for the first time without the influence of thermal stresses, yielding results with greater accuracy and reliability compared to previous research. During the test, the displacement of the specimens free end was measured using a laser sensor and the S-N diagram was constructed. The results demonstrated that the optimized microstructure delayed damage initiation and reduced the crack growth rate, whereas an improper phase's distribution accelerated crack growth.

Keywords Very High Cycle Fatigue, Dual-Phase Steel, Ultrasound, Crack, Microstructure, DP 1000

CITATION LINKS

1- Work hardening of dual-phase ... 2- Advanced high-strength steels application... 3- Influence of ferrite-martensite ... 4- Influence of martensite composition and ... 5- Experimental investigation on monitoring ... 6- 1011 gigacycle fatigue properties ... 7- Betriebsfestigkeit von Aluminium-Schweißverbindungen ... 8- Betriebsfestigkeit. 9- Ultrasonic fatigue. In: Proceedings of first ... 10- Gigacycle fatigue in mechanical ... 11- Experimental and 3D micromechanical ... 12- Mechanism of secondary hardening in ... 13- Cyclic deformation behaviour of ... 14- Micromechanical finite element analysis ... 15- Microstructures, mechanical properties, and ... 16- Frequency effects in ultrasonic fatigue ... 17- Very high cycle fatigue at elevated temperatures ... 18- Comparison of high-and low-frequency fatigue ... 19- Precise nanomedicine for intelligent therapy ... 20- Crystal plasticity study on stress and strain ... 21- Effect of strain rate on dynamic deformation ... 22- Effects of inter-critical temperatures on martensite ... 23- Ultrasonic fatigue testing in the tension-compression ... 24- A critical review on very high cycle corrosion ... 25- Influence of ferrite-martensite microstructural ... 26- Local plastic strain evolution in a high strength ... 27- Phase transformations in metals ... 28- Mechanical metallurgy. 29- Microscopic deformation behaviour of martensitic-ferritic ... 30- The dependence of some tensile and fatigue ... 31- [31]SAAB, "Docol ...

¹ Department of Mechanical Engineering, University of Birjand, Birjand, Iran.

² School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology, Tehran, Iran.

³ Faculty of Human Settlements and Civil Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an-China.

*Correspondence

Address: Department of Mechanical Engineering, University of Birjand, Birjand, Iran.

srahnama@birjand.ac.ir

Article History

Received: December 9, 2024

Accepted: March 3, 2025

ePublished: April 11, 2025

بررسی تجربی خستگی سیکل بسیار بالا در

فولاد دوفازی DP1000

حسین قاسمی مبارکه^۱، سعید رهنما^{۲*}، رضوان عابدینی^۳، رضا مسعودی نژاد^۳

^۱ گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه بیرجند، بیرجند، ایران

^۲ دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت، تهران، ایران

^۳ دانشکده مهندسی عمران، دانشگاه شیان جیاوتونگ، چین

چکیده

این پژوهش به بررسی شروع آسیب در ریزساختار فولاد دوفازی DP1000 تحت شرایط خستگی با سیکل بسیار بالا (VHCF) پرداخته است. ریزساختار این فولاد شامل فازهای فریت و مارتنزیت است که ترکیب این فازها خواص مکانیکی برجسته‌ای مانند استحکام بالا و مقاومت به خستگی را فراهم می‌کند. در این مطالعه، از یک روش دقیق عملیات حرارتی استفاده شد که منجر به بهینه‌سازی ریزساختار فولاد گردید. این فرآیند، توزیعی یکنواخت از فازهای فریت نرم (۵۰٪) و مارتنزیت سخت (۵۰٪) ایجاد کرد. همچنین، طراحی نمونه‌های دمبلی شکل برای آزمون خستگی فراصوت (۲۰ کیلوهرتز) و استفاده از یک سیستم خنک‌کاری ترکیبی جدید، امکان کنترل پایدار دمای نمونه‌ها را در طول آزمایش فراهم ساخت. این روش کنترل دما، شرایطی را ایجاد کرد که آزمون خستگی با سیکل بسیار بالا برای اولین بار بدون تأثیر تنش‌های حرارتی انجام شوند و نتایج با دقت و اطمینان بالاتری نسبت به تحقیقات پیشین ثبت شوند. به طوری که شکست برا اثر خستگی در تنش‌های ۲۵۰ تا ۳۰۰ مگاپاسکال اتفاق می‌افتد که منجر به بهبود ۱۰ درصدی نسبت به سایر تحقیقات شده است. در این آزمایش، جابجایی انتهای آزاد نمونه‌ها با حسگر لیزری اندازه‌گیری و نمودار S-N ترسیم شد. نتایج نشان داد که ریزساختار بهینه‌شده، موجب تأخیر در شروع آسیب و کاهش نرخ رشد ترک گردید، در حالی که توزیع نامناسب فازها منجر به تسریع رشد ترک‌ها شد.

کلیدواژه‌ها: خستگی سیکل بسیار بالا، فولاد دوفازی، فراصوت، ترک، ریز ساختار، DP1000

تاریخ دریافت: ۱۴۰۳/۰۹/۱۹

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۱۲/۱۳

*نویسنده مسئول: srahnama@birjand.ac.ir

۱- مقدمه

فولادها به دلیل مقاومت بالا، شکل‌پذیری مناسب و نسبت مقاومت به وزن مطلوب، گزینه‌ای ایده‌آل برای صنعت خودرو هستند. افزایش تقاضا برای خودروهای ایمن‌تر و مقررات زیست‌محیطی منجر به توسعه فولادهای پیشرفته استحکام بالا (AHSS) شده است [1]. فولادهای دوفازی، با ریزساختار فریت نرم و مارتنزیت سخت، ترکیبی از مقاومت و انعطاف‌پذیری را ارائه می‌دهند که برای جذب انرژی و ایمنی در تصادفات مناسب است [2].

شکل‌پذیری بهتر این فولادها در مقایسه با انواع مقاومت بالای کم‌آلیاژ به کسر حجمی مارتنزیت و اندازه دانه فریت مرتبط است [3]. تولید این ریزساختار با عملیات حرارتی کنترل‌شده و سردسازی سریع پس از آنیل بین بحرانی انجام می‌شود. ویژگی‌هایی مانند استحکام کششی بالا، تسلیم پایین، کارسختی

مناسب و شکل‌پذیری عالی، فولادهای دوفازی را در میان AHSS برجسته کرده است [4].

پدیده خستگی در فولادهای دریایی مانند AH36 با استفاده از تکنیک‌های غیرخطی اولتراسونیک بررسی شده است. نتایج نشان داد که تغییرات ریزساختاری و رشد ریزترک‌ها با پارامترهای غیرخطی ارتباط نزدیکی دارند و این روش ابزاری مؤثر برای پایش خستگی است [5]. آزمون‌های سیکل بسیار بالا روی فولادهای با استحکام بالا نشان داد که ترک‌های غیرپیش‌رونده عامل اصلی تعیین حد خستگی در سیکل‌های طولانی‌مدت هستند [6].

مواد مهندسی تحت بارهای سیکلی ممکن است دچار خستگی و شکست شوند، و بررسی رفتار آنها در سیکل‌های بسیار بالا (VHCF) برای افزایش عمر قطعات و پیش‌بینی زمان تعویض اهمیت دارد [7]. خستگی سیکل بالا نخستین بار در سال ۱۹۸۸ مورد بررسی قرار گرفت. به طور کلی از اواخر قرن نوزدهم تعداد سیکل 10^7 حد خستگی و معیاری برای طراحی خستگی تعیین شده که تاکنون مورد استفاده قرار گرفته است. بر اساس مبنای مشخص شده، هنگامی که دامنه بار کمتر از حد خستگی باشد، قطعات فلزی دچار شکست و خرابی نمی‌شوند [8]. در اواخر دهه ۱۹۸۰ برای اولین بار محققان ژاپنی مفهوم حد خستگی متعارف را با گزارش وقوع شکست خستگی به ازای تعداد سیکل بیش از ۱۰ میلیون سیکل و در دامنه‌های پایین‌تر از حد خستگی معمول، به چالش کشیدند [9]. تحقیقات علمی در زمینه خستگی با سیکل بسیار بالا از سال ۱۹۸۸ و در کنفرانس پاریس شروع شد. تعداد سیکل بارگذاری تا 10^8 و بیشتر از آن خستگی با تعداد سیکل بسیار زیاد در نظر گرفته می‌شود [10]. مطالعات نشان داده‌اند که شکست خستگی در فولادهای دوفازی و بینیتی معمولاً به‌صورت شروع ترک زیرسطحی بدون آخال رخ می‌دهد و مکانیزم‌های آن همچنان نیازمند بررسی بیشتر است [11]. مطالعاتی بر روی فولاد دوفازی با ریزساختار فریت-مارتنزیت-بینیت، سخت‌کاری ثانویه در منطقه تحت تأثیر حرارت زیر بحرانی طی جوشکاری فیبری مشاهده شد. این پدیده ناشی از تشکیل کاربیدهای پیچیده (M_3C و Mo_2C) در فاز بینیت بود که استحکام و سختی را افزایش داد [12]. رفتار تغییرشکل فولادهای SAE1050 و SAE1060 در رژیم خستگی با سیکل بسیار بالا (VHCF) با استفاده از دستگاه آزمون رزونانس در فرکانس 200 هرتز بررسی شد. تحلیل رفتار خستگی با اندازه‌گیری دقیق فرکانس، دما و مقاومت الکتریکی تغییرات ریزساختاری ناشی از تغییرشکل را نشان داد. بررسی ریزساختار اولیه و تغییرات در طول خستگی، ساختار جابجایی‌ها مانند دیواره‌ها و سلول‌ها را در درصد‌های مختلف عمر خستگی مشخص کرد. منحنی‌های S-N نشان دادند که شکست در تعداد سیکل‌های بیش از 10^7 رخ داده است [13]. خواص خستگی سیکل بسیار بالا فولادهای کربنی

ریزساختاری و تولید گرما نقش تعیین کننده ای در رفتار خستگی دارند. بررسی فولادهای مختلف مانند S355J0, S355J2, CK15, و D38MSV5S نشان داده است که استحکام خستگی و طول عمر با افزایش نرخ بارگذاری و محتوای فریت تغییر می کند. تغییرات ریزساختاری ناشی از فرآیند بارگذاری سیکلی نشان می دهند که مواد در برابر بارهای متناوب دچار استحکام بخشی درونی می شوند. این نوع استحکام بخشی به دلیل توزیع و تراکم جابجایی ها در ریزساختار فولاد است که مانع حرکت آسان جابجایی ها و در نتیجه افزایش استحکام می شود. آزمون های خستگی در فرکانس های مختلف نشان دادند که فولادهایی با استحکام بالاتر، مانند S355J2، عملکرد بهتری دارند. با این حال، اثر فرکانس بر مکانیزم شکست و حساسیت به گرما نیازمند تحقیقات بیشتری است. به طور کلی، تحلیل رفتار خستگی فولادها در رژیم VHCF نه تنها به بهبود طراحی قطعات کمک می کند، بلکه عمر مفید سازه ها را در شرایط بارگذاری بسیار بالا افزایش می دهد.

روش های ساخت و دستیابی به بهترین ساختار دوفازی در این پژوهش با انجام عملیات حرارتی مختلف، بر اساس تجربیات چندین ساله و مطالعات متعدد، مورد بررسی و بهینه سازی (با توجه به جدید ترین روش عملیات حرارتی برای دستیابی به ریز ساختار دوفازی) قرار گرفت. در این تحقیق، با استفاده از تصویربرداری های پیشرفته روی سطح نمونه ها در مقیاس میکرو پس از شکست نمونه های آزمایشگاهی، مشاهده شد که عیوب اولیه در مرز بین دانه ها عامل اصلی شکست و خرابی در این فولادها هستند. همچنین، در صورت نبود عیوب اولیه، شروع آسیب از نواحی مرز بین دانه ها آغاز می شود. علاوه بر این، در این مطالعه با تحلیل شدت تنش و نیروهای وارد شده به نواحی آسیب پذیر، امکان پیش بینی شروع آسیب و بهینه سازی روش های تولید فراهم شد.

۲- مواد و آزمون

در این بخش به معرفی مواد و روش های استفاده شده برای آزمون خستگی فراصوت در فولاد دوفازی DP1000 پرداخته شده است. نمونه های آزمایش از فولاد دوفازی DP1000 انتخاب شد که به دلیل داشتن ترکیب بهینه ای از دانه های فریت و مارتنزیت، مقاومت خوبی در برابر بارهای سیکلی دارند.

در این مطالعه، از روش خستگی فراصوت برای ارزیابی رفتار مکانیکی فولاد دوفازی استفاده شده است. آزمون های خستگی تحت شرایط کنترل شده ی دما و تنش انجام شد تا اطلاعات دقیقی از شروع و رشد ترک ها و مکانیزم های شکست در این مواد به دست آید.

نرمال شده Ck15 و Ck60 را با استفاده از آزمون خستگی فراصوت در فرکانس ۲۰ kHz مورد مطالعه قرار گرفته است. سه نمونه Ck15 و تنها یک نمونه Ck60 در سیکل های بیش از 10^7 شکستند. بیشترین تعداد سیکل تا شکست 2.2×10^8 سیکل در Ck15 و 1.3×10^7 سیکل در Ck60 است. استحکام خستگی در 10^9 سیکل فقط مقداری کمتر از 10^7 سیکل است. شروع ترک همچنین در سطح (یعنی عمده) از دانه های درشت فریت در Ck15 یافت شد و هیچ شروع ترک زیرسطحی یا داخلی در هر دو فولاد مشاهده نشد [14].

در تحقیقی دیگر، فولاد میکروآلیاژی D38 و XC70 در فرکانس ۲۰ و ۳۰ کیلوهرتز مورد بررسی قرار گرفتند. نتایج نشان داد که استحکام خستگی در رژیم VHCF با افزایش طول عمر کاهش می یابد و شکست ها در این رژیم برای فولاد D38 بیشتر از XC70 بودند. ترک ها معمولاً در اثر ناهمگنی های ریزساختاری داخلی شروع می شوند [15]. اثر فرکانس بر خستگی فولاد Q355B با مقایسه نتایج تست های 20 هرتز و 20 کیلوهرتز بررسی شد. نتایج نشان داد که محتوای فریتی فولاد و تولید گرما بر حساسیت به فرکانس و رفتار خستگی اثرگذار است [16]. مطالعات خستگی دما وابسته نشان داد که آزمون های فراصوت در دماهای بالا می توانند شبیه سازی دقیقی از شرایط واقعی تجهیزات هوایی در سیکل های بسیار زیاد فراهم کنند [17]. تست های خستگی با سیکل بالا و بسیار بالا روی دو نوع فولاد S355J0 و S355J2 تحت بارگذاری های فرکانس پایین و بالا انجام شد. نتایج نشان داد فولاد S355J2 طول عمر بیشتری نسبت به S355J0 دارد، به ویژه تحت بارگذاری فرکانس پایین. اختلاف نتایج بین فرکانس های پایین و بالا به افزایش مقاومت به تغییر شکل پلاستیک با افزایش نرخ کرنش نسبت داده شد. مطالعه سطوح شکست نیز ترک های سطحی و داخلی را نشان داد [18]. مقایسه ها نشان دادند که فولادهایی با محتوای فریت بیشتر مانند Ck15 در رژیم خستگی سیکل بسیار بالا با تعداد نمونه های آزمون بیشتری دچار شکست می شوند. این امر نشان دهنده تأثیر فریت بر رفتار VHCF است [19].

فولادهای پیشرفته استحکام بالا (AHSS) به دلیل ترکیب مطلوب استحکام، شکل پذیری، و نسبت مقاومت به وزن، نقش برجسته ای در صنعت خودروسازی و سایر کاربردهای مهندسی ایفا می کنند. در این میان، فولادهای دوفازی با ساختار فریت-مارتنزیت به دلیل جذب انرژی بالا و کارسختی مناسب، به ویژه در شرایط بارگذاری پیچیده، مورد توجه قرار گرفته اند. تولید این ریزساختار از طریق عملیات حرارتی و آنیل بین بحرانی امکان پذیر است. مطالعات خستگی در سیکل های بالا (HCF) و بسیار بالا (VHCF) نشان داده اند که ترک های خستگی معمولاً از نواحی زیرسطحی یا نواحی داخلی با نقص های ریزساختاری آغاز می شوند. همچنین، عواملی مانند نرخ کرنش، ناهمگنی های

۱-۲- مواد

فولاد دوفازی DP1000 در بازار ایران به شکل ورق تا ضخامت ۳ میلیمتر موجود است در حالی که برای انجام آزمون خستگی فراصوت نمونه‌های آزمون به صورت مقطع گرد با حداکثر قطر ۱۲ میلیمتر نیاز است، در نتیجه لازم شد که ریز ساختار دوفازی در آزمایشگاه تولید شود. برای تهیه این فولاد و دستیابی به ریز ساختار دوفازی دو روش وجود دارد، روش اول عملیات حرارتی آبدی و نورد سرد ۵۰ درصد متقارن و سپس انجام عملیات حرارتی آنیل و روش دوم انجام عملیات حرارتی کنترل شده که نمودار آن در شکل ۱ آورده شده است. انجام روش اول به دلیل وجود فرآیند نورد برای ضخامت‌های کمتر از ۵ میلیمتر امکان پذیر است اما روش دوم با کنترل دما و انجام فرآیند عملیات حرارتی در هر ابعاد و اندازه قابل انجام می‌باشد [19-21]. در نتیجه یک مقطع گرد با قطر ۱۲ میلیمتر از فولاد کم کربن (St52) تهیه شد و آزمون کوانتومتری بر روی آن انجام شد. این آزمون با استاندارد ASTM E415-21 برای تعیین ترکیب شیمیایی انجام شد. ترکیب شیمیایی فولاد خریداری شده در جدول ۱ آورده شده است. برای انجام آزمون از دستگاه OXFORD استفاده شد. برای دستیابی به ریز ساختار دوفازی فولاد اولیه مورد استفاده در این مطالعه فولاد کم کربن منگنز St52 با قابلیت ساختار دو فازی بود. ترکیب شیمیایی به دست آمده از فولاد St52 مطابقت قابل قبولی با داده‌های ارائه شده در مرجع ۲۲ دارد، که در آن روش عملیات حرارتی به‌طور خاص برای این ترکیب شیمیایی استفاده شده است. این فولاد به صورت میلگرد نورد گرم به قطر 14 میلیمتر و دارای ساختار فریت-پرلیت بود. سیکل عملیات حرارتی در شکل (۱) آورده شده که به شرح جدول شماره ۲ می‌باشد [22]. مدت زمان عملیات حرارتی در ناحیه دو فاز باید به اندازه‌ای باشد که پرلیت به طور کامل در آستنیت حل شود و آستنیت با فریت در تعادل باشد تا سختی لازم برای تشکیل مارتنزیت در اثر تغییر شکل آستنیت را فراهم کند. در اینجا برای رسیدن به استحکام ۱۰۰۰ مگاپاسکال، از روش آنیل پیوسته استفاده شد.

پس از مطابقت ترکیب شیمیایی با مقادیر لازم برای دستیابی به ساختار دوفازی، با انجام فرایند عملیات حرارتی ریز ساختار دوفازی بدست آمد (شکل 2). برای مشاهده ساختار ایجاد شده آزمون متالوگرافی بر روی نمونه انجام گرفت و ریز ساختار با 50 درصد مارتنزیت و 50 درصد فریت مشاهده شد دانه‌های که در شکل 2 با فلش آبی و قرمز مشخص شده است. پس از انجام فرایند عملیات حرارتی آزمون کشش با استاندارد ISO 6892-1 بر روی فولاد ساخته شده با تکرار سه نمونه انجام شد و نتایج میانگین آن در جدول (۳) آورده شده است. نتایج تست کشش بدست آمده مطابقت خوبی با فولاد ساخته شده در شرکت ساب سازنده فولاد دوفازی DP1000 دارد [31].

۲-۲- آزمون خستگی فراصوت

آزمون خستگی فراصوت یکی از معدود روش‌هایی است که امکان بررسی ویژگی‌های خستگی سیکل بسیار بالا را فراهم می‌کند. این روش مبتنی بر قرار دادن نمونه در معرض ارتعاشات طولی در فرکانس تشدید آن (نزدیک به ۲۰ کیلوهرتز) است. با استفاده از این روش، در مقایسه با دستگاه‌های سرویهیدرولیک که معمولاً در فرکانس‌های زیر ۴۰ هرتز کار می‌کنند، می‌توان زمان مورد نیاز برای آزمایش را به میزان قابل توجهی کاهش داد. همچنین این آزمون برای شبیه‌سازی بارگذاری مواد در حین کار در شرایط سرعت بالا، مانند کارکرد اجزای موتورهای جت یا توربو موتورهای چهارزمانه، استفاده می‌شود.

شکل و ابعاد نمونه باید با توجه به نوع ماده به دقت انتخاب و محاسبه شود تا شرایط تشدید سیستم فراصوت برآورده شود. امکان استفاده از نمونه‌های دلخواه وجود ندارد، زیرا برای این روش، هندسه به شدت با دستیابی به فرکانس تشدید ۲۰ کیلوهرتز مرتبط است. برای بارگذاری محوری، معمولاً از چندین نوع نمونه استفاده می‌شود که معمولاً به شکل ساعت شنی با قطر حداقلی مرکز از ۳ تا ۵ میلی متر است. هندسه هر نمونه باید با توجه به خواص مکانیکی و فیزیکی مواد آزمایش شده انتخاب و محاسبه شود، به طوری که فرکانس تشدید یکسانی با سیستم آزمون فراصوت داشته باشد. بنابراین، نمی‌توان اجزای کامل یا نمونه‌هایی با شکل دلخواه را آزمایش کرد. قبل از هر آزمایش، لازم است نمونه با فرکانس سیستم فراصوت هماهنگ شود تا انحرافات شکل واقعی از شکل ایده آل جبران شود. برای هماهنگی هندسه نمونه با فرکانس سیستم از روابط ۱ تا ۷ استفاده می‌شود. در طول فرآیند آزمایش، ادامه دادن تا شکست کامل نمونه امکان‌پذیر نیست، زیرا آزمایش به‌طور خودکار پس از آغاز و گسترش ترک تا طول مشخصی پایان می‌یابد. اتمام آزمایش زمانی رخ می‌دهد که تغییر در سختی سیستم باعث خروج آن از حالت رزونانس شود.

۳-۲- تهیه نمونه‌های آزمون خستگی با سیکل بسیار بالا

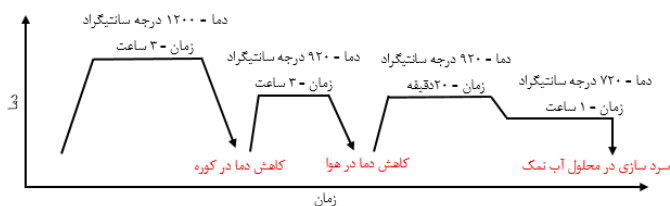
برای ساخت نمونه‌های خستگی فراصوت استاندارد خاصی تعریف نشده است. برای این کار هندسه نمونه با توجه به دستگاه و نوع ماده مشخص می‌شود. تعیین قطر وسط نمونه که هنگام بارگذاری بیشینه تنش به آن ناحیه منتقل می‌شود بسیار با اهمیت است. این قطر از ۳ تا ۵ میلیمتر متغیر است. اگر ماده مورد آزمایش یک ساختار همگن داشته باشد، از قطر کوچکتر و اگر دارای عیوب داخلی (موادی که با ریخته‌گری تهیه می‌شوند) از قطر بزرگتر استفاده می‌شود. قطر دو سر نمونه از ۱۰ تا ۱۵ میلیمتر می‌باشد. شعاع قسمتی از نمونه که به قطر میانی نمونه ختم می‌شود، با توجه به توزیع تنش مکانیکی مورد نیاز در طول سنجه نمونه تعیین می‌شود.

جدول (۱) ترکیب شیمیایی فولاد St52

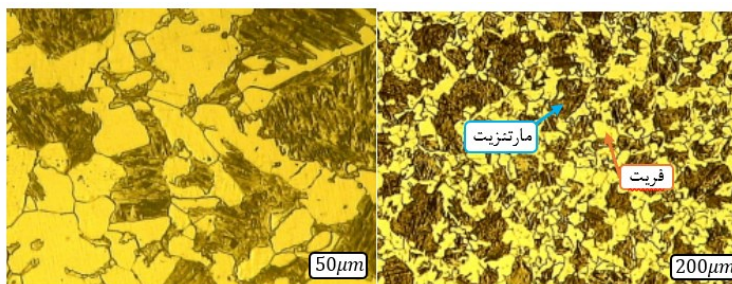
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
%0/15	%0/51	%1/22	%0/024	%0/005	%0/03	%0/002>	%0/03	%0/005
Cu	Nb	Ti	V	W	Sn	As	N	Co
%0/۰۳	%0/005>	%0/002>	%0/005>	%0/02>	%0/005>	%0/002>	%0/002>	%0/02

جدول (۲) شرح عملیات حرارتی انجام شده بر روی فولاد St52

1200	۱- حرارت دهی تا دمای (درجه سلسیوس)
180	زمان نگهداری در دمای فوق (دقیقه)
کوره	محیط سرد کننده
920	۲- حرارت دهی تا دمای (درجه سلسیوس)
20	زمان نگهداری در دمای فوق (دقیقه)
هوا	محیط سرد کننده
920	۳- حرارت دهی تا دمای (درجه سلسیوس)
20	زمان نگهداری در دمای فوق (دقیقه)
725	سرد کردن تا دمای (درجه سانتیگراد)
60	زمان نگهداری در دمای فوق (دقیقه)
محلول آب نمک 10%	محیط سرد کننده



شکل (۱) نمودار سیکل عملیات حرارتی [22]



شکل (۲) مشاهده دانه‌های فريت و فريت مرزدهانه‌ای به همراه مارتنزيت و مقدار کم ذرات کروي ريز سمانتيت در بزرگنمایی ۲۰۰ میکرون و ۵۰ میکرون



شکل (۳) نمونه آزمون کشش انجام شده

جدول ۳) خواص مکانیکی بدست آمده فولاد از دوفازی DP1000

استحکام نهایی (MPa)	تنش تسلیم (MPa)	ازدیاد طول	سطح مقطع اولیه (mm ²)	DP1000
958	633	%14	8/79	

در اینجا K عدد موج (-) تعیین شده با توجه به عبارت (1)، β خروج از مرکز موثر (m^{-1}) تعیین شده با استفاده از رابطه ۳ و l طول گنج (m) است. این رابطه اثر خروج از مرکز (β)، شماره موج (K) و طول گنج (l) را برای تعیین طول بهینه سر نمونه (L) ترکیب می‌کند.

ادامه روابط برای محاسبه تنش مکانیکی در طول نمونه تعیین ضریب هندسی:

$$\Phi = \cos(KL) \frac{\cosh\left(\frac{l}{2}A\right)}{\sinh\left(\frac{l}{2}\beta\right)} (-) \quad (5)$$

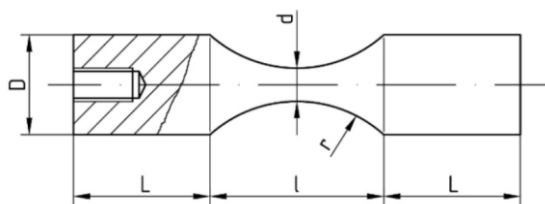
دامنه تغییر شکل:

$$\varepsilon = \beta \Phi u (-) \quad (6)$$

دامنه تنش:

$$\sigma_a = \varepsilon E_d (Pa) \quad (7)$$

در اینجا ضریب هندسی (-) و u دامنه جابجایی انتهای آزاد نمونه (m) است. دامنه تغییر شکل (-) تعیین شده بر اساس رابطه ۵ و مدول الاستیسیته است. اگر تنش مکانیکی محاسبه شده خیلی کم باشد، لازم است دامنه جابجایی (u) افزایش یابد و بالعکس. برای اطمینان از صحت ابعاد بدست آمده، قبل از ساخت نمونه‌ها، تحلیل ارتعاشی روی هندسه طراحی شده با استفاده از نرم‌افزار آباکوس انجام شد. این تحلیل به شناسایی دقیق ناحیه تمرکز تنش و بیشترین جابجایی در نمونه‌ها کمک کرد. (شکل ۴) آنالیز مودال برای یک نمونه خستگی فراصوت انجام شد تا محل‌های تمرکز تنش در فرکانس‌های مختلف ارتعاشی شناسایی شود.



شکل ۴) نمونه خستگی فراصوت

جدول ۴) ابعاد نمونه ساخته شده (mm)

D	d	r	l	L
12	3/4	28/3	30	14/5

هرچه قطر سنج r بزرگتر باشد، توزیع تنش مکانیکی یکنواخت‌تر است. این شعاع از $r = 20$ mm تا $r = 32$ mm است. نکته: هرچه r بزرگتر باشد، نمونه طولانی‌تر خواهد بود. هندسه نمونه با استفاده از روابط 1 تا ۷ تعیین شد. مقادیر آورده شده در روابط در شکل ۳ نشان داده شده است [23]. تعیین عدد موج طولی K :

$$K = 2\pi f_r \sqrt{\frac{\rho}{E_d}} \quad (1)$$

در رابطه ۱ فرکانس رزونانس سیستم فراصوت (Hz)، ρ چگالی (kgm^{-3}) و E_d مدول الاستیسیته است. عدد موج مشخص‌کننده نحوه انتشار امواج در ماده است و رابطه‌ای بین خواص فیزیکی ماده و فرکانس رزونانس برقرار می‌کند. محاسبه تقریب هاپیربولیک برای شعاع r :

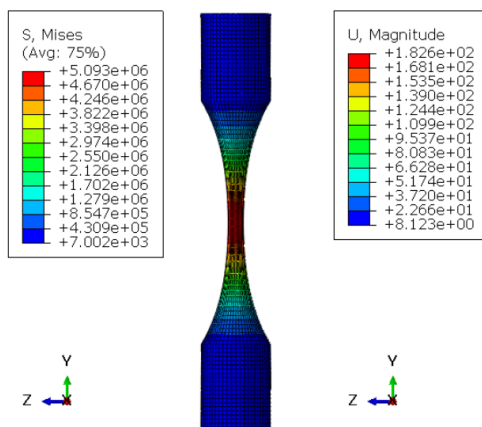
$$A = \frac{2}{l} \operatorname{argcosh}\left(\frac{D}{d}\right) (m^{-1}) \quad (2)$$

در اینجا l طول سنج m ، D قطر بالا و پایین (m) و d قطر سنج m است (شکل ۳). این رابطه از تابع آرک‌کسینوس هاپیربولیک استفاده می‌کند که برای توصیف تغییرات در سیستم‌هایی که هندسه یا تنش غیریکنواخت دارند مناسب است. این رابطه در واقع تأثیر ابعاد قطر گنج (d) و قطر سر (D) را به شکل غیرخطی و در ارتباط با طول گنج (l) نرمال‌سازی می‌کند. پارامتر r (شعاع گنج) مستقیماً در رابطه ظاهر نمی‌شود، اما به طور غیرمستقیم مرتبط است. در واقع، این رابطه به طور مستقل شعاع گنج را محاسبه نمی‌کند؛ بلکه پارامتری به نام A که نمایانگر تقریب شعاع گنج به صورت یک مقدار نرمال‌سازی شده است، تعیین می‌کند. این پارامتر در مراحل بعدی و در طراحی ابعاد نمونه به کار می‌رود. خروج از مرکز موثر:

$$\beta = \sqrt{A^2 + k^2} (m^{-1}) \quad (3)$$

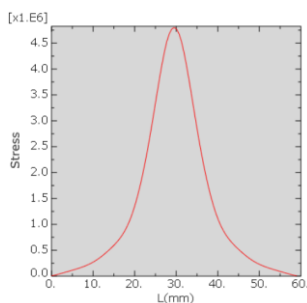
در اینجا A تقریب هذلولی (m^{-1}) است که با رابطه (2) تعیین می‌شود، و K عدد موج (-) است که بر اساس رابطه 1 تعیین می‌شود. این پارامتر برای بهینه‌سازی نحوه انتقال نیروها در نمونه و جلوگیری از تنش‌های متمرکز استفاده می‌شود. طول سر نمونه (L):

$$L = \frac{1}{K} \arctan \left[\frac{1}{K} \left(\beta \coth\left(\frac{1}{2}\beta\right) - A \tanh\left(\frac{1}{2}A\right) \right) \right] (m) \quad (4)$$



شکل ۵) آنالیز مودال نمونه خستگی فراصوت، بیشینه جابجایی و بیشینه تنش در نواحی قرمز رنگ اتفاق افتاده

تا دمای نمونه را در محدوده قابل قبول نگه داشت. رویکردهای متفاوتی برای دستیابی به این هدف با مزایا و معایب خاص خود پیشنهاد شده است. راه حل اول استفاده از مبردهایی است که نمونه را به طور موثر خنک می‌کنند، اما ممکن است خواص مکانیکی سطح نمونه را تغییر دهند [28]. گزینه دوم انجام و قطع آزمون در فواصل زمانی است. گزینه دیگر استفاده از هوای فشرده یا آب به عنوان سیستم خنک کننده است [29]. در این مطالعه، از یک سیستم خنک‌کاری ترکیبی شامل آب و توربوفن برای کنترل دمای دستگاه و نمونه در طول آزمایش استفاده شد. به منظور خنک‌سازی نمونه و حفظ دمای ثابت، از یک پمپ آب و مجموعه‌ای از نازل‌های تنظیم‌شده بهره گرفته شد. این سیستم شامل سه نازل بود که به‌طور مداوم آب را بر روی قسمت‌های مختلف نمونه هدایت می‌کردند: یک نازل در بخش بالایی، یک نازل در قسمت میانی، و یک نازل در بخش پایینی نمونه. این توزیع یکنواخت آب، دمای نمونه را در طول آزمون ثابت نگه می‌داشت. علاوه بر این، جهت خنک‌سازی آب برگشتی، از یک توربوفن در محفظه بازگشت آب استفاده شد که با ایجاد جریان هوای مداوم، دمای محیط محفظه را کاهش می‌داد. پیرومتر در قسمت میانی نمونه، جایی که دما حداکثر است، در فاصله مشخصی از نمونه نصب شد. سنسور لیزری برای اندازه‌گیری دامنه در پایین نمونه قرارداد شد. دو توربوفن برای خنک‌کاری دستگاه، یکی روی مبدل پیزوالکتریک و یکی روی سونترود، برای خنک کردن سیستم در طول آزمایش استفاده شد.



شکل ۶) نمودار توزیع تنش در طول نمونه

آنالیز مودال ابزاری قدرتمند برای تعیین رفتار دینامیکی سازه‌ها و شناسایی الگوهای ارتعاشی مختلف است. برای این منظور، نمونه تحت بررسی به صورت دقیق مدل‌سازی شد و خواص مکانیکی و هندسی آن به نرم‌افزار وارد شد. نتایج آنالیز مودال نشان داد که در مد ششم ارتعاشی، نواحی خاصی از نمونه دچار تمرکز تنش قابل توجهی می‌شوند. این تمرکز تنش می‌تواند منجر به شروع ترک‌های خستگی و شکست در شرایط عملیاتی گردد. شناسایی این نواحی بحرانی، می‌تواند به بهینه‌سازی طراحی و کاهش دمای نمونه در برابر بارگذاری‌های فراصوت کمک کند.

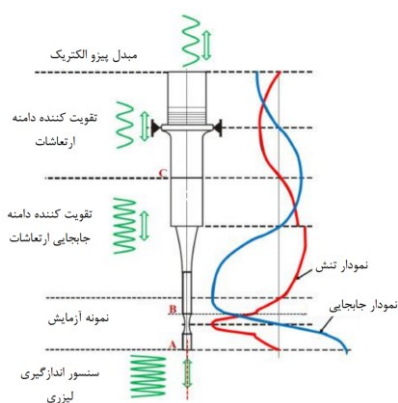
همانطور که در بخش ۲-۳ بیان شد برای ساخت نمونه‌های خستگی سیکل بسیار بالا استاندارد تعریف نشده است. برای تهیه نمونه‌های خستگی با سیکل بسیار بالا، از فرآیند ماشینکاری CNC استفاده شد تا دقت و یکنواختی در ابعاد و شکل نمونه‌ها تضمین شود. پس از ساخت، سطح نمونه‌ها با استفاده از سنباده‌های ۱۰۰۰ و ۲۰۰۰ به دقت پرداخت و صاف شدند (شکل ۵). این عملیات پرداخت برای کاهش نقص‌های سطحی و بهبود رفتار خستگی نمونه‌ها ضروری است. در مجموع، ۲۵ نمونه برای آزمایش ساخته شد تا داده‌های کافی برای تحلیل رفتار خستگی در دسترس باشد.

۲-۴- دستگاه خستگی فراصوت

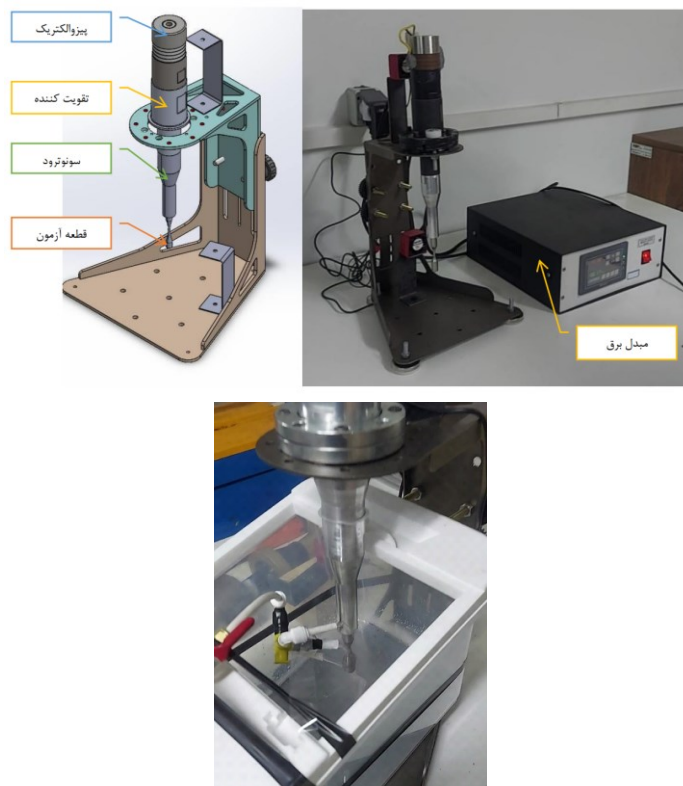
دستگاه خستگی فراصوت از سه بخش اصلی ژنراتور برق، مبدل پیزوالکتریک و شیبوره مافوق صوت تشکیل شده است. ژنراتور مورد استفاده با حداکثر توان خروجی ۱ کیلووات است که یک سیگنال سینوسی الکتریکی با فرکانس از پیش تعریف شده ۲۰ کیلوهرتز را به مبدل پیزوالکتریک ارسال می‌کند. سپس سیگنال الکتریکی از طریق مبدل به ارتعاشات مکانیکی تبدیل می‌شود. نمونه آزمون به سونترود تقویت کننده متصل می‌شود که از آلومینیوم ساخته شده است. افزایش دمای نمونه باعث کاهش مدول الاستیسیته و در نتیجه کاهش فرکانس تشدید و افزایش دامنه جابجایی می‌شود [25-27]. بنابراین باید راه حلی تعریف شود



شکل ۷) نمونه‌های آزمایش خستگی فراصوت قبل و بعد از فرایند ماشین‌کاری



شکل ۸) نمودار تنش و جابجایی در طول دستگاه خستگی فراصوت [24]



شکل ۹) دستگاه آزمون فراصوت ساخته شده به همراه سیستم خنک کاری با آب

اطمینان نتایج به دلیل یکسان بودن رفتار شکست در هر دو نمونه بسیار بالا است و نشان می‌دهد که پاسخ خستگی این فولاد در این شرایط کاملاً قابل پیش‌بینی است.

در محدوده تنش میانی (300 تا 400 مگاپاسکال)، ترک‌های خستگی در هر دو نمونه مشاهده شد و رشد ترک‌ها در محدوده 1.5 تا 2 میلی‌متر محدود گردید، اما شکست کامل رخ نداد و نمونه با فشار دست به صورت کامل شکسته شد. این محدوده تنش به عنوان نقطه گذار بین رشد ترک و شکست کامل محسوب می‌شود و عمر خستگی به تدریج افزایش می‌یابد. رشد ترک در این محدوده به میکروساختار فولاد وابسته بوده و بررسی‌ها نشان داد که ترک‌های اولیه عمدتاً در مرزهای بین دانه‌ای و در نواحی تمرکز تنش ایجاد می‌شوند. حضور جزایر سخت مارتنزیتی در زمینه نرم فریتی باعث ایجاد تمرکز تنش در مرزهای مشترک این دو فاز شده و آغاز رشد ترک را تسریع می‌کند. با این حال، افزایش کسر حجمی فریت و بهبود پیوند مرزی بین دانه‌های مارتنزیت و فریت می‌تواند به کاهش سرعت رشد ترک کمک کند.

در محدوده پایین تنش (250 تا 300 مگاپاسکال)، هیچ‌گونه شکست یا ترک قابل توجهی حتی پس از سیکل مشاهده نشد و نمونه‌ها بدون تغییر باقی ماندند. این نتایج نشان می‌دهد که فولاد DP1000 در این محدوده، حداقل برای تعداد سیکل‌های بسیار بالا (بیش از سیکل)، به صورت ایمن عمل می‌کند و دارای حد خستگی مشخصی در حدود 250 مگاپاسکال است. در این شرایط، ریزساختار دو فازی فولاد نقش کلیدی در جلوگیری از رشد ترک‌های ریز اولیه ایفا می‌کند و باعث می‌شود که ترک‌های کوچک نتوانند به اندازه بحرانی رشد کنند و منجر به شکست شوند.

برای بررسی دقیق‌تر مکانیزم شکست، نمونه‌ای که در تنش 400 مگاپاسکال و بیش از سیکل بارگذاری شده بود، تحت میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد تحلیل قرار گرفت. تصاویر میکروسکوپی نشان دادند که ترک‌های اولیه از مرزهای فریت-مارتنزیت آغاز شده و رشد ترک عمدتاً از این نواحی حساس صورت می‌گیرد. همچنین مشخص شد که در نمونه‌هایی که دچار شکست کامل شدند، رشد ترک به صورت زیرسطحی و بدون حضور آخال‌های مشخص رخ داده است.

این رفتار رشد ترک نشان می‌دهد که ریزساختار فولاد DP1000 و نحوه توزیع، اندازه و کسر حجمی فازهای فریت و مارتنزیت تأثیر بسزایی بر مقاومت خستگی و مکانیزم شکست دارند. فاز نرم فریت به دلیل انعطاف‌پذیری بالا، انرژی زیادی را در هنگام تغییر شکل جذب می‌کند، در حالی که فاز سخت مارتنزیت به عنوان منبع استحکام عمل کرده و از تغییر شکل پلاستیک جلوگیری می‌کند. با این حال، اگر توزیع مارتنزیت در زمینه فریتی یکنواخت نباشد، تمرکز تنش‌های موضعی می‌تواند سرعت رشد ترک را افزایش دهد.

در شکل ۶ منبع تغذیه و دستگاه خستگی فراصوت به همراه خنک‌کننده‌های توربوفاون و فیکسچر خنک کاری با نازل‌های آب آورده شده است. در این دستگاه با کاهش یا افزایش آمپر و ثابت ماندن فرکانس دامنه نوسان تغییر می‌کند و منجر به تغییر میزان تنش می‌شود. به این صورت که مقدار آمپر از ۵۰ تا ۱۲۰ واحد با افزایش ۱۰ عددی از طریق واحد کنترل دستگاه تغییر داده شد. در این پژوهش، ۱۲ نمونه مورد بررسی قرار گرفت که برای هر مقدار تنش، آزمایش‌ها بر روی ۲ نمونه تکرار شد.

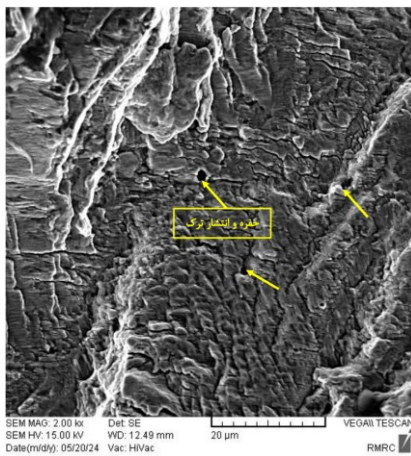
در طول آزمایش، با کنترل و کاهش دمای آب در مقادیر آمپر بالا، دما در تمام آزمایشات ثابت نگه داشته شد و آزمایش‌ها بدون وقفه و به صورت پیوسته انجام شدند. آزمایش در دمای محیط انجام شد و دمای نمونه‌ها حداکثر تا ۷۵ درجه بالا رفت. با نصب یک دوربین در حین آزمایش از تمامی لحظات آزمایش تصویربرداری شد. هنگام شکست، تغییر صدای دستگاه نشان از خارج شدن از حالت تشدید بود و به صورت خودکار آزمایش متوقف می‌شد. با داشتن میزان تنش و تعداد سیکل‌ها نمودار S-N رسم شد (شکل ۷) و سطح شکست نمونه‌ها با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. بیشترین سیکل دست یافته در این آزمایش سیکل بود.

در طول آزمایش، با کنترل و کاهش دمای آب در مقادیر آمپر بالا، دما در تمام آزمایشات ثابت نگه داشته شد و آزمایش‌ها بدون وقفه و به صورت پیوسته انجام شدند. آزمایش در دمای محیط انجام شد و دمای نمونه‌ها حداکثر تا ۷۵ درجه بالا رفت. با نصب یک دوربین در حین آزمایش از تمامی لحظات آزمایش تصویربرداری شد. هنگام شکست، تغییر صدای دستگاه نشان از خارج شدن از حالت تشدید بود و به صورت خودکار آزمایش متوقف می‌شد. با داشتن میزان تنش و تعداد سیکل‌ها نمودار S-N رسم شد (شکل ۷) و سطح شکست نمونه‌ها با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. بیشترین سیکل دست یافته در این آزمایش سیکل بود.

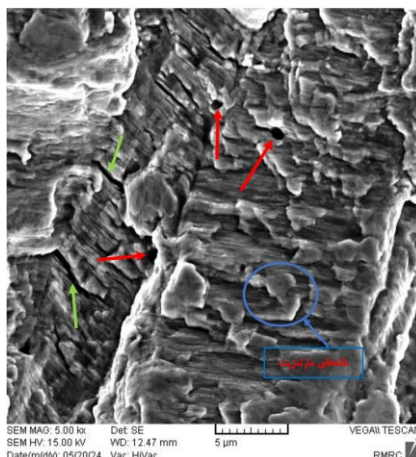
۳- نتایج

آزمون‌های خستگی فراصوت فولاد دو فازی DP1000 در شش محدوده بارگذاری مختلف بین 250 تا 500 مگاپاسکال با نسبت تنش $R = -1$ انجام شد. مقادیر تنش بر اساس دامنه نوسان در مقدار جابجایی اعمالی محاسبه شدند. این آزمایش‌ها به منظور بررسی رفتار خستگی در سیکل‌های بسیار بالا انجام شدند و نتایج حاصل نشان داد که عمر خستگی نمونه‌ها بین تا سیکل متغیر است. در محدوده بالای تنش (400 تا 500 مگاپاسکال)، هر دو نمونه تحت شرایط مشابه آزمایش، دچار شکست کامل شدند. این نتایج بیانگر آن است که فولاد DP1000 در بارگذاری‌های بالا، حتی در سیکل‌های بسیار زیاد، مقاومت کافی نداشته و شکست عمدتاً به صورت شبه‌ترد رخ می‌دهد. در این محدوده، قابلیت

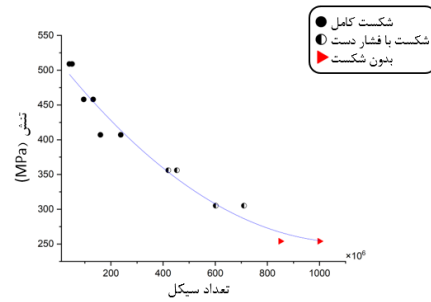
دیده می‌شوند که نشان‌دهنده شکست ناشی از خستگی است. این الگوها معمولاً به دلیل رشد تدریجی ترک‌ها و انباشتگی تغییر شکل پلاستیک در نزدیکی نوک ترک به وجود می‌آیند و نشان‌دهنده تغییرات ناگهانی در مسیر رشد ترک یا توقف‌های موقت در فرآیند رشد ترک هستند. به طور کلی، لایه لایه شدن سطح به عنوان شاخص‌های شکست خستگی شناخته می‌شوند. شکل ۱۳، ناحیه‌ای از همان نمونه (شکل ۱۱) با بزرگنمایی بالاتر است. دانه‌های مارتنزیت به صورت برجسته قابل مشاهده هستند. مشاهده می‌شود که حفره‌های موجود در سطح منجر به شروع ترک شده است. همچنین، در این بزرگنمایی ترک‌های میکروسکوپی به وضوح دیده می‌شوند.



شکل ۱۲) تصویر شکست سطح نمونه پس از ۱۳۲ میلیون سیکل، همراه با مشاهده حفره‌ها و آغاز تشکیل ترک از حفره‌ها



شکل ۱۳) مشاهده آثار خستگی در ۴۰ میلیون سیکل، دانه‌های مارتنزیت فلش آبی، حفره‌ها فلش قرمز، میکروتورک‌ها فلش سبز، شروع ترک‌ها از حفره‌ها و مشاهده مقاومت دانه‌های مارتنزیت در برابر پیشرای ترک



شکل ۱۰) نمودار S-N فولاد دوفازی DP۱۰۰۰



شکل ۱۱) تصویر شکست نمونه در محدوده تنش ۴۰۰ مگاپاسکال

در این مطالعه توجه به هندسه نمونه‌های آزمون بسیار ضروری است و می‌بایست تقارن دو سر نمونه با دقت بسیار بالایی رعایت شود در غیر این صورت گره‌های ارتعاشی به نواحی دیگری منتقل می‌شود و خطای آزمایش بالا می‌رود. پس از پایان آزمایش با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح نمونه‌ها در تنش‌های مختلف تصویر برداری شد و مطالعات شکست نگاری در بزرگنمایی‌های مختلف بررسی شد. بررسی‌های اولیه نشان داد که در آزمایش فراصوت با تنش‌های پایین، شکست کامل به وقوع نمی‌پیوندد و پس از خروج از فرکانس تشدید، آزمایش به طور طبیعی متوقف می‌شود. سپس نمونه با فشار استاتیکی اندکی دچار شکست می‌شود. شکل ۱۱ نمونه‌ای از آزمایش را نمایش می‌دهد که پس از بارگذاری سیکلی تقریباً به طور کامل شکست خورده و پس از پایان آزمون، با فشار کمی شکسته شده است.

۳-۱- تحلیل تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی

در تصویر میکروسکوپ شکل ۱۲، می‌توان تصویر دقیقی از سطح شکست را مشاهده کرد. ساختار لایه لایه‌ای کوچک به وضوح

مانند نواحی نشان داده شده در شکل ۱۳، اما به دلیل انعطاف‌پذیری فریت و مهار تنش در نواحی مارتنزیت، رشد آنها محدود باقی ماند. در محدوده تنش‌های پایین‌تر از ۲۵۰ مگاپاسکال، هیچ ترک قابل‌توجهی مشاهده نشد و فولاد عملکرد خستگی مطلوبی داشت. در محدوده تنش ۳۰۰ تا ۴۰۰ مگاپاسکال، ترک‌های خستگی با رشد محدود به ۱/۵ تا ۲ میلی‌متر ثبت شد که نشان‌دهنده کنترل بهتر مکانیزم رشد ترک در این ریزساختار نسبت به نمونه‌های پیشین بود. در تنش‌های بالاتر از ۴۰۰ مگاپاسکال، شکست کامل رخ داد، اما توزیع یکنواخت فازها موجب تأخیر در شروع شکست و کاهش شدت تمرکز تنش شد. این نتایج نشان می‌دهد که بهینه‌سازی ریزساختار فولاد دوفازی با توزیع یکنواخت ۵۰٪-۵۰٪ فریت و مارتنزیت، همچنین تثبیت دما در طول آزمون رفتار خستگی بهتری نسبت به نمونه‌های دارای توزیع نامناسب فازها و وجود تنش‌های حرارتی ارائه می‌دهد که عمر خستگی را به‌طور قابل‌توجهی افزایش می‌دهد.

تأییدیه اخلاقی: نویسندگان در تهیه و تنظیم این مقاله رعایت کامل اصول اخلاقی را مدنظر قرار داده‌اند.

تعارض منافع: تمامی مطالب مذکور توسط نویسندگان انجام شده و هیچ فرد یا نهادی در تهیه آن نقش نداشته است.

منابع مالی: تمامی منابع مالی این تحقیق توسط نویسندگان مقاله تأمین شده است.

منابع

- 1- Balliger NK, Gladman T. Work hardening of dual-phase steels. *Metal science*. 1981 Mar 1;15(3):95-108.
- 2- Keeler S, Kimchi M. Advanced high-strength steels application guidelines V5. *WorldAutoSteel*; 2015.
- 3- Sarwar M, Priestner R. Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel. *Journal of materials science*. 1996 Apr;31:2091-5.
- 4- Davies RG. Influence of martensite composition and content on the properties of dual phase steels. *Metallurgical Transactions A*. 1978 May;9:671-9.
- 5- Zhu Y, Zhang F, Li S, Chen X. Experimental investigation on monitoring the evolution of fatigue microcracks in marine high-strength steel by nonlinear ultrasonic technique. *Ships and Offshore Structures*. 2024 Dec 1;19(12):2065-75.
- 6- Furuya Y. 1011 gigacycle fatigue properties of high-strength steel. *ISI International*. 2021 Jan 15;61(1):396-400.
- 7- Sonsino CM, Hanselka H, Morgenstern C. Betriebsfestigkeit von Aluminium-Schweißverbindungen unter korrosiven Umgebungsbedingungen im Fahrzeugbau. In: *Gesellschaft für Umweltsimulation (Jahrestagung) 2003*. 2003.
- 8- Haibach E. Betriebsfestigkeit. 2nd ed. Düsseldorf: VDI-Verlag; 2002.

این ترک‌ها معمولاً از نواحی با تمرکز تنش یا نواقص داخلی ماده آغاز شده و به مرور زمان تحت تأثیر سیکل‌های خستگی گسترش یافته‌اند. الگوهای مشاهده شده نشان‌دهنده رشد تدریجی ترک‌ها و تغییر شکل‌های پلاستیک هستند که از ویژگی‌های خستگی با سیکل بسیار بالا می‌باشند. این تحلیل می‌تواند در بهبود طراحی و بهینه‌سازی خواص مکانیکی فولادهای دوفازی مورد استفاده قرار گیرد تا مقاومت آن‌ها در برابر خستگی افزایش یابد.

بررسی تصاویر SEM از سطوح شکست فولاد دوفازی نشان داد که الگوهای شکست ناشی از خستگی به وضوح در لایه‌لایه شدن سطح و رشد تدریجی ترک‌ها قابل مشاهده است. عدم وجود ترک در دانه‌های مارتنزیت نشان‌دهنده مقاومت بالای این دانه‌ها در برابر ترک‌خوردگی است. حضور دانه‌های مارتنزیت از رشد ترک‌ها جلوگیری کرده و موجب تغییر مسیر ترک می‌شود. تحلیل دقیق این الگوها و تمرکز بر نواحی دارای حفره و ترک‌های میکروسکوپی، به درک بهتر مکانیزم‌های شکست و شناسایی نقاط بحرانی در مواد کمک می‌کند. این اطلاعات می‌توانند در بهبود طراحی و افزایش مقاومت فولادهای دوفازی در برابر بارگذاری‌های خستگی با سیکل بالا مؤثر باشند، که در نهایت به بهینه‌سازی خواص مکانیکی و دوام این آلیاژها در کاربردهای صنعتی می‌انجامد.

۴- جمع‌بندی

در این پژوهش، رفتار خستگی فولاد دوفازی DP1000 با ریزساختار بهینه شامل ۵۰٪ فریت و ۵۰٪ مارتنزیت به‌صورت یکنواخت تحت شرایط خستگی با سیکل بسیار بالا (VHCF) مورد بررسی قرار گرفت. ترکیب متعادل و توزیع یکنواخت این دو فاز نقش کلیدی در بهبود خواص خستگی ایفا کرد. در مقایسه با داده‌های موجود از مطالعات قبلی روی فولادهای دوفازی با درصد‌های متفاوت مارتنزیت، مشخص شد که ترکیب ۵۰٪-۵۰٪ به دلیل تعادل بین سختی مارتنزیت و انعطاف‌پذیری فریت، به طور قابل‌توجهی عمر خستگی را افزایش می‌دهد و از رشد سریع ترک‌ها جلوگیری می‌کند. بر اساس مطالعات پیشین، افزایش محتوای مارتنزیت تا ۳۰٪ منجر به بهبود خواص خستگی می‌شود، اما فراتر از این مقدار، تأثیر آن کاهش می‌یابد و رفتار خستگی به شدت به توزیع این فاز وابسته است. در فولادهایی با توزیع نامناسب مارتنزیت (مانند شبکه‌ای یا توده‌ای)، ترک‌ها در نواحی متمرکز مارتنزیت به سرعت گسترش می‌یابند و منجر به کاهش مقاومت به خستگی می‌شوند. همچنین در ساختارهای یکنواخت‌تر، تراکم نابجایی‌ها در سراسر ماتریس فریت با توزیع یکنواخت منجر به تأخیر در شروع ترک و افزایش عمر خستگی می‌شود، در این پژوهش، توزیع یکنواخت ۵۰٪-۵۰٪ فریت و مارتنزیت باعث شد ترک‌ها عمدتاً در مرزهای فازی آغاز شوند

- and continuous annealing cycles. *Materials & Design* (1980-2015). 2014 Oct 1;62:305-19.
- 23- Trško L, Nový F, Bokůvka O, Jambor M. Ultrasonic fatigue testing in the tension-compression mode. *Journal of visualized experiments: JoVE*. 2018 Mar 7(133):57007.
- 24- Behvar A, Haghshenas M. A critical review on very high cycle corrosion fatigue: Mechanisms, methods, materials, and models. *Journal of space safety engineering*. 2023 Sep 1;10(3):284-323.
- 25- Sarwar M, Priestner R. Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel. *Journal of materials science*. 1996 Apr;31:2091-5.
- 26- Ghadbeigi H, Pinna C, Celotto S, Yates JR. Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2010 Jul 15;527(18-19):5026-32.
- 27- Porter DA, Easterling KE. *Phase transformations in metals and alloys*. 3rd ed. Taylor & Francis; 1992.
- 28- Dieter GE, Bacon D. *Mechanical metallurgy*. New York: McGraw-hill; 1976 Dec.
- 29- Shen HP, Lei TC, Liu JZ. Microscopic deformation behaviour of martensitic-ferritic dual-phase steels. *Materials science and technology*. 1986 Jan;2(1):28-33.
- 30- Cai XL, Feng J, Owen WS. The dependence of some tensile and fatigue properties of a dual-phase steel on its microstructure. *Metallurgical transactions A*. 1985 Aug;16:1405-15.
- 31- SAAB, "Docol® 1000DP dual phase," Data sheet 2117 Docol 1000DP 2022-08-26.
- 9- Wells JM, Buck O, Roth LD, Tier JK. Ultrasonic fatigue. In: *Proceedings of first international conference on fatigue and corrosion*; 1982; Philadelphia (USA): The Metal Society of AIME.
- 10- Bathias C, Paris PC. *Gigacycle fatigue in mechanical practice*. CRC Press; 2004 Sep 13.
- 11- Anbarlooie B, Hosseini-Toudeshky H, Hosseini M, Kadkhodapour J. Experimental and 3D micromechanical analysis of stress-strain behavior and damage initiation in dual-phase steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019 May 15;28:2903-18.
- 12- Saha DC, Nayak SS, Biro E, Gerlich AP, Zhou Y. Mechanism of secondary hardening in rapid tempering of dual-phase steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014 Dec;45:6153-62.
- 13- Wagner V, Starke P, Kerscher E, Eifler D. Cyclic deformation behaviour of railway wheel steels in the very high cycle fatigue (VHCF) regime. *International Journal of Fatigue*. 2011 Jan 1;33(1):69-74.
- 14- Abid NH, Al-Rub RK, Palazotto AN. Micromechanical finite element analysis of the effects of martensite morphology on the overall mechanical behavior of dual phase steel. *International Journal of Solids and Structures*. 2017 Jan 1;104:8-24.
- 15- Mazaheri Y, Kermanpur A, Najafizadeh A. Microstructures, mechanical properties, and strain hardening behavior of an ultrahigh strength dual phase steel developed by intercritical annealing of cold-rolled ferrite/martensite. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2015 Jul;46:3052-62.
- 16- Milne L, Gorash Y, Comlekci T, MacKenzie D. Frequency effects in ultrasonic fatigue testing (UFT) of Q355B structural steel. *Procedia Structural Integrity*. 2022 Jan 1;42:623-30.
- 17- Avateffazeli M, Webster G, Tahmasbi K, Haghshenas M. Very high cycle fatigue at elevated temperatures: a review on high temperature ultrasonic fatigue. *Journal of Space Safety Engineering*. 2022 Dec 1;9(4):488-512.
- 18- Klusák J, Horník V, Lesiuk G, Seitzl S. Comparison of high-and low-frequency fatigue properties of structural steels S355J0 and S355J2. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2021 Nov;44(11):3202-13.
- 19- Chen H, Gu Z, An H, Chen C, Chen J, Cui R, Chen S, Chen W, Chen X, Chen Z. Precise nanomedicine for intelligent therapy of cancer. *Science China Chemistry*. 2018 Dec;61:1503-52.
- 20- Diehl M, An D, Shanthraj P, Zaefferer S, Roters F, Raabe D. Crystal plasticity study on stress and strain partitioning in a measured 3D dual phase steel microstructure. *Physical Mesomechanics*. 2017 Jul;20:311-23.
- 21- Dong D, Liu Y, Wang L, Su L. Effect of strain rate on dynamic deformation behavior of DP780 steel. *Acta Metall Sin*. 2013 Feb 11;49(2):159-66.
- 22- Ghaheri A, Shafyei A, Honarmand M. Effects of inter-critical temperatures on martensite morphology, volume fraction and mechanical properties of dual-phase steels obtained from direct