



Study of Damage Propagation and Life Assessment in High Temperature Cyclic Loading

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Mir A.¹ MSc,

Aghaie-Khafri M.^{*1} PhD

How to cite this article

Mir A, Aghaie-Khafri M. Study of Damage Propagation and Life Assessment in High Temperature Cyclic Loading. Modares Mechanical Engineering. 2019;19(3):731-742.

ABSTRACT

The aim of this study is to investigate the life-span according to the damage caused by the main mechanisms of damage development in turbine blades and to model the growth of the damage. For this purpose, the low cycle fatigue test on martensitic 410 stainless steel was immersed in tempered glass at 565°C in three strain gauges 0.8, 1 and 1.5 with a constant temperature of 500°C and 15 seconds per cycle. The effect of creep-fatigue interaction on life and also damage to turbine blade in different conditions was investigated. The results showed that with the variation of the strain amplitude from 0.8 to 1.5, the life of the piece varies from 205 to 65 cycles and this is while the level of failure of the samples varies. In the next step, the modified Coffin-Manson model was used to indicate the damage and its simultaneous effect on the life of the piece. The results showed that decreasing the number of grain boundaries and its effect on the cavities created in the piece decreases the damage and thus the life of the turbine blade increases. High-temperature tensile tests and low-tensile fatigue-temperature control were also performed in different tempering modes for 410 and 420 steel stainless steel and The results showed that, under the same conditions, the temperature increase from 200 to 565°C resulted in a decrease in life from 2218 to 1952 cycles.

Keywords Life; Damage; Fatigue; Stainless Steel; Turbine Blades

¹Materials Science & Engineering Faculty, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran

*Correspondence

Address: No 7, Pardiss Street, Tehran, Iran. Postal Code 1999143344
Phone: +98 (21) 84063206
Fax: +98 (21) 88674748
maghaei@kntu.ac.ir

Article History

Received: September 21, 2018

Accepted: November 15, 2018

ePublished: March 01, 2019

CITATION LINKS

[1] Damage mechanisms and life assessment ... [2] Apparatus and process for converting an aero ... [3] A study of the stress corrosion cracking ... [4] Degradation mechanisms in martensitic stainless ... [5] Failure analysis of a gas turbine blade ... [6] Numerical investigations of crack initiation in impulse ... [7] Assessment of service induced microstructural ... [8] Microscopic damage mechanism of nickel-based ... [9] The effect of machined topography and integrity ... [10] Lifetime prediction in creep-fatigue ... [11] Experimental investigation of crack initiation and fatigue ... [12] Experimental study of ratcheting influence on ... [13] Experimental and numerical investigation of ... [14] A new creep-fatigue life prediction model ... [15] Evaluation of surface roughness effect on fatigue ... [16] Simulation and experimental study of severe ... [17] Investigation of interference fit and its ... [18] Experimental investigation and numerical simulation ... [19] Assessment of damage and life prediction of ... [20] A model for life prediction in low-cycle ... [21] Development a dislocation density based model ... [22] Modeling the initiation of dynamic recrystallization ... [23] Mechanisms of creep-fatigue ... [24] Hardness of tempered martensite in carbon ... [25] Mechanical ... [26] Strain-controlled fatigue properties ... [27] Factors influencing the mechanism ... [28] Characterization of the cavity nucleation factor ... [29] Intergranular fracture at elevated ... [30] Damage accumulation and microstructural ... [31] Hull-Rimmer grain boundary void growth ... [32] Ultra-fast grain boundary diffusion and its ... [33] Theoretical investigation of particle deposition ... [34] Metal fatigue in ... [35] An evaluation of shot peening, residual stress ... [36] Effect of residual stress on thermal fatigue ...

بررسی نحوه رشد آسیب و تعیین عمر در بارگذاری تناوبی دما بالا

احمدرضا میر MSc

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران

مهرداد آقایی خفری PhD

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران

چکیده

هدف این مطالعه، بررسی عمر با توجه به آسیب‌های وارد شده توسط مکانیزم‌های اصلی توسعه آسیب در پره‌های توربین و مدل کردن نحوه رشد آسیب است. برای این منظور آزمایش خستگی سیکل پایین کرنش-کنترل روی فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی ۴۱۰ در حالت تمپر شده در دمای 565°C در سه محدوده کرنش $1/5$ و $1/8$ و $1/4$ با دمای ثابت 500°C و زمان نگهداری ۱۵ ثانیه در هر سیکل انجام شده است. اثر برهم‌کنش خزش-خستگی روی عمر و همچنین آسیب وارد شده به پره توربین در شرایط مختلف بررسی شد. نتایج نشان داد که با تغییرات دامنه کرنش از $1/8$ به $1/5$ ، عمر قطعه از 205 به 65 سیکل تغییر می‌کند و این در حالی بوده که سطح شکست نمونه‌ها نیز با هم متفاوت است. در مرحله بعد مدل کافین-مانسون اصلاح شده برای نشان دادن آسیب و تاثیر همزمان آن روی عمر قطعه بررسی شد. نتایج نشان داد که با کاهش تعداد رسوبات مرز دانه‌ای و تاثیر آن روی حفرات ایجاد شده در قطعه، آسیب وارد شده کمتر می‌شود و در نتیجه عمر پره توربین افزایش می‌یابد. آزمون‌های کشش دمای بالا و خستگی سیکل پایین تنش-کنترل دمای بالا نیز در حالت‌های تمپر مختلف، برای فولاد زنگ‌نزن ۴۱۰ و ۴۲۰ انجام گرفت و نتایج نشان داد که در شرایط یکسان افزایش دمای تمپر از 200 به 565°C باعث کاهش عمر از 2218 به 1952 سیکل شده است.

کلیدواژه‌ها: عمر، آسیب، خستگی، فولاد زنگ‌نزن، پره‌های توربین

تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۶/۳۰

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۸/۲۴

*نویسنده مسئول: maghaei@kntu.ac.ir

۱- مقدمه

توربین‌ها از انواع وسایل تولید انرژی هستند که استفاده زیادی در صنعت دارند. مهم‌ترین کاربردهای این وسایل در نیروگاه‌ها، صنایع هوافضا، دریانوردی و صنایع نفت است [1, 2]. فولادهای زنگ‌نزن نیز کاربردهای مختلفی دارند و به‌طور معمول در پره توربین بخار استفاده می‌شوند [3, 4]. شرایط کاری توربین‌ها باعث می‌شود که مکانیزم‌های تخریب مختلفی چون خزش، خستگی، خوردگی و اکسیداسیون به پره، اعمال و در نتیجه پره به مرور زمان دچار زوال و افت خواص شود [5, 6]. امروزه در برخی از تجهیزات حساس و حیاتی مانند پره‌های توربین، مخازن تحت فشار و بویلرها که در صورت بروز خسارت به کل مجموعه آسیب می‌رسد و عملکرد کارخانه را تحت تاثیر قرار می‌دهند، روش‌های ارزیابی عمر باقیمانده قطعات بسیار اهمیت دارند. عمر مفید برای یک قطعه به‌صورت زیر تعریف می‌شود [1]:

عمر طراحی + عمر باقیمانده = عمر مفید

هدف اصلی، تعیین فواصل زمانی مناسب برای بازرسی، تعمیر یا تعویض قطعه است. ارزیابی زوال، نظارت بر اندازه، درجه خسارت و عمر مصرف شده می‌تواند برای به‌دست آوردن پیشنهادهایی در مورد عملیات جوان‌سازی پره مورد استفاده قرار گیرد [7]. تخمین عمر بخش گرم تیغه‌های توربین شامل دو بخش اصلی محاسبه خزش و خستگی و در نظر گرفتن خوردگی است. در اغلب تحقیقات تخمین عمر، عمر خزش و خستگی بخش عمده‌ای از فرآیند هستند و دیگر مکانیزم‌های شکست مانند خوردگی در مرحله بعدی اهمیت قرار

دارند. در حالتی که بتوان هر دو مورد خزش و خستگی و برهم‌کنش این دو را در نظر گرفت، نتایج باارزش‌تری حاصل می‌شود. در یک مطالعه در سال ۲۰۰۰ [8] مکانیزم آسیب ریزساختاری سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738 را تحت شرایط خزش-خستگی بررسی کردند. آنها برای تعیین عمر خزش-خستگی، در شرایط برابر، حالت‌های کشش و فشار را با هم مقایسه کردند و نتیجه گرفتند که کاهش عمر در حالت کششی بین 60 تا 80% بوده و این در حالی است که در حالت فشاری با همان شرایط، کاهش عمر بین 20 تا 40% است. با مشاهده نتایج آزمایشگاهی به‌دست آمده در حالت کرنش فشاری متوجه شدند که لغزش ناب‌جایی‌ها باعث کاهش عمر شده، ولی در حالت کرنش کششی علاوه بر لغزش ناب‌جایی‌ها در مرز دانه، آسیب حفره‌های ایجاد شده در مرز دانه نیز دخیل بود که باعث افت قابل توجه‌تری شده و عمر نهایی کمتر از حالت قبل است. نوویچ و همکاران در سال ۲۰۰۴ [9] اثر پارامترهای مختلف زبری را بر عمر خستگی بررسی کردند. آنها دریافتند که نتایج متفاوتی در زمینه برقراری رابطه قابل اطمینان میان پارامترهای مختلف زبری و عمر خستگی وجود دارد. در دماهای بالاتر از 400°C نیز به‌واسطه آزاد شدن تنش‌های سطحی و تغییر محل رشد ترک از سطح به عمق قطعه، اثر زبری بر عمر خستگی کاهش یافته است.

صبور و بهات [10] اثر متقابل خزش-خستگی را در اجزای توربین گازی هواپیما مورد مطالعه قرار دادند. طول عمر به‌ازای شرایط پیچیده خزش-خستگی با استفاده از داده‌های آزمایش خزش و خستگی خالص پیش‌بینی شد. شریعتی در سال ۲۰۰۸ [11] رفتار رشد ترک و طول عمر خستگی نمونه‌های U شکل متقارن را به‌طور تجربی بررسی کرد. نتایج نشان داد که در نمونه‌های با ضخامت متفاوت، ترک همواره در ورقه‌های نازک شروع می‌شود و همچنین این ورق نازک است که در نهایت دچار شکست می‌شود. شریعتی و محرابی در سال ۲۰۱۳ [12] در پژوهش خود به تحلیل تجربی رفتار رچنینگ و برهم‌کنش پدیده رچنینگ-خستگی فولاد CK45 در بارگذاری چرخه‌ای تک‌محوری پرداخته‌اند. نتایج آنها نشان داد که عمر خستگی به میزان زیادی تحت تاثیر دامنه تنش پیش-رچنینگ است. گزین و آقایی خفری [13] اثر اضافه بار بر عمر خستگی نمونه‌های فولادی را بررسی کردند و از مقایسه مدل ارائه شده با مدل هارمن نشان دادند که تعداد کمتر آزمایش‌های تجربی مورد نیاز از مزیت‌های مدل پیشنهادی و حجم محاسباتی کمتر از مزایای مدل هارمن است. لی و همکاران در سال ۲۰۱۵ [14] یک مدل پیش‌بینی عمر خزش-خستگی جدیدی را بر پایه نرخ کرنش میانگین ارائه دادند که تاثیر تنش متوسط را در بر می‌گیرد. نتایج نشان داد که مدل جدید در دماهای مختلف دقت پیش‌بینی بالاتری نسبت به مدل GDP برای فولاد $1.25\text{Cr}0.5\text{Mo}$ دارد. راستی و همکاران در سال ۲۰۱۸ [15] اثر زبری سطح بر عمر خستگی در فرآیند سوراخ‌کاری فولاد سخت را بررسی کردند. آنها نتیجه گرفتند که در توسعه مدل تخمین عمر خستگی قطعات سوراخ‌دار، استفاده از مدل بر پایه پارامتر زبری سطح در مقایسه با پارامترهای برش، عمر خستگی را بهتر و با خطای کمتری محاسبه می‌کند. بینش و همکاران در سال ۲۰۱۷ [16] تغییر شکل پلاستیک را با توجه به تغییرات کرنش در آلومینیم شبیه‌سازی کردند. در یک مطالعه [17] فرآیند انطباق تداخلی و تاثیر آن بر عمر خستگی قطعات سوراخ‌داری از جنس فولاد AISI 4340 سخت‌کاری شده را به‌صورت تجربی مورد بررسی قرار دادند. به این منظور، پین‌هایی از جنس تنگستن‌کارباید درون قطعات فولادی جازده شد و تحت آزمون خستگی با نسبت بار صفر و فرکانس ۱۰ هرتز قرار گرفتند. نتایج

فاصله متوسط حفره است، آن را می‌توان متناسب با $(\frac{1}{n})^{\frac{1}{2}}$ در نظر گرفت و معادله به صورت ۶ بازنویسی می‌شود.

$$\frac{dA}{dN} = \frac{2\pi D_g \Omega \delta (P \Delta \varepsilon_p \cdot N)^{\frac{1}{2}}}{KT} \int_0^t \sigma(t) dt \quad (6)$$

از معادله ۶، افزایش سطح در ناحیه حفره شده (A_t) برای یک حفره در اولین سیکل تا سیکل N با معادله ۷ محاسبه می‌شود [20].

$$A_1 = \int_0^N P^{\frac{1}{2}} \cdot \Delta \varepsilon_p^{\frac{1}{2}} \cdot N^{\frac{1}{2}} \cdot \frac{2\pi D_g \Omega \delta}{KT} \left(\int_0^t \sigma(t) dt \right) dN \quad (7)$$

$$= \frac{2}{3} P^{\frac{1}{2}} \cdot \Delta \varepsilon_p^{\frac{1}{2}} \cdot N^{\frac{3}{2}} \cdot \frac{2\pi D_g \Omega \delta}{KT} \int_0^t \sigma(t) dt$$

فرض می‌شود که حفره‌ها در هر سیکل تشکیل می‌شوند و تعداد آنها در هر واحد ناحیه مرزانه در یک سیکل $P \Delta \varepsilon_p$ است. با استفاده از این رابطه و معادله ۷ همه حفره‌های ایجاد شده تا سیکل N توسط رابطه ۸ به دست می‌آید [20].

$$A_t = P \Delta \varepsilon_p (A_1 + A_2 + \dots + A_N) = P \Delta \varepsilon_p \left(\int_0^N G dN + \int_1^N G dN + \dots + \int_{N-1}^N G dN \right) \quad (8)$$

که در آن داریم:

$$G = P^{\frac{1}{2}} \cdot \Delta \varepsilon_p^{\frac{1}{2}} \cdot N^{\frac{1}{2}} \cdot \frac{2\pi D_g \Omega \delta}{KT} \int_0^t \sigma(t) dt \quad (9)$$

در نهایت با جای‌گذاری معادله ۹ در ۸ رابطه زیر را خواهیم داشت:

$$A_t = \frac{2}{5} P^{\frac{3}{2}} \cdot \Delta \varepsilon_p^{\frac{3}{2}} \cdot N^{\frac{5}{2}} \cdot \frac{2\pi D_g \Omega \delta}{KT} \int_0^t \sigma(t) dt \quad (10)$$

در تعداد بحرانی سیکل شکست (N_{cr}) ظرفیت تحمل بار به دلیل به هم پیوستن حفره‌های مرزانه یا رشد ناپایدار ترک به شدت کاهش می‌یابد و شکست خزش-خستگی توسط آسیب خزش بیشتر از تخریب و ترک اولیه خستگی کنترل می‌شود [23]. بنابراین وقتی همه ناحیه حفره شده به مقدار بحرانی برسد، شکست رخ می‌دهد. با توجه به مطالب گفته شده، از معادله ۱۰ می‌توان تعداد سیکل تا شکست را به صورت معادله ۱۱ نوشت [20].

$$N = C (P \cdot \Delta \varepsilon_p)^{-\frac{3}{5}} \left(\frac{\exp(-\frac{Q_g}{RT}) \int_0^t \sigma(t) dt}{T} \right)^{-\frac{2}{5}} \quad (11)$$

و داریم:

$$C = \left(\frac{4\pi \Omega D_0 \delta}{5KA_t} \right)^{-\frac{2}{5}} \quad (12)$$

که در آن T دمای آزمایش، Q_g انرژی فعال‌سازی نفوذ مرزانه‌ای و C یک ثابت بوده که دربرگیرنده ناحیه بحرانی حفره شده است. A_t به عنوان یک ثابت در نظر گرفته شده و مقدار بحرانی آن معیار شکست بوده و R ثابت گاز است.

۲- مراحل انجام آزمایش

در شکل ۱، الگوریتم مراحل انجام آزمایش آورده شده است که در ادامه هر کدام از آنها به صورت کامل توضیح داده خواهد شد.

آزمون‌های تجربی خستگی نشان داد که افزایش عمر خستگی نمونه‌ها تا میزان انطباق تداخلی ۱/۵٪ بود. در این سطح، عمر خستگی نسبت به نمونه بدون انطباق، حدود ۲/۵ برابر است، ولی با افزایش تداخل تا ۲٪، روند صعودی عمر خستگی متوقف می‌شود. تقی‌زاده و چاکریو در سال ۲۰۱۸ [18] تحقیق جامعی روی تاثیر تداخل توام با پیش‌بار اتصال پیچ و مهره بر عمر خستگی ورق سوراخ‌دار به صورت تجربی انجام دادند. نتایج آنها نشان داد که اعمال نیروی فشاری پیچ و مهره روی نمونه‌های دارای تداخل باعث افزایش عمر خستگی نمونه‌ها شده است.

۱-۱- مدل‌های پیش‌بینی عمر و آسیب در شرایط برهم‌کنش خزش-خستگی

مدلی در سال ۱۹۸۵ بر این فرض ساخته شد که به طور مکانیکی جاهای خالی در طول قسمت کششی خستگی باعث هسته‌زنی حفره می‌شوند (تاثیر خستگی در برهم‌کنش). همزمان با آن، حفره‌ها طی زمان نگهداری در قسمت کششی رشد می‌کنند (تاثیر خزش در برهم‌کنش) [19]. در این مدل جاهای خالی با توجه به تغییر شکل پلاستیک طی چرخه‌های خستگی به صورت خوشه‌ای، تشکیل و در مرزانه حفره ایجاد می‌شود. فرض شده که تعداد حفره‌های ایجاد شده در هر سیکل متناسب با دامنه تغییر شکل پلاستیک است. بنابراین تعداد حفره‌های هسته زده شده در طول بارگذاری سیکلی در هر واحد سطح مرزانه (n) به صورت معادله ۱ به دست آمده است [15].

$$n = P \Delta \varepsilon_p \cdot N \quad (1)$$

که در آن N تعداد سیکل، $\Delta \varepsilon_p$ تغییرات کرنش پلاستیک و P فاکتور جوانه‌زنی حفره است. فرض شده است که حفره‌های به دست آمده از فرمول بالا طی دوره نگهداری در بیشترین کرنش کششی توسط نفوذ مرزانه‌ای رشد می‌کنند.

مدل هول-ریمر [20] برای رشد نفوذی حفره‌ها در مرزانه به صورت معادله ۲ است.

$$\frac{dA}{dt} = \frac{2\pi D_g \Omega \sigma \delta}{lKT} \quad (2)$$

که در آن A ناحیه حفره زده شده، D_g ضریب نفوذ مرزانه‌ای و Ω حجم اتمی بوده که برابر با بردار برگرز ماده مورد نظر به توان سه است [21]. δ ضخامت مرزانه و مقدار آن ۲ برابر بردار برگرز شبکه است [2b]. l فاصله حفرات از هم، K ثابت بولتزمن و T دما بر حسب کلوین است. b بردار برگرز فولاد زنگ‌نزن ۴۱۰ است [22]. چون در برهم‌کنش خزش-خستگی زمان نگهداری در حالت کششی بوده، بنابراین قسمت تنش (σ) به صورت تابعی از زمان نگهداری (t) و به صورت معادله ۳ اصلاح شده است [20].

$$\sigma = \sigma(t) \quad (3)$$

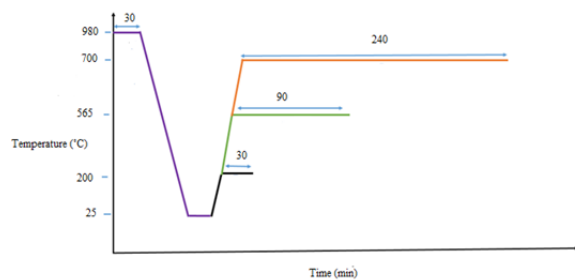
با جای‌گذاری رابطه ۳ در ۲، مدل هول-ریمر اصلاح شده به صورت معادله ۴ نوشته می‌شود.

$$\frac{dA}{dt} = \frac{2\pi D_g \Omega \sigma(t) \delta}{lKT} \quad (4)$$

اگر $\frac{dA}{dN}$ افزایش سطح در هر سیکل برای یک حفره باشد، معادله ۴ می‌تواند با انتگرال‌گیری از زمان به صورت معادله ۵ نوشته شود [20]:

$$\frac{dA}{dN} = \frac{2\pi D_g \Omega \delta}{lKT} \int_0^t \sigma(t) dt \quad (5)$$

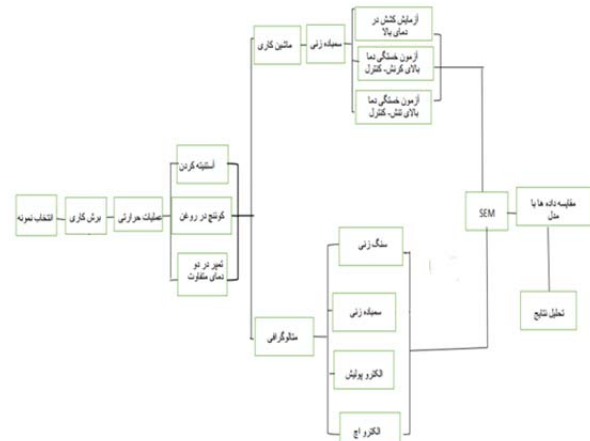
که در آن t زمان نگهداری است. با توجه به این که در معادله ۵، l



شکل ۳) شماتیک سیکل‌های عملیات حرارتی نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن ۴۲۰

۳-۲- تراشکاری

نمونه‌ها با توجه به استاندارد ASTM E8 توسط دستگاه مدل BR 50 TN تراشکاری شدند. نقشه و نمونه‌های آزمایش خستگی و کشش دمای بالا در شکل ۴ آورده شده است.



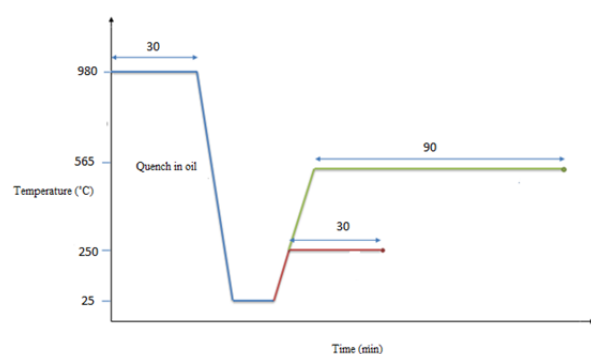
شکل ۱) الگوریتم مراحل انجام آزمایش

۲-۱- مواد اولیه

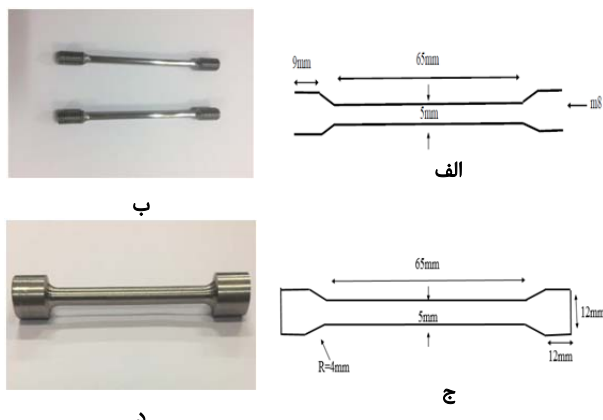
ماده اولیه مورد استفاده در این تحقیق میله‌های با قطر اولیه ۱۴ میلی‌متر و از جنس فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی ۴۱۰ و ۴۲۰ است که در پره‌های نیروگاهی کاربرد دارند. ترکیب شیمیایی آلیاژ ۴۱۰ شامل ۰/۰۲۲ گوگرد، ۰/۰۳۴ فسفر، ۰/۷۵ منیزیم، ۰/۳۸ سیلیس، ۰/۱۱۵ کربن و ۱۱/۸۴ کروم بوده، در حالی که ترکیب شیمیایی آلیاژ ۴۲۰ شامل ۰/۰۰۵ گوگرد، ۰/۰۳۴ فسفر، ۰/۷۰ منیزیم، ۰/۵۱ سیلیس، ۰/۲۰ کربن و ۱۲/۲۶ کروم است.

۲-۲- عملیات حرارتی

ابتدا تمامی نمونه‌های اولیه با طول ۱۰ سانتی‌متر در دمای ۹۸۰°C، آستنیتی و سپس در روغن کوئچ شدند. پس از سرد شدن نمونه‌ها در روغن و تمیزکاری، ۱۲ نمونه در دمای ۵۶۵°C به مدت ۹۰ دقیقه تمپر و پس از آن در هوا سرد شدند. همچنین ۱۲ نمونه دیگر در دمای ۲۰۰°C تمپر و پس از آن در هوا سرد شدند. دو نمونه دیگر از فولاد زنگ‌نزن ۴۲۰ در دمای ۶۹۰°C تمپر و مانند دیگر نمونه‌ها در هوا سرد شدند. با این روش ۵ حالت مختلف ساختاری در نظر گرفته شد. شکل‌های ۲ و ۳ به ترتیب شماتیک سیکل‌های عملیات حرارتی فولاد زنگ‌نزن ۴۱۰ و ۴۲۰ را نشان می‌دهد. گیره‌های مورد استفاده برای انجام آزمون خستگی دمای بالای کرنش-کنترل، از جنس فولاد H13 انتخاب شد. این فولاد از انواع گرم کار است که در ابتدا می‌توان با تراشکاری، شکل مورد نظر را از آن به دست آورد و برای رسیدن به سختی بالا توسط عملیات حرارتی، سختی آن را به بالای ۵۰۰ راکول سی هم رساند. گیره‌ها ابتدا در ۱۰۲۰°C به مدت ۳۰ دقیقه حرارت داده شدند، سپس کوئچ در روغن انجام گرفت و سختی آنها به ۴۳/۷ راکول سی رسید.



شکل ۲) شماتیک سیکل‌های عملیات حرارتی نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن ۴۱۰



شکل ۴) نمونه‌های آزمایش خستگی (الف و ب) دمای بالای کرنش-کنترل طبق استاندارد ASTM E8 و نمونه‌های کشش دمای بالا (ج و د): الف) نقشه و ب) نمونه اصلی، ج) نقشه و د) نمونه اصلی

۲-۴- متالوگرافی

ابتدا نمونه‌ها توسط دستگاه سنگ‌زنی نوع GD.125.1 برای پوس‌آب آماده شدند. در هنگام سنگ‌زنی، برای تغییر نکردن ساختار نمونه، همزمان آبدی صورت گرفت. نمونه‌ها به ترتیب توسط سمباده‌های با درجه ۶۰ تا ۳۰۰۰ آماده شدند. پس از آن به منظور سطح آینه‌ای، پولیش انجام شد. همه نمونه‌های ذکر شده از سری ۴۰۰ فولادهای زنگ‌نزن مارتنزیتی هستند و به همین دلیل توسط محلول به دست آمده از ASTM E407 تحت الکترو اچ قرار گرفتند. بررسی ریزساختاری نمونه‌های متالوگرافی شده توسط میکروسکوپ نوری انجام شد. برای میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، میکروسکوپ مدل XL30 جزء سری‌های XL ساخت شرکت فیلیپس استفاده شد.

۲-۵- آزمایش‌های کشش گرم و خستگی دمای بالا

آزمایش‌های کشش، خستگی تنش-کنترل و خستگی کرنش-کنترل در دمای ۵۰۰°C انجام گرفتند. آزمایش کشش و خستگی تنش کنترل توسط دستگاه Instron 8560 و آزمایش خستگی کرنش کنترل توسط دستگاه Instron 8800 (شکل ۵) انجام گرفت. دستگاه‌های کشش و خستگی مجهز به کوره مقاومتی است و کنترل دما توسط ترموکوپل و سیستم کنترل کامپیوتری با دقت ۲°C صورت گرفت. نمونه‌ها پس از رسیدن کوره به دما به مدت ۱۵ دقیقه پیش‌گرم شدند. سپس آزمایش‌های کشش گرم، خستگی تنش کنترل و خستگی کرنش کنترل به ترتیب با توجه به

فولاد ۴۱۰ بیشتر از فولاد زنگ‌نزن ۴۲۰ است که آن نیز به میزان کربن در ساختار دو نوع فولاد مربوط می‌شود.

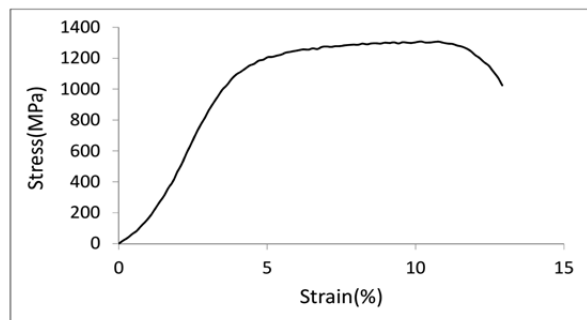
جدول (۱) خواص مکانیکی نمونه‌های اولیه

نوع نمونه	سختی (RB)	ازدیاد (%)	استحکام کشش (MPa)
فولاد زنگ‌نزن ۴۲۰	۹۵.۷	۱۹	۷۶۵
فولاد زنگ‌نزن ۴۱۰	۹۴	۲۲	۶۷۵

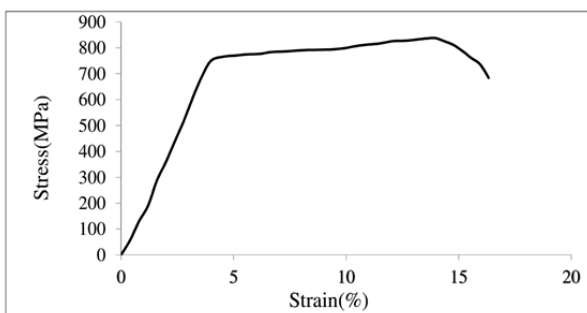
۳-۲- بررسی نتایج آزمون کشش در دمای بالا

به‌منظور بررسی تأثیر دمای تیمپر و همچنین درصد میزان کربن در ساختار فولاد روی خواص استحکام کششی دمای بالای فولادها، آزمون کشش در دمای ۵۰۰°C روی نمونه‌های فولاد ۴۱۰ تمپرسده در دمای ۲۰۰ و ۵۶۵°C و همچنین فولاد ۴۲۰ تمپرسده در دمای ۵۶۵°C انجام شد. نمودارهای کششی مربوط به نمونه‌های ذکرشده در نمودارهای ۱-۳ نشان داده شده است. در این آزمایش نرخ کرنش برابر با ۰.۰۵S-1 بوده است.

نتایج به‌دست‌آمده از آزمون کشش روی سه نمونه فولادی شامل استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول در جدول ۲ خلاصه شده است. مقایسه آنها با نتایج ارائه‌شده در جدول ۱ نشان می‌دهد که استحکام تسلیم و استحکام نهایی برای نمونه‌های فولادی با سیکل‌های حرارتی اشاره‌شده بالاتر از نمونه‌های فولادی ۴۱۰ و ۴۲۰ اولیه است. این افزایش استحکام و همچنین کاهش میزان ازدیاد طول برای نمونه‌های فولاد تحت عملیات حرارتی به‌خاطر وجود فاز سخت و شکننده مارتنزیت است. به بیان دیگر، فولادهای عملیات حرارتی‌شده با سیکل‌های مذکور، استحکام تسلیم و استحکام کششی بالاتری نسبت به نمونه‌های فولاد ۴۱۰ و ۴۲۰ عملیات حرارتی‌نشده دارند، ولی میزان ازدیاد طول در آنها حتی در دمای ۵۰۰°C نیز کمتر از میزان ازدیاد طول در دمای محیط برای نمونه‌های عملیات حرارتی‌نشده است.



نمودار (۱) نمودار حقیقی آزمون کشش در دمای ۵۰۰°C برای فولاد زنگ‌نزن ۴۱۰ تمپرسده در دمای ۲۰۰°C



نمودار (۲) نمودار آزمون کشش در دمای ۵۰۰°C برای فولاد زنگ‌نزن ۴۱۰ تمپرسده در دمای ۵۶۵°C

استانداردهای ASTM E21، ASTM E466، و ASTM E606 انجام شدند. آزمایش کشش در سرعت فک ۲ میلی‌متر بر دقیقه انجام گرفت. برای انجام آزمایش خستگی، سطوح ماشین‌کاری‌شده نمونه ابتدا توسط سمباده ۸۰۰، پرداخت و سپس توسط نمد پولیش شدند. آزمایش خستگی تنش کنترل در فرکانس ۳ هرتز و در دامنه تنش ۶۰۰ مگاپاسکال و به‌صورت کششی انجام شد. در آزمایش خستگی کرنش کنترل، فرکانس ۵/۰ هرتز و دامنه کرنش در بازه ۰/۸ تا ۱/۵ به‌صورت کششی بوده است. اندازه‌گیری و کنترل کرنش محوری توسط اکستنسومتر مانت‌شده روی نمونه انجام گرفت.



شکل (۵) دستگاه Instron8800 مورد استفاده برای اجرای آزمایش خستگی کرنش کنترل

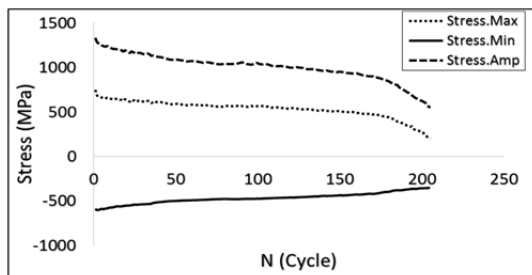
۳-۳- نتایج و بحث

در این قسمت ابتدا نتایج حاصل از آزمایش کشش در دمای ۵۰۰°C به‌منظور به‌دست‌آوردن میزان استحکام کششی و همچنین انعطاف‌پذیری نمونه‌های فولادی ۴۱۰ و ۴۲۰ آماده‌شده توسط سیکل‌های عملیات حرارتی تشریح‌شده در شکل‌های ۲ و ۳ ارائه می‌شود. همچنین به‌منظور بررسی تأثیر عملیات حرارتی شامل کوئنچ و تیمپر روی میزان سختی فولادهای مورد آزمایش، آزمون سختی‌سنجی، انجام و نتایج به‌دست‌آمده مورد تحلیل و بررسی قرار خواهد گرفت. در ادامه، رفتار خستگی کرنش- کنترل در دمای بالا روی نمونه فولاد ۴۱۰ تمپرسده در دمای ۵۶۵°C تحت دامنه‌های کرنش ۰/۸، ۱ و ۱/۵ مورد بررسی قرار می‌گیرد. برای بررسی‌های دقیق‌تر از تصاویر SEM نیز کمک گرفته شد. سپس برای محاسبه عمر و آسیب در هر لحظه و مقایسه بین داده‌های آزمایشگاهی و مدل‌های ارائه‌شده از نرم‌افزار MATLAB استفاده شده است. در این قسمت نتایج حاصل از نرم‌افزار آنالیز تصویر برای تکمیل داده‌های مدل نیز ارائه شده است. همچنین رفتار خستگی تنش- کنترل نمونه‌های فولاد ۴۲۰ تمپرسده در سه دمای ۲۰۰، ۵۶۵ و ۶۹۰°C نیز مورد مقایسه قرار گرفت.

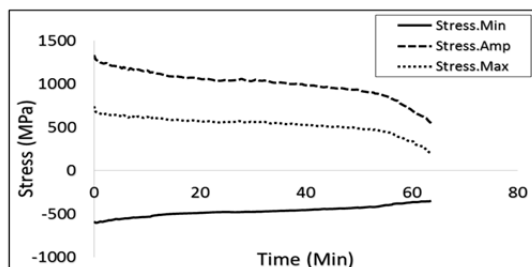
۳-۱- خواص مکانیکی فولادهای ۴۱۰ و ۴۲۰

نتایج به‌دست‌آمده از بررسی میزان سختی و آزمون کشش برای دو نوع فولاد زنگ‌نزن ۴۱۰ و ۴۲۰ بعد از آنیل در دمای ۶۰۰°C در جدول ۱ خلاصه شده است. همان‌طور که از نتایج ارائه‌شده در جدول قابل مشاهده بوده، میزان سختی مربوط به فولاد ۴۲۰ بیشتر از فولاد ۴۱۰ است که دلیل آن به حضور کربن بیشتر در ساختار فولاد ۴۲۰ نسبت داده می‌شود. البته حضور کروم در ساختار هر دو نوع فولاد بر میزان سختی آن تأثیرگذار بوده، ولی میزان تغییرات کروم برای دو فولاد تقریباً ناچیز است^[24]. میزان درصد ازدیاد طول به‌دست‌آمده برای

مینیمم بوده که در سیکل اول ۱۳۳۴ مگاپاسکال بوده و در سیکل نهایی به ۵۴۶ مگاپاسکال رسیده است.

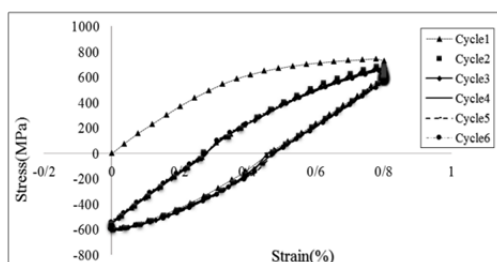


نمودار ۳) نمودار تنش-سیکل حاصل از آزمون خستگی کرنش-کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۵°C

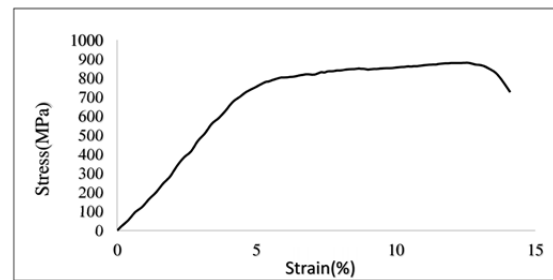


نمودار ۴) نمودار تنش-زمان حاصل از آزمون خستگی کرنش-کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۵°C با دامنه کرنش برابر با ۰.۸

به طور کلی فرآیند خستگی شامل سه مرحله بوده که عبارت از نرمی خستگی یا سختی خستگی، جوانه زنی ترک و گسترش ترک است و نهایتاً منجر به شکست قطعه در تنشی کمتر از تنش شکست می شود. از آنجایی که چند سیکل ابتدایی فرآیند خستگی مربوط به پدیده نرمی خستگی یا سختی خستگی است، می توان از نمودارهای تنش-کرنش در چند سیکل اول به این موضوع پی برد. به همین دلیل می توان از منحنی های تنش-کرنش چرخه ای یا اندازه گیری حلقه پسماند برای این موضوع کمک گرفت. در نمودار ۶، هیستریزس خستگی برای دامنه کرنش ۰.۸ در شش سیکل ابتدایی آزمایش رسم شده که نشان می دهد با گذشت سیکل ها اختلاف تنش های ماکزیمم و مینیمم کمتر شده است و نمودار ۳ نیز بیانگر همین موضوع بود. به بیان دیگر با توجه به این که در حلقه های دوم به بعد، نمونه فولاد ۴۱۰ با دامنه کرنش اعمالی ۰.۸ برای رسیدن به کرنش ماکزیمم، به میزان تنش کمتری احتیاج دارد، بنابراین نمونه رفتار نرم شوندگی نشان داده است. در نتیجه با در نظر گرفتن افت تنش ها در نمودارهای ۴ و ۵ می توان نتیجه گرفت که نمونه در طول آزمایش رفتار نرم شوندگی از خود نشان داده است. نمودار ۷ اختلاف سیکل ابتدایی و پایدار شده را نشان می دهد که در اینجا نیز رفتار نرم شوندگی مشاهده می شود.



نمودار ۵) نمودار تنش-کرنش حاصل از آزمون خستگی کرنش-کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۵°C با دامنه کرنش برابر با ۰.۸ در شش سیکل اول



نمودار ۶) نمودار آزمون کشش در دمای ۵۰۰°C برای فولاد زنگ نزن ۴۲۰ تمپر شده در دمای ۵۷۵°C

جدول ۲) خواص مکانیکی نمونه ها در حالت های مختلف عملیات حرارتی

نمونه ها	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی (MPa)	ازدیاد طول (%)
تمپر ۲۰۰°C (۴۱۰)	۱۱۰۰	۱۳۰۰	۱۳.۲
تمپر ۵۶۵°C (۴۱۰)	۷۵۰	۸۵۰	۱۶
تمپر ۵۶۵°C (۴۲۰)	۷۹۰	۸۸۰	۱۴

به عنوان نتیجه گیری کلی در این قسمت می توان بیان نمود که دو پارامتر در میزان استحکام فولادهای مورد نظر دخیل هستند که عبارت از میزان کربن فوق اشباع در شبکه بلوری مارتنزیت و نابه جایی های ایجاد شده در ساختار فولاد هستند که برای بررسی های مکانیکی بایستی به این دو عامل توجه نمود. افزایش دمای عملیات حرارتی از یک طرف منجر به کاهش میزان نابه جایی ها و از طرف دیگر باعث حضور فازهای کاربیدی در ساختار می شود. به همین دلیل استحکام کششی قطعات تا یک دما افزایش و سپس کاهش می یابد.

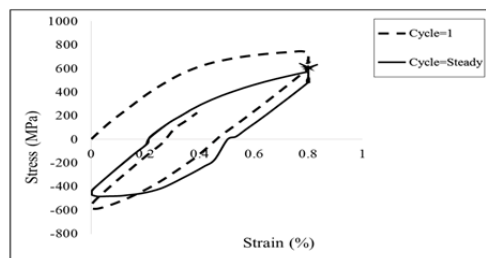
۳-۳- آزمون خستگی کرنش-کنترل در دمای بالا

برای بررسی عمر قطعات، پارامترهایی مانند تفاوت در نرخ کرنش، دما، زمان نگهداری در بیشترین کرنش، سیکل های عملیات حرارتی، جنس ماده و عوامل دیگر را می توان مورد توجه قرار داد. به همین دلیل در این قسمت به بررسی رفتار خستگی تحت کرنش متغیر پرداخته شده است. برای بررسی تغییرات کرنش و تاثیر آن روی عمر و آسیب، پارامترهای دیگر ثابت در نظر گرفته شده است. در مرحله اول، بررسی رفتار مقاومت به خستگی فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۶۵°C با استفاده از آزمون خستگی در سه دامنه کرنش مختلف ۰.۸، ۱ و ۱.۵ در دمای ۵۰۰°C انجام گرفت. نمودارهای تنش-سیکل و تنش-زمان برای دامنه کرنش ۰.۸ در نمودارهای ۴ و ۵ نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود برای نمونه فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۶۵°C، میزان تنش بعد از سیکل های اولیه به شدت کاهش می یابد و سپس به حالت تقریباً پایداری می رسد. بعد از حدود ۱۸۰ سیکل، افت تنش مجدداً به میزان زیادی رخ می دهد و بعد از ۲۰۵ سیکل، قطعه دچار شکست می شود. مشخص است که ثبات نسبی میزان تنش در سیکل های بین حدود ۲۵ تا ۱۸۰ به دلیل پدیده کار سختی و قفل شدن نابه جایی ها در یکدیگر است. قطعه پس از تحمل ۲۰۵ سیکل و بعد از حدود ۶۴ دقیقه دچار شکست شده است. در واقع از لحظه ابتدا تا لحظه شکست نمونه، ۶۴ دقیقه زمان گذشته که بخش زیادی از آن مربوط به زمان نگهداری در کرنش بیشینه است.

در حالت کلی، تنش بیشینه در سیکل اول ۷۴۵ مگاپاسکال بوده و در سیکل نهایی به ۱۹۷ مگاپاسکال کاهش یافته است. با توجه به تغییرات نمودارهای ماکزیمم و مینیمم تنش مشاهده می شود که با گذشت سیکل ها، اختلاف این دو نمودار کمتر شده است. دامنه تنش (Stress AMP) همان اختلاف بین تنش ماکزیمم و

تعداد سیکلی که قطعه فولادی توانسته تحمل کند ۱۷۰ سیکل است و این اتفاق بعد از گذشت حدود ۵۴ دقیقه از شروع اعمال تنش رخ داده است. بنابراین قابل پیش‌بینی است که افزایش دامنه کرنش منجر به کاهش عمر خستگی قطعه شود. به نظر می‌رسد که میزان قفل‌شدگی ناهنجاری‌ها در سیکل ۱۷۰ برای نمونه با کرنش یک بیشتر از میزان قفل‌شدگی ناهنجاری‌ها در سیکل ۲۰۵ برای نمونه با کرنش ۰.۸ بوده است.

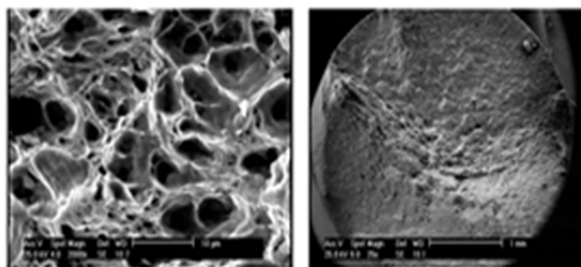
به‌منظور بررسی تاثیر میزان کرنش بر رفتار شکست حین آزمون خستگی، نمودار هیستریزیس مربوط به قطعه با دامنه کرنش یک در ۶ سیکل اول رسم شده و نتایج در نمودار ۱۰ نشان داده شده است. این بار نیز با ادامه سیکل‌های آزمون می‌توان نتیجه گرفت که اختلاف تنش‌های ماکزیمم و مینیمم کمتر شده که نشان‌دهنده رفتار نرم‌شوندگی قطعه در طول آزمون است. از مقایسه نمودار ۶ با ۱۰ می‌توان نتیجه گرفت که تغییرات دامنه کرنش باعث شده که نرم‌شوندگی در نمونه‌ای که دامنه کرنش آن برابر با یک است، شدیدتر باشد. نمودار ۱۱ تفاوت بین سیکل اول و پایدار شده در دامنه کرنش یک را نشان می‌دهد که در اینجا نیز رفتار نرم‌شوندگی به‌وضوح دیده می‌شود.



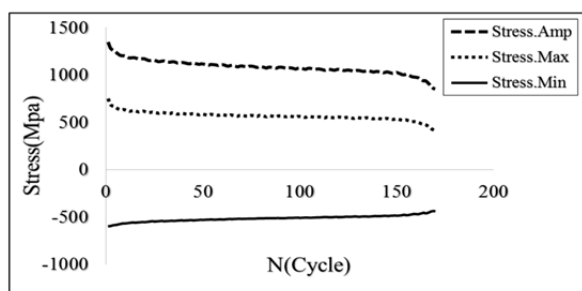
نمودار ۷) تفاوت بین سیکل‌های ابتدایی و پایدار شده حاصل از آزمون خستگی کرنش- کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۵°C با دامنه کرنش برابر با ۰.۸

سطح شکست نمونه فولادی تحت کرنش ثابت ۰.۸ بعد از ۲۰۵ سیکل خستگی در دو بزرگ‌نمایی ۲۵ و ۲۰۰۰ برابر در شکل ۶ نشان داده شده است. سخت‌شوندگی به‌دلیل ایجاد ناهنجاری‌ها حین فرآیند تغییر شکل و متعاقباً ایجاد موانع بر سر راه حرکت آنها و افزایش سختی در مراحل اولیه خستگی است. ولی حالت نرم‌شوندگی در خستگی زمانی اتفاق می‌افتد که حالت اولیه ماده ساختار سلولی (Cell structure) باشد. در این حالت، ناهنجاری‌های ایجاد شده در اثر پدیده خستگی با صعود و ازبین‌بردن همدیگر، کاهش می‌یابد و ضخامت دیواره سلول‌ها کمتر می‌شود. به بیان دیگر با تشکیل ساختار سلولی، مرزدهانه‌ها از ناهنجاری خالی می‌شوند و با ایجاد ریزدهانه‌ها، عمل نرم‌شدن اتفاق می‌افتد. اگر حالت اولیه ماده بین ساختار سلولی و ریزدهانه باشد، عمل نرم‌شدن اتفاق می‌افتد. بعد از عمل سخت‌شدن یا نرم‌شدن، مرحله جوانه‌زنی ترک شروع می‌شود. نوارهای لغزش خستگی معمول‌ترین محل جوانه‌زنی ترک خستگی بوده و ماهیت آن لغزش در دانه‌ها است. مرزدهانه‌ها و آخال‌های سطحی نیز از محل‌های جوانه‌زنی ترک هستند. به‌طور کلی جوانه‌زنی ترک خستگی ناشی از تغییر شکل پلاستیک است. نتایج نشان می‌دهد که اغلب جوانه‌زنی ترک خستگی از سطح قطعه بوده و مرحله بعدی، رشد و پیشروی ترک خستگی است. ترک‌های ایجاد شده در امتداد صفحات لغزش رشد خواهند کرد و طول آن به حد مشخصی می‌رسد. سپس ترک در جهت عمود بر جهت اعمال تنش رشد می‌کند و تا شکست نهایی این رشد ادامه خواهد داشت [25]. براساس مبانی توضیح داده شده و همان‌طور که در تصاویر SEM نیز مشخص است، یک منطقه براق و صاف و یک منطقه کدر در شکست قابل مشاهده بوده و منطقه براق مربوط به شکست خستگی است. یعنی این که ترک در این نواحی به وجود می‌آید و رشد می‌کند و چون دائماً در حال باز و بسته شدن بوده، ساییده می‌شود و انعکاس نور داشته و براق است. منطقه کدر نیز مربوط به شکست لحظه آخر است. یعنی زمانی که طول ترک به حد بحرانی می‌رسد، ماده دیگر تحمل تنش را ندارد و شکست ناگهانی رخ می‌دهد. میزان سطح کدر و براق بستگی به دامنه تنش اعمالی، میزان تمرکز تنش و نوع بارگذاری دارد. همان‌طور که مشاهده می‌شود ترک‌ها از سطح جوانه زده و به سمت مرکز نمونه‌ها رشد کرده‌اند [25, 26].

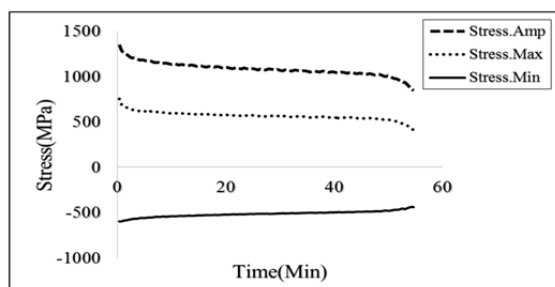
تغییرات تنش نسبت به تعداد سیکل خستگی و همچنین تغییرات تنش با گذشت زمان مربوط به آزمون خستگی کرنش- کنترل نمونه فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۶۵°C برای دامنه کرنش برابر با یک در نمودارهای ۸ و ۹ نشان داده شده است. همان‌طور که حدس زده می‌شد، با افزایش میزان کرنش اعمالی به قطعه، طول عمر آن نیز کاهش می‌یابد و قطعه در تعداد سیکل اعمالی کمتر و زمان کوتاه‌تری دچار شکست خستگی می‌شود، به‌طوری که بیشترین



شکل ۶) تصاویر SEM از سطح شکست نمونه فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۵°C بعد از آزمون خستگی کرنش- کنترل در دمای ۵۰۰°C با دامنه کرنش برابر با ۰.۸: الف) بزرگ‌نمایی ۲۵، ب) بزرگ‌نمایی ۲۰۰۰

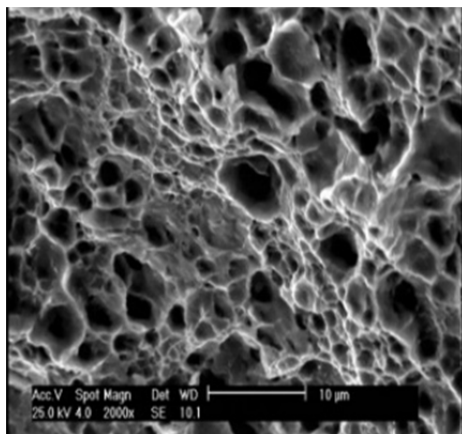


نمودار ۸) نمودار تنش- سیکل حاصل از آزمون خستگی کرنش- کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۵°C با دامنه کرنش برابر با یک

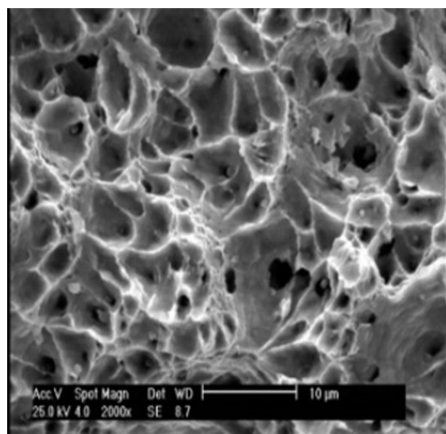


نمودار ۹) نمودار تنش- زمان حاصل از آزمون خستگی کرنش- کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۵°C با دامنه کرنش برابر با یک

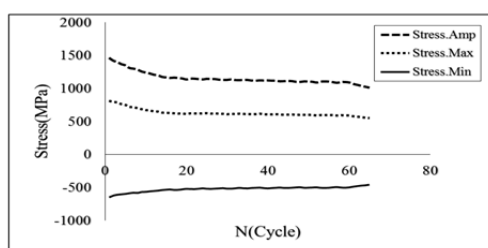
می‌شود[28]. با توجه به این نمودار می‌توان نتیجه گرفت که با تغییرات کرنش، فاکتور جوانه‌زنی حفره‌ها تغییر می‌کند.



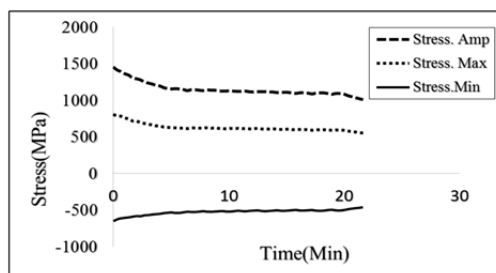
شکل ۷) تصاویر SEM از سطح شکست نمونه فولاد ۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۰°C بعد از آزمون خستگی کرنش- کنترل در دمای ۵۰۰°C با دامنه کرنش برابر با یک در بزرگ‌نمایی ۲۰۰۰



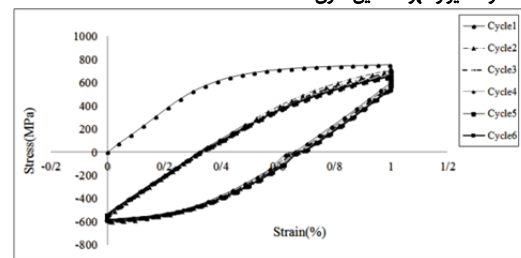
شکل ۸) تصاویر SEM از سطح شکست نمونه فولاد ۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۰°C بعد از آزمون خستگی کرنش- کنترل در دمای ۵۰۰°C برای دامنه کرنش برابر با ۱.۵ در بزرگ‌نمایی ۲۰۰۰



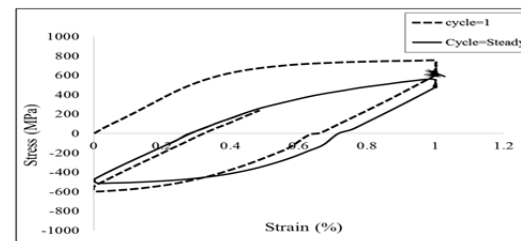
نمودار ۱۲) نمودار تنش- سیکل حاصل از آزمون خستگی کرنش- کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۰°C با دامنه کرنش برابر با ۱.۵.



نمودار ۱۳) نمودار تنش- زمان حاصل از آزمون خستگی کرنش- کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۰°C با دامنه کرنش برابر با ۱.۵.



نمودار ۱۰) نمودار تنش- کرنش حاصل از آزمون خستگی کرنش کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۰°C با دامنه کرنش برابر با یک در شش سیکل اول



نمودار ۱۱) تفاوت بین سیکل‌های ابتدایی و پایدار شده حاصل از آزمون خستگی کرنش- کنترل در دمای ۵۰۰°C برای نمونه فولاد ۱۰ تمپر شده در دمای ۵۷۰°C با دامنه کرنش برابر با ۱

سطح شکست قطعه فولادی بعد از ۱۷۰ سیکل خستگی با دامنه کرنش یک در شکل ۷ نشان داده شده است. افزایش کرنش منجر به افزایش حالت شکست ترد در قطعه و کاهش اندازه حفرات تشکیل شده روی سطح شده است. مشخص است که هر چقدر تعداد سیکل اعمالی تا نقطه شکست افزایش یابد، تعداد بیشتری از ریزحفرات ایجاد شده به یکدیگر متصل و در نتیجه برای نمونه با تعداد سیکل ۲۰۵ حفرات درشت‌تری نسبت به نمونه با تعداد سیکل ۱۷۰ مشاهده می‌شود.

با توجه به نتایج ارائه شده در نمودارهای ۱۲ و ۱۳ برای نمونه فولادی تحت آزمون خستگی کرنش- کنترل با دامنه کرنش ۱.۵ نیز رفتار نرم‌شوندگی رخ داده است. مشابه قبل، این بار نیز افزایش کرنش اعمالی باعث کاهش عمر خستگی قطعه فولادی شده، به‌طوری که نمونه مذکور ۶۵ سیکل خستگی را در زمان حدود ۲۲ دقیقه تحمل کرده و به شکست رسیده است. تصویر ارائه شده از سطح شکست قطعه بعد از تحمل ۶۵ سیکل خستگی در شکل ۸ نیز نشان می‌دهد که حفرات ایجاد شده روی سطح اندازه کوچک‌تری نسبت به دو نمونه قبلی دارند.

نتایج آزمون خستگی کرنش- کنترل نشان داد که با تغییر دامنه کرنش، عمر قطعات نیز تغییر می‌کند، به‌طوری که افزایش دامنه کرنش منجر به رفتار نرم‌شوندگی بیشتر، ولی طول عمر قطعه کوتاه‌تر و تحمل تعداد سیکل خستگی کمتر می‌شود[27]. برای توصیف دقیق‌تر و بررسی رفتار ریزساختاری ماده و تاثیر آن روی شکست، در ادامه از مدل‌های ریاضی استفاده می‌شود و نتایج به‌دست آمده از آزمایش‌ها و مدل مقایسه می‌شوند.

۳-۴- مقایسه بین داده‌های آزمایشگاهی و مدل

با توجه به مطالب بیان شده می‌توان از معادله ۱۱ برای پیش‌بینی عمر قطعه استفاده نمود. در این مدل پارامتر P (فاکتور جوانه‌زنی حفره) ثابت در نظر گرفته شده است و داده‌های آزمایشگاهی با مدل تطابق خوبی دارد. اما نکته حایز اهمیت در این پیش‌بینی، ثابت بودن تغییرات کرنش است. در مطالعه‌ای مشاهده کردند که این مدل در تغییرات دامنه کرنش نمی‌تواند عمر را به‌خوبی پیش‌بینی کند که در نمودار ۱۴ این نقطه ضعف به‌طور واضح دیده

$$N_{cr} = C(P' \cdot \Delta \varepsilon_p^m)^{-\frac{3}{5}} \left\{ \frac{\exp(-\frac{Q_g}{RT})}{T} \int_0^t \sigma(t) dt \right\}^{-\frac{2}{5}} \quad (17)$$

معادله ۱۷ بر پایه حفره های مرزدارنه پیشنهاد شده است که همچنین می توان آن را به صورت معادله ۱۸ نوشت [19].

$$\Delta \varepsilon_p^m \left\{ \frac{\exp(-\frac{Q_g}{RT})}{T} \int_0^t \sigma(t) dt \right\}^{\frac{2}{3}} \cdot N_{cr}^{\frac{5}{3}} = Const \quad (18)$$

که در ثابت آن (Const)، ثوابت معادله ۱۷ وجود دارند و برابر با $C \cdot P'^{\frac{-3}{5}}$ است. در جدول ۳ ثوابت مربوط به مدل استفاده شده گنجانده شده است [21, 22, 30, 32, 33]. بخش های داخل کمره در این مدل ذاتاً با آسیب حفره ارتباط دارند. از آنجایی که $\Delta \varepsilon_p^m$ با تعداد جوانه حفره در هر سیکل خستگی ارتباط دارد، ترم دیگر آن نیز ناشی از رشد حفره توسط نفوذ مرزدارنه ای به دلیل تنش آرامش در طی دوره زمان نگهداری است. معنی فیزیکی محصول این دو ترم نشان دهنده مقدار بحرانی آسیب ایجاد شده توسط برهم کنش خزش-خستگی و تحت آزمون های برهم کنش خزش-خستگی با زمان نگهداری است. بنابراین محصول این دو ترم می تواند به عنوان تابع آسیب در نظر گرفته شود که با توجه به آن رابطه زیر را خواهیم داشت [19]:

$$D_{C-F} = \Delta \varepsilon_p^m \left\{ \frac{\exp(-\frac{Q_g}{RT})}{T} \int_0^t \sigma(t) dt \right\}^{\frac{2}{3}} \quad (19)$$

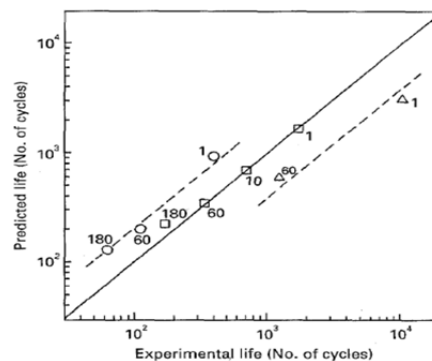
با توجه به این تعریف، معادله ۱۹ می تواند به صورت معادله ۲۰ نوشته شود [19].

$$D_{C-F} \cdot N^{\frac{5}{3}} = Const \quad (20)$$

همچنین برای بررسی بیشتر، به صورت معادله ۲۱ هم نوشته می شود.

$$\ln D_{C-F} = \ln Const + \left(-\frac{5}{3}\right) \ln N_{cr} \quad (21)$$

برای دقت بیشتر، از مدل اصلاح شده ۱۷ برای پیش بینی عمر در این تحقیق استفاده شد. همچنین برای به دست آوردن آسیب از مدل ۱۹ استفاده شد. بر همین اساس، نتایج حاصل از آزمایش خستگی کرنش-کنترل در دمای بالا روی قطعه فولادی ۴۱۰ تمپر شده در دمای ۵۶۵°C در جدول ۴ نشان داده شده است. قابل توجه است که نرخ کرنش در این آزمون برابر با $10^{-4} s^{-1}$ بوده، با جای گذاری داده های به دست آمده از معادله ۱۱ توسط نرم افزار MATLAB، ضرایب مورد نیاز برای مدل اصلاح شده به دست آمد که در جدول ۵ نشان داده شده است.



نمودار ۱۴) مقایسه بین داده های آزمایشگاهی و عمر پیش بینی شده در دامنه کرنش های مختلف [28]

۳-۵- مدل اصلاح شده مورد استفاده در این مقاله

در مدل ۱۱ توسط بررسی های راج و اشیبی [29]، لانسدل و فلویت [30] و دیگر محققان [31] فرض شده است که وقتی حفره ها به هم متصل می شوند شکست رخ می دهد. سپس شعاع حفره برابر با نصف فاصله بین مرکز حفره ها در یک نظم متناوب و تکرار شونده بوده که در معادله ۱۳ نشان داده شده است [31]:

$$A_t = \frac{\pi \gamma^2}{l^2} \quad (13)$$

که در آن γ (انرژی سطحی) ثابت بوده [30] و l نیز فاصله بین مرکز دو حفره در لحظه شکست است. حفرات به صورت کروی فرض شده اند و r شعاع حفره در لحظه شکست است که با توجه به معادله ۱۴ نوشته می شود [31]:

$$r = \frac{l}{2} \quad (14)$$

معادله ۱۱ مشکلاتی در پیش بینی عمر دارد که در بخش بعد توضیح داده می شود. با قراردادن پارامتر ریز ساختاری فاکتور هسته زنی حفره که در ارتباط با رسوبات مرزدارنه ای ماده است (P')، هسته زنی حفره ها با توجه به تغییرات کرنش به صورت معادله ۱۵ اصلاح شده است [19]:

$$p = p' \cdot \Delta \varepsilon_p^{m'} \quad (15)$$

که در آن P' فاکتور جدید هسته زنی حفره است و ثابت ماده به حساب می آید و m' نیز شیب نمودار بین P و $\Delta \varepsilon_p$ است. با توجه به اصلاح به وجود آمده برای به دست آوردن P ، معادله ۱ به صورت معادله ۱۶ اصلاح می شود [19]:

$$n = p' \cdot \Delta \varepsilon_p^m \cdot N \quad (16)$$

که در آن $m = m' + 1$ است. با جای گذاری رابطه ۱۶ در ۱۱، مدل اصلاح شده عمر خزش-خستگی که در این مقاله استفاده شده

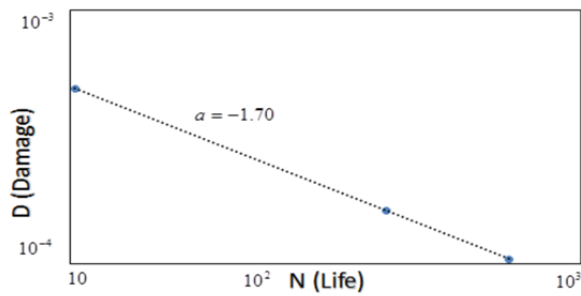
جدول ۳) ثوابت مدل استفاده شده [21, 22, 30, 32, 33]

K	$\gamma (j \cdot m^{-2})$	$T(K)$	R	$\Omega (m^3)$	$Q (\frac{KJ}{mol})$	$\delta(m)$	$b(m)$	D_0
1.38×10^{-13}	۲	۷۷۳	۸/۳۱۴	$1/6003 \times 10^{-19}$	۱۵۷	5.04×10^{-10}	2.52×10^{-10}	6.2×10^4

جدول ۴) نتایج حاصل از آزمایش خستگی کرنش-کنترل دمای بالا برای نمونه های فولاد ۴۱۰ تمپر شده در دماهای مختلف

شماره نمونه	A_t	$\Delta \varepsilon (\%)$	زمان نگهداری در کرنش $s(Min)$	زمان نگهداری در کرنش $s(Max)$	$\Delta \varepsilon_p (\%)$	$\int_0^t \sigma(t) dt (MPa)$	$N_f(Exp)$
۱	7.3174×10^{-11}	۰/۸	۰/۵	۱/۵	۰/۳	۷۲۱۵	۲۰۵
۲	7.4949×10^{-11}	۱	۰/۵	۱/۵	۰/۴	۷۳۶۵	۱۷۰
۳	7.7973×10^{-11}	۱/۵	۰/۵	۱/۵	۰/۸	۸۳۴۵	۶۵

N_{cr}	D_{C-F}	P	P'	R^2
۲۲۱	$۳/۵۲۳ \times ۱۰^{-۴}$	۳.۹۸×۱۰^{۱۳}		
۱۵۸	$۶/۲۸۲۸ \times ۱۰^{-۴}$	۰.۲۵×۱۰^{۱۳}	۱.۲۷۱۲×۱۰^{۱۴}	$۰/۹۶۳۹$
۶۷	۲۷×۱۰^{-۴}	۱۰.۲۰×۱۰^{۱۳}		



نمودار ۱۷) تغییرات آسیب با عمر پیش‌بینی شده

در نمودار ۱۷ شیب لگاریتمی آسیب به دست آمده نسبت به عمر پیش‌بینی شده برابر با a است. عدد حاصل از این شیب بسیار نزدیک به مقداری بوده که در معادله ۲۱ برابر با -1.66 - پیش‌بینی شده است. تطابق قابل قبول مقدار به دست آمده با مدل در نمودار ۱۷ مشخص است و نشان می‌دهد با افزایش آسیب، عمر قطعه کم می‌شود.

۳-۶- آزمون خستگی تنش- کنترل در دمای بالا

در ادامه به بررسی رفتار خستگی نمونه‌های فولادی ۴۲۰ با سیکل‌های حرارتی اشاره شده در دمای ۵۰۰°C پرداخته می‌شود. فرکانس حین آزمون برابر با ۳Hz بوده و خلاصه نتایج به دست آمده در جدول ۶ ارائه شده است. دو نکته در اینجا قابل تامل است. نخست این که عمر قطعات تمپر شده در دمای ۶۹۰°C از مابقی نمونه‌ها کمتر است و دو بار تکرار این آزمون برای نمونه مذکور نیز این موضوع را نشان می‌دهد. دوم این که تفاوت عمده‌ای بین عمر خستگی دو نمونه تمپر شده در دمای ۲۰۰ و ۵۶۵°C با نمونه تمپر شده در دمای ۶۹۰°C وجود دارد. البته زمان فرآیند تمپرینگ و همچنین تغییرات کاهش قطر نمونه تحت آزمایش قرار گرفته در دمای ۶۹۰°C می‌تواند در این موضوع تاثیرگذار باشد. طولانی‌ترین زمان تمپرینگ مخصوص به نمونه تمپر شده در دمای ۶۹۰°C است که اختلاف زمانی دو نمونه دیگر کمتر است و قطر آن نیز قبل از عملیات حرارتی از ۱۴ به ۱۲ میلی‌متر کاهش یافت. به همین دلیل اختلاف ساختاری ایجاد شده برای دو نمونه ۲۰۰ و ۵۶۵°C کمتر بوده و با نمونه تمپر شده در دمای ۶۹۰°C بیشتر است. مقادیر سختی اندازه‌گیری شده برای سه نمونه مذکور نیز این موضوع را به خوبی نشان می‌دهد.

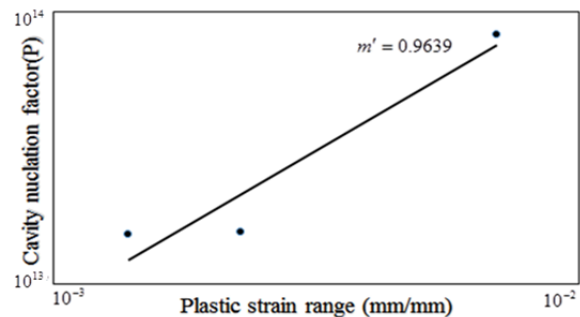
جدول ۶) نتایج آزمون خستگی تنش- کنترل دمای بالا

نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن ۴۲۰	سیکل (N)	عمر (N)
تمپر ۲۰۰°C	۲۲۱۸	۷۳۹.۳
تمپر ۶۹۰°C	۱۱	۶۵۰.۳
تمپر ۶۹۰°C	۲۳	۴
تمپر ۵۶۵°C	۱۹۵۲	۷.۶

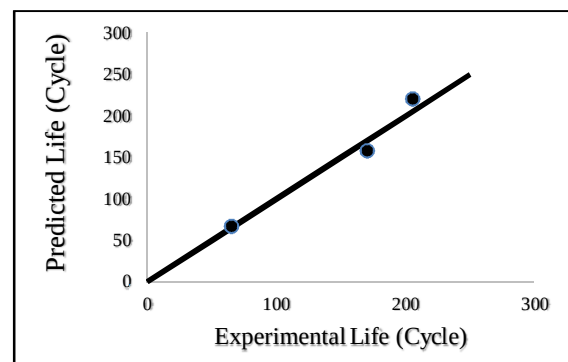
شکل‌های ۹-۱۱ سطوح شکست در اثر آزمون خستگی تنش- کنترل را برای نمونه‌های تمپر شده در دمای ۲۰۰ ، ۵۶۵ و ۶۹۰°C نشان می‌دهد. برای هر نمونه سه تصویر SEM در قسمت‌های شکست در اثر خستگی، شکست در اثر عدم تحمل بار و سطح کلی شکست آورده شده است. اغلب می‌توان منطقه ترک خستگی را از منطقه شکست نهایی به وسیله نشانه‌های ساحلی، صافی و خوردگی متمایز کرد. گاهی اوقات مناطق ساحلی به دلایل مختلف در سطوح شکست خستگی دیده نمی‌شوند، ولی عموماً سطوح شکست آنها دارای این مناطق است [34]. سطوح شکست نمونه‌های مختلف با

با جای‌گذاری تغییرات کرنش پلاستیک در معادله ۱۱، مقادیر P در هر دامنه کرنش پلاستیک به دست آمد. ضریب m' شیب حاصل از نمودار لگاریتمی فاکتور جوانه‌زنی حفره با تغییرات کرنش پلاستیک بوده که در نمودار ۱۵ نشان داده شده است.

با توجه به مطالعه نام و همکاران [19] مقدار پارامتر m' بایستی بین $۰/۸-۱/۵$ باشد که نشان‌دهنده صحت نتایج به دست آمده است. در ادامه با جای‌گذاری m' در معادله ۱۵، P' به دست می‌آید. P' ثابت ماده است که رابطه مستقیمی با چگالی خطی کاربیدهای مرزدانه‌ای دارد. در واقع می‌توان نتیجه گرفت که با تغییرات کاربیدهای مرزدانه‌ای در آلیاژهای مختلف، P' نیز تغییر کرده و با افزایش آن، عمر آلیاژ نیز کاهش یافته است. در واقعیت نیز رسوبات مرزدانه‌ای، مکان مناسبی برای ایجاد حفرات هستند. با قرارگیری حفرات در این موقعیت‌ها، عیوب ماده، افزایش و به دنبال آن عمر قطعه کاهش می‌یابد که این موضوع تطابق خوبی با تغییرات عمر به دست آمده با مدل دارد. با جای‌گذاری ضرایب به دست آمده در مدل، عمر پیش‌بینی شده به دست می‌آید که عدد حاصل در جدول ۵ آورده شده است. در ادامه مقایسه‌ای بین عمر پیش‌بینی شده و داده‌های آزمایشگاهی با توجه به معادله ۲۱ ارائه می‌شود. نمودار ۱۶ نشان می‌دهد که اعداد حاصل از مدل نزدیک به داده‌های آزمایشگاهی بوده و دقت مدل در پیش‌بینی عمر مناسب است.



نمودار ۱۵) منحنی تغییرات فاکتور جوانه‌زنی حفره بر حسب تغییرات کرنش پلاستیک



نمودار ۱۶) مقایسه بین عمر پیش‌بینی شده و نتایج تجربی

با توجه به نتایج به دست آمده می‌توان بیان نمود که نمونه فولاد تمپر شده در دمای 200°C تحت آزمون خستگی تنش-کنترل، عمر خستگی بالاتری از خود نشان می‌دهد، ولی تفاوت آن با نمونه تمپر شده در دمای 565°C کم است. به طور کلی می‌توان نتیجه گرفت که فولادهای ۴۱۰ و ۴۲۰ تمپر شده در دماهای 200°C و 565°C نسبت به نمونه تمپر شده در دمای 690°C از توانایی بالاتری برای کاربرد در پره‌های توربین برخوردار هستند. دلیل این موضوع می‌تواند به دلیل نوع ریزساختار ایجاد شده پس از فرآیند تمپرینگ برای نمونه‌های مذکور باشد. نکته‌ای که در مقایسه کلی بین دو نوع فولاد می‌تواند در بحث استحکام خستگی قابل توجه باشد، میزان استحکام کششی و تنش پسماند در قطعه است. از یک طرف افزایش دمای تمپر منجر به کاهش میزان تنش پسماند و در نتیجه افزایش عمر خستگی می‌شود و از طرف دیگر، باعث کاهش استحکام کششی و کاهش عمر خستگی می‌شود. بنابراین اثر بهینه هر کدام می‌تواند باعث بهبود در رفتار خستگی شود [25, 35, 36].

۴- نتیجه‌گیری

در این مقاله علاوه بر انجام آزمون‌های کشش دما بالا، سختی، خستگی کرنش-کنترل و تنش-کنترل دما بالا روی فولادهای زنگ‌نزن ۴۱۰ و ۴۲۰، از مدل کافین-مانسون اصلاح شده نیز برای بررسی بیشتر و مقایسه با نتایج آزمون خستگی کرنش-کنترل استفاده شد که مهم‌ترین نتایج حاصل به شرح زیر است:

- ۱- با توجه به نمودارهای تنش-سیکل آزمون خستگی کرنش-کنترل دمای بالا، در همه نمونه‌ها رفتار نرم‌شوندگی مشاهده شد.
- ۲- با توجه به تطابق داده‌های تجربی با مدل و نتایج حاصل از آن مشاهده شد که عمر و آسیب رابطه معکوسی با هم دارند و این در حالی است که تغییرات دامنه کرنش پلاستیک از ۰.۸ به ۱.۵ باعث تغییرات جوانه‌زدن حفرات از 3.98×10^{-3} به 10.2×10^{-3} شده که نشان‌دهنده رابطه مستقیم بین آنها است.
- ۳- با انجام عملیات حرارتی و تغییرات ریزساختاری ایجاد شده، خواص مکانیکی متفاوتی به دست آمد که می‌توان از این تکنیک برای بهبود و تمدید عمر قطعات استفاده نمود.
- ۴- به طور کلی برای استفاده از مدل‌های ریاضی در تعیین عمر در شرایط مختلف بهتر است که آنها بتوانند جوانب مختلف ریزساختاری را در نظر بگیرند. به عبارت دیگر، پارامترهای مختلف ریزساختاری در مدل وجود داشته باشد.

تشکر و قدردانی: موردی بیان نشده است.

تاییدیه اخلاقی: موردی بیان نشده است.

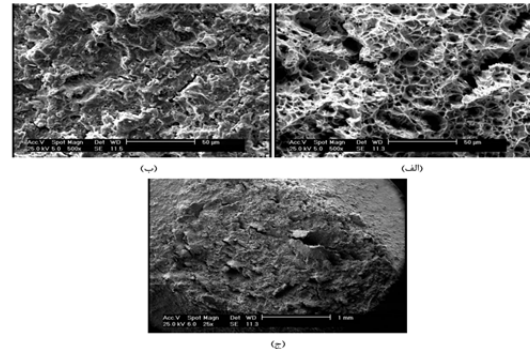
تعارض منافع: نویسندگان اعلام می‌کنند که این اثر حاصل یک پژوهش مستقل بوده و هیچ گونه تضاد منافعی با سازمان‌ها و اشخاص دیگری ندارد.

سهم نویسندگان: احمدرضا میر (نویسنده اول)، پژوهشگر اصلی (۵۰٪)؛ مهرداد آقایی‌خفری (نویسنده دوم)، پژوهشگر اصلی (۵۰٪) **منابع مالی:** موردی بیان نشده است.

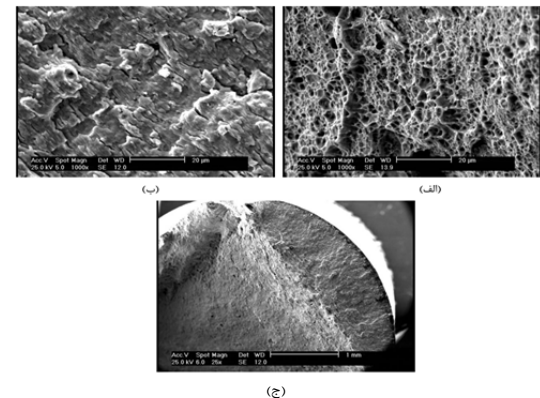
منابع

- 1- Viswanathan R. Damage mechanisms and life assessment of high temperature components. 1st Edition. Russell Township: ASM International; 1989.
- 2- Brostmeyer JD, Jones RB, inventors. Apparatus and process for converting an aero gas turbine engine into an industrial gas turbine engine for electric power production United States patent US 20180010476A1.

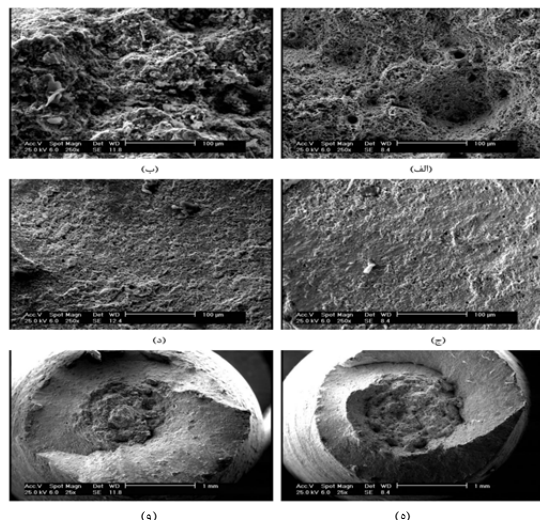
هم متفاوت است که از عوامل اصلی آن می‌توان به تغییرات در ریزساختار اولیه آنها طی عملیات حرارتی با سیکل و زمان‌های متفاوت اشاره کرد. نواحی تیره در سمت راست نمونه، شروع ترک در سطح نمونه و در ادامه اشاعه آنها به سمت مرکز سطح شکست را نشان می‌دهند. قسمت تیره‌تر، شکست در اثر ترک‌های خستگی را شامل می‌شود [25].



شکل ۹) تصاویر SEM سطح شکست نمونه فولاد ۴۲۰ در تمپر 200°C بعد از آزمون خستگی تنش-کنترل؛ الف) مرکز سطح شکست، ب) سطح کناری شکست، ج) نمای کلی سطح شکست



شکل ۱۰) تصاویر SEM سطح شکست نمونه ۴۱۰ در تمپر 565°C آزمون خستگی تنش-کنترل؛ الف) مرکز سطح شکست، ب) سطح کناری شکست، ج) نمای کلی سطح شکست



شکل ۱۱) سطح شکست نمونه ۴۲۰ در تمپر 690°C آزمون خستگی تنش-کنترل؛ الف) مرکز سطح شکست در سیکل ۲۳، ب) مرکز سطح شکست در سیکل ۱۱، ج) سطح کناری شکست در سیکل ۲۳، د) سطح کناری شکست در سیکل ۱۱، ه) نمای کلی سطح شکست در سیکل ۲۳، و) نمای کلی سطح شکست در سیکل ۱۱

- behavior of interference fitted specimens subjected to bolt clamping force. *Modares Mechanical Engineering*. 2018;17(11):247-258. [Persian]
- 19- Nam SW. Assessment of damage and life prediction of austenitic stainless steel under high temperature creep-fatigue interaction condition. *Materials Science and Engineering A*. 2002;322(1-2):64-72.
 - 20- Hong JW, Nam SW, Rie KT. A model for life prediction in low-cycle fatigue with hold time. *Journal of Materials Science*. 1985;20(10):3763-3770.
 - 21- Parvin H, Kazeminezhad M. Development a dislocation density based model considering the effect of stacking fault energy: Severe plastic deformation. *Computational Materials Science*. 2014;95:250-255.
 - 22- Momeni A, Dehghani K, Ebrahimi GR. Modeling the initiation of dynamic recrystallization using a dynamic recovery model. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011;509(39):9387-9393.
 - 23- Baik S, Raj R. Mechanisms of creep-fatigue interaction. *Metallurgical Transactions A*. 1982;13(7):1215-1221.
 - 24- Grange RA, Hribal CR, Porter LF. Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels. *Metallurgical Transactions A*. 1977;8(11):1775-1785.
 - 25- Dieter GE. *Mechanical metallurgy*. 3rd Edition. New York: McGraw-hill; 1986.
 - 26- Roessle ML, Fatemi A. Strain-controlled fatigue properties of steels and some simple approximations. *International Journal of Fatigue*. 2000;22(6):495-511.
 - 27- Murakam Y, Nomoto T, Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 1999;22(7):581-590.
 - 28- Choi BG, Nam SW, Yoon YC, Kim JJ. Characterization of the cavity nucleation factor for life prediction under creep-fatigue interaction. *Journal of Materials Science*. 1996;31(18):4957-4966.
 - 29- Raj R, Ashby MF. Intergranular fracture at elevated temperature. *Acta Metallurgica*. 1975;23(6):653-666.
 - 30- Lonsdale D, Flewitt PE. Damage accumulation and microstructural changes occurring during the creep of a 214% Cr1% Mo steel. *Materials Science and Engineering*. 1979;39(2):217-229.
 - 31- Weertman J. Hull-Rimmer grain boundary void growth theory-A correction. *Scripta Metallurgica*. 1973;7(10):1129-1130.
 - 32- Christien F, Le Gall R. Ultra-fast grain boundary diffusion and its contribution to surface segregation on a martensitic steel. *Experiments and modeling. Surface Science*. 2011;605(17-18):1711-1718.
 - 33- Bouwer EJ. Theoretical investigation of particle deposition in biofilm systems. *Water Research*. 1987;21(12):1489-1498.
 - 34- Stephens RI, Fatemi A, Stephens RR, Fuchs HO. *Metal fatigue in engineering*. 2nd Edition. New York: John Wiley & Sons; 2000.
 - 35- Torres MAS, Voorwald HJC. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. *International Journal of Fatigue*. 2002;24(8):877-886.
 - 36- Lin YC, Chen SC. Effect of residual stress on thermal fatigue in a type 420 martensitic stainless steel weldment. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003;138(1-3):22-27.
 - 2018 Jan 11.
 - 3- Gonzalez-Rodriguez JG, Salinas-Bravo VM, Ramlrez-Montañó JM. A study of the stress corrosion cracking susceptibility of AISI 410 steel in steam turbine environments using electrochemical noise. *Corrosion Reviews*. 1996;14(3-4):309-322.
 - 4- Dalmau A, Richard C, Igual-Muñoz A. Degradation mechanisms in martensitic stainless steels: Wear, corrosion and tribocorrosion appraisal. *Tribology International*. 2018;121:167-179.
 - 5- Mazur Z, Luna-Ramírez A, Juárez-Islas JA, Campos-Amezcu A. Failure analysis of a gas turbine blade made of Inconel 738LC alloy. *Engineering Failure Analysis*. 2005;12(3):474-486.
 - 6- Banaszkiewicz M. Numerical investigations of crack initiation in impulse steam turbine rotors subject to thermo-mechanical fatigue. *Applied Thermal Engineering*. 2018;138:761-773.
 - 7- Koul AK, Castillo R. Assessment of service induced microstructural damage and its rejuvenation in turbine blades. *Metallurgical Transactions A*. 1988;19(8):2049-2066.
 - 8- Yamamoto M, Ogata T. Microscopic damage mechanism of nickel-based superalloy Inconel 738LC under creep-fatigue conditions. *Journal of Engineering Materials and Technology*. 2000;122(3):315-320.
 - 9- Novovic D, Dewes RC, Aspinwall DK, Voice W, Bowen P. The effect of machined topography and integrity on fatigue life. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2004;44(2-3):125-134.
 - 10- Sabour MH, Bhat RB. Lifetime prediction in creep-fatigue environment. *Materials Science-Poland*. 2008;26(3):563-584.
 - 11- Shariati M. Experimental investigation of crack initiation and fatigue life of spot weld coach peel specimens. *Modares Mechanical Engineering*. 2008;8(1):99-114. [Persian]
 - 12- Shariati M, Mehrabi H. Experimental study of ratcheting influence on fatigue life of Ck45 in uniaxial cyclic loading. *Modares Mechanical Engineering*. 2013;13(10):75-83. [Persian]
 - 13- Gozin MH, Aghaei Khafri M. Experimental and numerical investigation of overload effects on fatigue life of AISI 4140 steel. *Modares Mechanical Engineering*. 2014;14(4):54-64. [Persian]
 - 14- Lei Q, Zhu SP, Huang HZ, Yue P. A new creep-fatigue life prediction model based on mean strain rate. 3rd International Conference on Materials and Reliability; 2015 Nov. 23-25; Jeju, Korea. 2015.
 - 15- Rasti A, Sadeghi MH, Sabbaghi Farshi S. Evaluation of surface roughness effect on fatigue life in drilling of hardened steel. *Modares Mechanical Engineering*. 2018;18(1):103-110. [Persian]
 - 16- Binesh B, Aghaie Khafri M, Daneshi M. Simulation and experimental study of severe plastic deformation of 7075 Al alloy processed by repetitive upsetting-extrusion. *Modares Mechanical Engineering*. 2017;17(8):323-332. [Persian]
 - 17- Sabbaghi Farshi S, Rasti A, Sadeghi MH, Hashemi Khosrowshahi J. Investigation of interference fit and its effect on fatigue life in hardened steel. *Modares Mechanical Engineering*. 2017;17(10):420-428. [Persian]
 - 18- Taghizadeh H, Chakherlou TN. Experimental investigation and numerical simulation of the fatigue