



An Entropy-Based Failure Prediction Model for Thermomechanical and Isothermal Fatigue Process

Zohreh Shirazi, Bijan Mohammadi *

Faculty of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

ABSTRACT: This work aims to evaluate the thermomechanical and isothermal fatigue behavior of an Inconel 718 specimen under various loading conditions, including low-cycle fatigue at 350°C and 650°C, as well as in-phase and out-of-phase thermal loading cycles. An entropy-based approach combined with finite element analysis and continuum damage mechanics was used to examine the fatigue response under three different mechanical loading conditions. The ABAQUS program facilitated the development of the finite element model, while the model for predicting fatigue life was evaluated using the subroutine code. The entropy-based approach, rooted in Boltzmann theory and continuum damage mechanics, enabled the calculation of entropy growth rates and damage accumulation parameters. The results show that the entropy-based method accurately captures the trends in fatigue life and damage formation under thermomechanical and isothermal fatigue conditions. These findings support previous experimental results, confirming the reliability and accuracy of the entropy-based model in predicting material degradation. This study highlights the value of using entropy as a precise parameter for assessing fatigue behavior, which is vital to developing more durable materials for high-performance applications.

Review History:

Received: Aug. 08, 2025
Revised: Sep. 24, 2025
Accepted: Nov. 03, 2025
Available Online: Nov. 07, 2025

Keywords:

Boltzmann Theory
Damage Mechanics
Entropy Generation
Finite Element
Thermomechanical Fatigue

1- Introduction

A gas turbine, consisting of a turbine, combustor, and rotating compressor, operates on a Brayton cycle using atmospheric air and fuel to generate high-temperature flow. Turbine blades are made of nickel and cobalt superalloys to withstand extreme temperatures. Due to thermal and mechanical stresses during startup and shutdown, monitoring the lifespan, creep, and fatigue of components is crucial for safe operation [1,2].

The connection between entropy generation and fatigue damage has enhanced the understanding of failure mechanisms [3]. Thermodynamic models are used to predict fatigue life and damage progression, while temperature variations and plastic strain energy are examined as key factors for evaluating fatigue performance [4]. Studies on thermal and isothermal fatigue tests show faster damage accumulation under cyclic loading, with a shorter fatigue life in IP mode compared to OP mode [5]. Testing on GTD-111 superalloy indicates that IP life is shorter than OP life due to high-temperature creep effects [6].

This paper introduces a fatigue model based on thermodynamics and continuum damage mechanics, analyzing entropy production [7]. The model establishes a relationship between entropy and the damage parameter using Boltzmann's statistical theory. It is applied to evaluate fatigue-life and damage parameters for OP, IP, and LCF

processes at different mechanical loading amplitudes in a gas turbine vane. The model is implemented in Abaqus finite element software by a *USDFLD* subroutine code to assess fatigue life.

2- Methodology

This study presents a fatigue model based on thermodynamics and damage mechanics, linking plastic damage to irreversible strain at the microstructural level. The damage parameter is nonlinear and scalar, ranging from 0 to 1, and is associated with the cumulative plastic strain rate. The dissipation potential of damage is defined using a material hardening model, considering the effect of stress triaxiality on void formation.

$$F_D = \left[\frac{1}{2} \left(-\frac{Y}{S_0} \right)^2 \frac{S_0}{1-D} \right] \frac{(D_{cr} - D)^{\frac{(\alpha-1)}{\alpha}}}{P^{\frac{(2+n)}{n}}} \quad (1)$$

The model uses the damage variable (Y), material constants (S_0), damage exponent (α), plastic strain (P), critical damage (D_{cr}), and hardening exponent (n). It adheres to the second law of thermodynamics, where entropy increases with cumulative damage. The entropy production rate, linked to the cumulative plastic strain rate, enables the prediction of

*Corresponding author's email: bijan_mohammadi@iust.ac.ir



S, Mises
(Avg: 75%)

+	4.179e+02
+	3.830e+02
+	3.482e+02
+	3.134e+02
+	2.786e+02
+	2.438e+02
+	2.089e+02
+	1.741e+02
+	1.393e+02
+	1.045e+02
+	6.964e+01
+	3.482e+01
+	1.075e-28

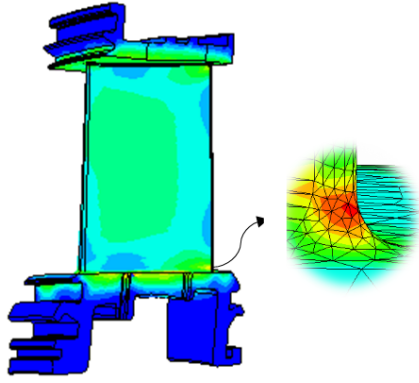


Fig. 1. Von Mises stress distribution at OP 60%.

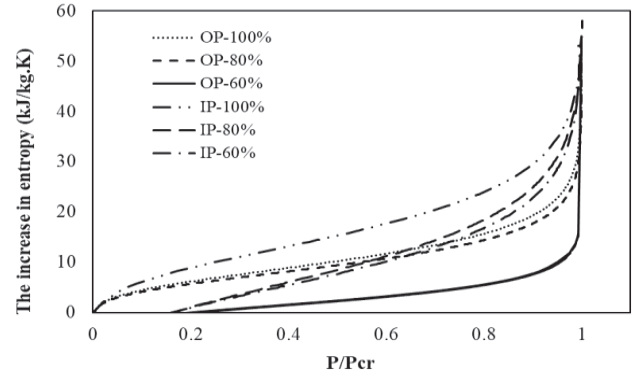


Fig. 2. Increase in entropy with P/Pcr for OP and IP.

fatigue life.

$$\dot{s} = \frac{-N_0 K_0 \alpha}{m_s \ln\left(\frac{P_{cr}}{P}\right) f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right)} \left[f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \ln\left(\frac{P_{cr}}{P}\right) - f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \frac{\dot{P}}{P} \right] \quad (2)$$

$$\frac{N_{in}}{N_f} = -\frac{N_0 K_0 \alpha}{s_{cr} m_s} \left[\ln\left(\ln\left(\frac{P_{cr}}{P}\right)\right) - \ln\left(\ln\left(\frac{P_{cr}}{P_{th}}\right)\right) \right] \quad (3)$$

P_{th} and P_{cr} represent the plastic strain at damage initiation and failure, respectively. N_{in} and N_f show the number of cycles at the current state and failure. m_s is the specific mass, while N_0 and K_0 are Avogadro and Boltzmann constants. Also, and s_{cr} are the entropy growth rate and entropy at failure, respectively.

The study developed a 3D model of a turbine vane using Inconel 718, simulating real gas turbine conditions with finite element analysis in Abaqus. A *USDFLD* subroutine code was created for fatigue analysis, integrating temperature, stress, and the proposed entropy model to evaluate fatigue behavior.

3- Results and Discussion

The Von Mises stress distribution at OP loading and 60% mechanical loading amplitude shows the stress intensity at the vane's trailing edge (Figure 1). Fatigue life was estimated using an entropy-based model across four loading conditions. The damage exponent (α) was determined through iterative simulations.

Figures 2 and 3 show that entropy growth accelerates with higher mechanical loading amplitudes, particularly beyond $P/P_{cr} = 0.9$. IP conditions have a more pronounced increase in entropy than OP, while LCF at 650°C shows higher entropy growth than at 350°C, with smaller decreases at lower loading. Also, pictures show that the final failure entropy at

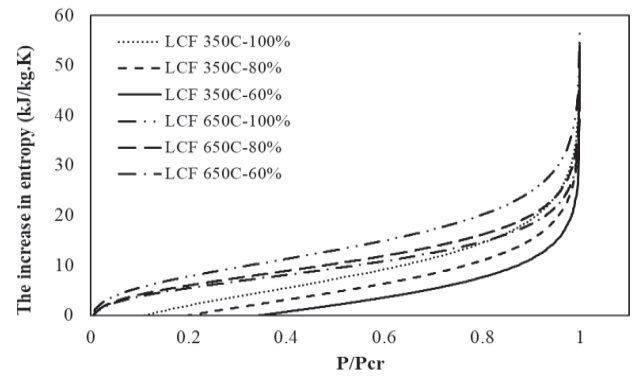


Fig. 3. Increase in entropy with P/Pcr for LCF .

all loadings remains approximately constant. The average value was obtained as 53.3 KJ/kg K.

Figures 4 and 5 show that damage accumulation decreases with lower mechanical loading amplitudes, with IP loading accelerating damage compared to OP. LCF at 650°C leads to faster damage accumulation than at 350°C, and significantly reduces fatigue life at higher temperatures.

4- Conclusions

This study examines the fatigue behavior of Inconel 718 gas turbine vane materials under various conditions, including LCF at 350°C and 650°C, and IP and OP thermal loading. The results show that IP loading leads to the highest entropy and damage growth. LCF at 350°C offers the best performance with longer fatigue life and lower entropy production. 650°C results in higher damage rates than 350°C, confirming the accuracy of the entropy-based model for predicting material degradation. Also, the final failure entropy remains approximately constant at all loadings.

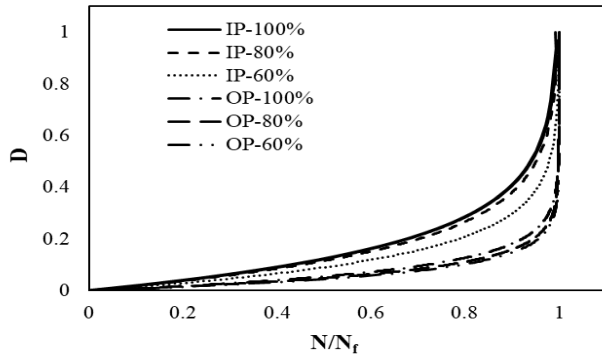


Fig. 4. The damage parameter for OP and IP.

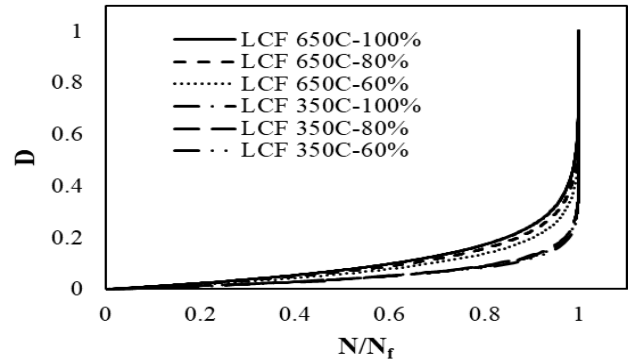


Fig. 5. The damage parameter for LCF 350°C and 650°C

References

- [1] P. Puspitasari, A. Andoko, P. Kurniawan, Failure analysis of a gas turbine blade: A review, in: IOP Conference series: materials science and engineering, IOP Publishing, 2021, pp. 012156.
- [2] V.V. Reddy, K. Selvam, R. De Prosperis, Gas turbine shutdown thermal analysis and results compared with experimental data, in: ASME Turbomachinery Technical Conference and Exposition, 2016, pp. V05CT18A005.
- [3] M. Amiri, M. Khonsari, Rapid determination of fatigue failure based on temperature evolution: Fully reversed bending load, *International Journal of Fatigue*, 32(2) (2010) 382–389.
- [4] A. Nourian-Avval, M. Khonsari, Rapid prediction of fatigue life based on thermodynamic entropy generation, *International Journal of Fatigue*, 145 (2021) 106105.
- [5] W. Deng, J. Xu, Y. Hu, Z. Huang, L. Jiang, Isothermal and thermomechanical fatigue behavior of Inconel 718 superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, 742 (2019) 813–819.
- [6] D. Lee, I. Shin, Y. Kim, J.-M. Koo, C.-S. Seok, A study on thermo-mechanical fatigue life prediction of Ni-base superalloy, *International Journal of Fatigue*, 62 (2014) 62–66.
- [7] J. Wang, Y. Yao, An entropy-based low-cycle fatigue life prediction model for solder materials, *Entropy*, 19(10) (2017) 503.



مدل پیش‌بینی شکست مبتنی بر آنتروپی برای فرایند خستگی ترمومکانیکی و هم‌دما

زهره شیرازی، بیژن محمدی^{*}

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

تاریخچه داوری:

دریافت: ۱۴۰۴/۰۵/۱۷

بازنگری: ۱۴۰۴/۰۷/۰۲

پذیرش: ۱۴۰۴/۰۸/۱۲

ارائه آنلاین: ۱۴۰۴/۰۸/۱۶

کلمات کلیدی:

اجزاء محدود

تولید آنتروپی

خستگی ترمومکانیکی

مکانیک آسیب

نظریه بولتزمن

خلاصه: هدف از این تحقیق ارزیابی رفتار بارگذاری خستگی کم‌چرخه ترمومکانیکی و هم‌دمای نمونه‌ای از جنس اینکونل ۷۱۸ تحت شرایط بارگذاری مختلف است، که شامل خستگی کم‌چرخه در دماهای ۳۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد و همچنین چرخه‌های بارگذاری حرارتی هم‌فاز و غیرهم‌فاز است. در این مطالعه، از ترکیب مدل مبتنی بر آنتروپی، مکانیک آسیب محیط پیوسته و تحلیل اجزای محدود برای بررسی پاسخ خستگی کم‌چرخه در سه دامنه بارگذاری مختلف استفاده شده است. در این تحقیق نرم‌افزار آباکوس برای توسعه مدل اجزای محدود و کد سابروتین برای ارزیابی مدل پیش‌بینی عمر خستگی به کار گرفته شده است. این مدل شامل یک مدل مبتنی بر آنتروپی است که از نظریه بولتزمن و مکانیک آسیب محیط پیوسته استخراج شده است. در این بررسی، رشد آنتروپی و پارامتر آسیب انباشته محاسبه و تحلیل شده است. از نتایج به دست آمده و همچنین با بررسی تحقیقات انجام شده در گذشته، اعتبار مدل مبتنی بر آنتروپی برای تحلیل عمر و پارامتر آسیب انباشته در خستگی ترمومکانیکی و هم‌دما تایید می‌شود. یافته‌ها نشان می‌دهند که مدل مبتنی بر آنتروپی قادر است روند کاهش عمر و افزایش آسیب در شرایط ترمومکانیکی و هم‌دما را به‌طور دقیق پیش‌بینی کند و نتایج حاصل از آن با نتایج قبلی هم‌راستا است.

۱- مقدمه

پرچرخه، خوردگی و اکسیداسیون همگی دمای گاز در توربین را محدود می‌کنند. تعامل بین خستگی کم‌چرخه و ترک‌خوردگی می‌تواند آسیب‌های جدی ایجاد کند و به‌طور چشمگیری طول عمر اجزا را کاهش دهد، بنابراین تخمین عمر نمونه‌ای که تحت دماهای بالا و بارگذاری خستگی قرار دارد برای حفظ ثبات از اهمیت بالا و ویژه‌ای برخوردار است [۳-۵].

تحقیقات زیادی در زمینه تاثیر خستگی کم‌چرخه بر آسیب و عمر سازه‌ها از جمله پره توربین گازی انجام شده است که بیشتر بر روی توسعه مدل‌های تجربی متمرکز است که در ادامه به برخی از آنها اشاره شده است. امیری^۱ و همکاران [۶] روشی برای محاسبه طول عمر سازه‌های تحت بارگذاری خستگی خمشی بررسی کردند. آزمایش‌های انجام شده روی آلومینیوم و فولاد ضدزنگ در شرایط محیطی یکسان نشان دادند که می‌توان عمر خستگی را با رسم شیب دما نسبت به زمان در ابتدای آزمایش محاسبه کرد. همچنین نادری^۲ و همکارش [۷] رویکردی تجربی برای تعیین آسیب خستگی فلزات بر اساس تئوری ترمودینامیک توسعه دادند. آنها سطوح آسیب

توربین گازی دارای سه قسمت اصلی شامل کمپرسور، محفظه احتراق و توربین است. هوای جو از طریق ورودی، وارد کمپرسور شده و فشار و دمای هوا افزایش می‌یابد. سپس، هوای فشرده وارد محفظه احتراق شده و با احتراق سوخت و هوای فشرده شده، گاز گرم می‌شود. در این مرحله، حجم گاز افزایش می‌یابد در حالی که فشار ثابت می‌ماند. در طول احتراق، گاز گرم‌شده منبسط می‌شود و می‌تواند تیغه‌های توربین را بچرخاند، که به نوبه خود می‌تواند کمپرسور و یک ژنراتور خارجی را به حرکت در آورد [۱، ۲]. اثرهای به‌هم‌پیوسته بسیاری می‌توانند باعث خرابی همزمان توربین شوند، بنابراین یک بررسی کامل خرابی برای بهبود قابلیت اطمینان سیستم توربین ضروری است. همچنین اجزای توربین گازی می‌توانند به دلیل مشکلات ارتعاشی در هنگام راه‌اندازی آسیب ببینند و تحت بارگذاری حرارتی-مکانیکی چرخه‌ای ناشی از تغییرات دما در هنگام راه‌اندازی و خاموش شدن قرار گیرند. به دلیل دمای بالای کاری توربین‌ها، پره‌ها معمولاً از سوپرآلیاژهای بر پایه نیکل و کبالت ساخته می‌شوند. ترک‌خوردگی، خستگی کم‌چرخه، خستگی

1. Amiri.

2. Naderi.

^{*} نویسنده عهده‌دار مکاتبات: Bijan_Mohammadi@iust.ac.ir



تنش- کرنش مستقیم آن‌ها در دسترس نیست، مانند پلیمرها و کامپوزیت‌های الیافی، مناسب است. مقادیر محاسبه‌شده آنتروپی نهایی شکست برای فولاد کم‌کربن ۱۰۱۸ و آلومینیوم $T^6 - 7075$ با داده‌های تجربی مطابقت داشت. همچنین نتایج تأیید کردند که آنتروپی نهایی شکست می‌تواند به‌عنوان شاخصی مستقل از ویژگی‌های هندسی سازه، برای پیش‌بینی عمر خستگی در شرایط مختلف بارگذاری به‌کار رود [۱۲]. سلیمی^۴ و همکاران مدلی برای نشان دادن نوسانات دمایی مواد فلزی در پاسخ به بارگذاری خستگی تک‌محوره با استفاده از قوانین ترمودینامیک توسعه دادند. چگالی کار پلاستیک، عمر خستگی و تولید آنتروپی نیز با استفاده از مدل مارو^۵ بررسی شد و سازگاری مقدار آنتروپی نهایی شکست در ابتدای شکست نهایی مورد بررسی قرار گرفت. مدل پیشنهادی به دو مرحله تقسیم شد: از آغاز آزمایش تا شروع ترک و از شروع ترک تا شکست نهایی. چگالی انرژی کرنش پلاستیک در هر چرخه در مرحله اول با مدل مارو برآورد شد و ثابت شد که این چگالی انرژی همیشه ثابت نیست. مدل بودنر^۶ برای تعیین چگالی انرژی کرنش پلاستیک در مرحله دوم در هر چرخه استفاده شد. نتایج مطالعه اهمیت انرژی کرنش پلاستیک را به‌عنوان یک پارامتر در فرآیند تکامل دما نشان داد [۱۳-۱۵]. خوانساری^۷ و همکاران یک روش قابل اعتماد برای پیش‌بینی عمر باقی‌مانده خستگی مبتنی بر مدل آسیب-آنتروپی ارائه دادند. این روش با استفاده از ترموگرافی مادون قرمز، انباشت آنتروپی و وضعیت آسیب را طی بارگذاری خستگی ارزیابی می‌کند و نرخ رشد آسیب آن در طول چرخه‌ها ثابت باقی می‌ماند. پارامتر آسیب مبتنی بر آنتروپی نسبت به پارامتر مبتنی بر کاهش سختی پایداری بیشتری دارد و پیش‌بینی دقیق‌تری از عمر باقی‌مانده فراهم می‌کند. آزمایش‌ها روی فولاد کربنی ۱۰۱۸ نشان داد که دمای پایدار نمونه‌ها به صورت خطی با تعداد چرخه‌ها افزایش می‌یابد و می‌توان از آن برای برآورد عمر باقی‌مانده بدون نیاز به تاریخچه بارگذاری استفاده کرد. این روش در شرایط بارگذاری با دامنه ثابت و متغیر، شامل بارگذاری‌های کم‌چرخه و پرچرخه، قابل اعمال است و خطای پیش‌بینی آن کمتر از ۱۰٪ گزارش شده است [۱۶]. در پژوهشی دیگر خوانساری و همکاران مدلی برای اندازه‌گیری اتلاف حرارت در حین بارگذاری چرخه‌ای برای شناسایی بخش‌هایی که آسیب ندیده‌اند و بخش‌هایی که آسیب دیده‌اند ایجاد کردند. نمودار تنش-عمر با استفاده از آزمایش خستگی و آزمایش

نمونه‌های مختلف فلزی که تحت خستگی کم‌چرخه خمشی، فشاری-کششی و خستگی پیچشی قرار داشتند را اندازه‌گیری کردند و از انرژی پلاستیک چرخه‌ای برگشت‌ناپذیر به عنوان تابعی از تولید آنتروپی استفاده کردند. در نهایت، آنها همبستگی تجربی بین تولید آنتروپی و متغیر آسیب را شناسایی کردند. همچنین نادری و همکاران [۸] مطالعه دیگری انجام دادند که در آن امکان محاسبه آنتروپی در نقطه شکست از طریق انباشت انرژی پلاستیک چرخه‌ای در هر دمای ماده را بررسی کردند. آن‌ها این هدف را با تحت کشش-فشار، پیچش و بارهای خمشی قرار دادن نمونه‌های فولاد ضدزنگ ۳۰۴ و آلومینیوم $T^6 - 6016$ محقق کردند. آن‌ها دریافتند که آنتروپی ترمودینامیکی فلزات تحت بارگذاری‌های متناوب و غیرمتناوب، بدون توجه به هندسه، بار یا فرکانس در نقطه شکست ثابت باقی می‌ماند. در تحقیقی دیگر مدل تکامل آسیب فیزیکی با استفاده از اصول ترمودینامیک بررسی شد. پارامتر تکامل آسیب که مدت عمر را پیش‌بینی می‌کند، با محاسبه تولید آنتروپی داخلی سیستم در نمونه‌های فولادی تحت کشش یکنواخت و بارگذاری چرخه‌ای تک‌محوره به دست آمد [۹]. توسط محمودی^۱ و همکاران یک روش جدید برای پیش‌بینی عمر خستگی فلزات بر اساس معیار آنتروپی شکست خستگی^۲ ارائه شد. این روش امکان پیش‌بینی سریع انرژی کرنش پلاستیک چرخه‌ای و تغییرات دما را با استفاده از مفهوم مقاومت جنبشی مواد جامد فراهم کرده است. پیش‌بینی‌های نظری با نتایج تجربی برای چندین آلیاژ مقایسه شد و نشان داده شد که این مدل می‌تواند به طور قابل اعتماد تغییرات دما، اتلاف انرژی کرنش پلاستیک و عمر خستگی فلزات را پیش‌بینی کند [۱۰]. در بررسی دیگری تغییرات آنتروپی ترمودینامیکی هنگام شروع ترک‌های خستگی در نمونه‌های ناچدار با استفاده از داده‌های تجربی از آلومینیوم $T^6 - 7075$ مورد مطالعه قرار گرفت. طبق بررسی‌ها آنتروپی تولید شده با افزایش دما و انرژی هیستریزس افزایش یافت و نتایج نشان داد که آنتروپی کل ثابت باقی می‌ماند، حتی اگر نمونه‌ها تحت شرایط بارگذاری مختلف قرار گرفته و روند شکست مشابهی داشته باشند [۱۱]. مقالو^۳ و همکاران از مفهوم جنبشی استحکام جامدات برای پیش‌بینی عمر خستگی تحت بارگذاری چرخه‌ای کنترل‌شده با تنش و محاسبه آنتروپی شکست خستگی استفاده کردند. برخلاف مدل‌های سنتی مبتنی بر تنش یا کرنش، این روش از دامنه تنش اعمال‌شده و دمای پایدار سطح نمونه برای تعیین عمر چرخه‌ای بهره می‌برد. این مدل به ویژه برای موادی که رابطه

4. Salimi.
5. Morrow.
6. Bodner.
7. Khonsari

1. Mahmoudi.
2. Fracture Fatigue Entropy.
3. Moghanlou.

گام به گام که مبتنی بر مفهوم آنتروپی نهایی شکست پیوسته بود، ایجاد شد. علاوه بر این، مشخص شد که همبستگی مستقیمی بین اتلاف انرژی و دمای پایدار وجود دارد که نشان داد نظارت بر دمای پایدار می‌تواند برای پیش‌بینی عملکرد خستگی استفاده شود [۱۷]. در مطالعه‌ای دیگر رفتار خستگی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ تحت بارگذاری‌های محوری، پیچشی و متناسب در دماهای ۲۰ و ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد بررسی شد. نتایج نشان داد که برای یک شرایط بارگذاری مشخص، عمر خستگی در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد بیشتر از دمای اتاق است و بیشترین عمر در آزمایش‌های پیچشی، سپس متناسب و در نهایت کششی مشاهده شد. مدل چپوش^۲ توانست رفتار چرخه‌ای تنش-کرنش ماده را تحت همه شرایط بارگذاری و دماها شبیه‌سازی کند. همچنین، مدل‌های فاطمی-سوشی^۳ و نسخه چندمحوری اسمیت واتسون تاپر^۴ توانستند عمر خستگی را با دقت مناسبی پیش‌بینی کنند؛ مدل اسمیت واتسون تاپر جهت ترک در کشش و مدل فاطمی-سوشی جهت ترک در پیچش را بهتر تعیین کرد، اما هیچ‌یک زاویه صفحه بحرانی را در تمام شرایط بارگذاری به‌طور کامل پیش‌بینی نکردند [۱۸]. دنگ^۵ و همکاران مکانیزم‌های مربوط به آسیب خستگی را برای اینکونل ۷۱۸ تحت بارگذاری خستگی حرارتی چرخه‌ای و هم‌دما بررسی کردند. نتایج آزمایش‌ها نشان داد که آسیب خستگی در هنگام بارگذاری چرخه‌ای سریع‌تر رخ می‌دهد و عمر خستگی در حالت خستگی هم‌فاز^۶ کمتر از حالت خستگی غیرهم‌فاز^۷ است [۱۹]. هولاندر^۸ و همکاران خستگی هم‌دما یک‌محوره و دومحوره-سطحی و همچنین خستگی ترمومکانیکی یک‌محوره در نمونه‌های *IN738LC* را بررسی کردند. برای بررسی تأثیر انواع مختلف تنش‌ها بر عمر خستگی، آزمایش‌های چرخه‌ای دومحوره هم‌دما با استفاده از بارگذاری محوری و برشی انجام شد. محققان ارتباطی بین مفهوم انرژی تغییر شکل و آزمایش‌های خستگی یک‌محوره و همچنین وضعیت تنش دومحوره تحت بارگذاری یک‌محوره یافتند. علاوه بر این یافتند که داده‌های خستگی کم‌چرخه^۹ برای برآورد دقیق عمر خستگی یک‌محوره هم‌فاز و غیرهم‌فاز در خستگی ترمومکانیکی برای *IN738LC* در دماهای بالای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد قابل

1. Inconel.
2. Chaboche.
3. Fatemi-Socie
4. Smith-Watson-Topper.
5. Deng.
6. In phase.
7. Out of phase.
8. Holländer.
9. Low-cycle fatigue.

استفاده است [۲۰]. ژانگ^{۱۰} و همکاران برای رفع نواقص قانون ماینر در پیش‌بینی عمر خستگی تحت توالی بارگذاری، یک مدل کاهش استحکام باقیمانده نمایشی-توانی ارائه کردند که با داده‌های فولاد ۴۵ و *35CrMo* اعتبارسنجی شد. سپس با ترکیب این مدل و مدل آسیب معادل خستگی، مدل معرفی گردید. نتایج بارگذاری چندمرحله‌ای نشان داد که مدل پیشنهادی علاوه بر توصیف مناسب روند کاهش استحکام باقیمانده، دقتی حدود دو برابر بیشتر از سایر مدل‌ها در پیش‌بینی عمر خستگی دارد [۲۱]. یو^{۱۱} و همکاران، یک مدل اصلاح‌شده تجمع آسیب خستگی برای پیش‌بینی عمر پره‌های توربین تحت بارگذاری ترکیبی با چرخه بالا و پایین ارائه دادند. این مدل با در نظر گرفتن ترتیب بارگذاری و تعامل بین خستگی کم‌چرخه و پرچرخه، دقت بالاتری نسبت به مدل‌های کلاسیک دارد و پیش‌بینی‌های آن با داده‌های آزمایشگاهی مطابقت خوبی را نشان داد. همچنین، یک مدل قابلیت اطمینان مبتنی بر نظریه آسیب معادل پیشنهاد شد که نتایج آن با شبیه‌سازی مونت کارلو تطابق داشت و نسبت به مدل‌های مبتنی بر خستگی تک‌چرخه مناسب‌تر بود [۲۲]. در تحقیقی دیگر آزمایش‌های خستگی کم‌چرخه، خستگی ترمومکانیکی هم‌فاز و غیرهم‌فاز برای پیش‌بینی عمر سوپرآلیاژ *GTD-III* در پره‌های توربین گازی انجام شد. در این بررسی عمر خستگی ترمومکانیکی با استفاده از مدل‌های استرگرن^{۱۲} و زامریک^{۱۳} محاسبه گردید. عمر خستگی هم‌فاز در این ماده کمتر از خستگی غیرهم‌فاز بود زیرا خزش دما بالا بر نتایج آزمایش‌های خستگی هم‌فاز در ناحیه کشش تأثیرگذار بود. علاوه بر این، پیش‌بینی عمر مدل زامریک ترجیح بیشتری نسبت به مدل استرگرن در پیش‌بینی عمر در چرخه‌های بالا داشت [۲۳-۲۵]. در مطالعه لی^{۱۴} و همکاران یک مدل پلاستیک بلوری همراه با معادله تکامل آسیب در دماهای بالا برای آلیاژهای با آنتروپی بالا بررسی شد تا کاهش ظرفیت تحمل بار ناشی از خرابی‌ها و کرنش‌های پلاستیک بزرگ را شبیه‌سازی کند. این مدل پدیده نرم‌شوندگی تنش در آلیاژهای با آنتروپی بالا چندبلوری پایه *AlCrCuFeNi* را که به شدت به دما و نرخ کرنش وابسته است، با دقت توصیف کرد و نتایج شبیه‌سازی با داده‌های تجربی همخوانی خوبی داشتند. تحلیل‌ها نشان داد که تنش ماکروسکوپی آلیاژهای با آنتروپی بالا زمانی کاهش می‌یابد که تکامل آسیب بر سخت‌شدگی غلبه کند [۲۶].

این مقاله یک مدل خستگی مبتنی بر ترمودینامیک و مکانیک آسیب را

10. Zhang.
11. Yue.
12. Ostergren.
13. Zamrik.
14. Lie.

را می‌توان به‌عنوان یک فرایند کاهش انرژی در مقیاس اتمی از طریق تکنیک‌های ترمودینامیکی توصیف کرد. مطالعات در مقیاس اتمی نشان می‌دهند که در طول بارگذاری و باربرداری چرخه‌ای، انرژی پیوندهای اتمی کاهش می‌یابد و این پیوندها کشیده می‌شوند. سپس، حفره‌های نانو مقیاس به حفره‌ها یا شکست‌های میکرومقیاس تبدیل می‌شوند. در نهایت، بار مقطع سالم از تنش نهایی ماده فراتر رفته و ترک‌های میکرو به شکست‌های بزرگ‌تر تبدیل می‌شوند که باعث شکست سطح می‌گردد [۲۸]. پژوهشگران آزمایش‌هایی روی الگوهای بارگذاری مختلف برای خستگی انجام داده‌اند، از جمله خستگی هم‌فاز، خستگی غیرهم‌فاز و خستگی کم‌چرخه هم‌دما. در آزمایش خستگی کم‌چرخه، دما ثابت باقی می‌ماند، در حالی که در آزمایش خستگی هم‌فاز، بیشترین بار در بیشترین دما اعمال شده و در آزمایش خستگی غیرهم‌فاز، کمترین بار در بیشترین دما وارد شده است. قابل ذکر است که یک روند واضح در رابطه با عمر چرخه‌ای نمونه‌ها تحت بارگذاری مشاهده نمی‌شود. گاهی اوقات، طول عمر نمونه تحت بارگذاری خستگی هم‌فاز بیشتر از بارگذاری خستگی غیرهم‌فاز است، در حالی که در مواقع دیگر، برعکس این موضوع اتفاق می‌افتد. علاوه بر این، طول عمر خستگی کم‌چرخه دمای بالا گاهی کمتر از خستگی هم‌فاز است و در مواقع دیگر تقریباً معادل آن‌ها هستند. زمانی که دامنه بارگذاری کم است، طول عمر خستگی هم‌فاز گاهی بیشتر است، در حالی که در دامنه بارگذاری بالا، عمر آن کمتر است. منحنی کرنش-عمر برای برخی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل دارای یک تقاطع است که می‌توان آنرا ناشی از آسیب خستگی، خزش و اکسیداسیون دانست [۲۹].

۲-۱- مدل مبتنی بر آنتروپی

بر اساس قانون جنبشی تکامل آسیب، آسیب پلاستیک با کرنش برگشت‌ناپذیر در مقیاس میکرو مرتبط است. ائتلاف آسیب پلاستیکی یک پارامتر غیرخطی و اسکالر است که باید در بازه ۰ تا ۱ قرار گیرد [۳۰]. همانطور که توسط قانون جنبشی تکامل آسیب (معادله (۱)) نشان داده شده است، نرخ تجمعی کرنش پلاستیک با پارامتر $\dot{\lambda}$ که ضریب پلاستیک است، مرتبط است. Y متغیر آسیب و F_D تابع پتانسیل ائتلافی است که با فرایند آسیب ارتباط دارد [۳۱]:

$$\dot{D} = -\dot{\lambda} \left(\frac{\partial F_D}{\partial Y} \right) \quad (1)$$

بررسی کرده است. تولید آنتروپی با استفاده از تحقیقات وانگ^۱ و همکارش در مبحث مکانیک آسیب محیط پیوسته مورد مطالعه قرار گرفته است [۲۷]. در ادامه، ارتباطی بین آنتروپی و پارامتر آسیب با استفاده از نظریه آماری بولتزمن برقرار شده است. با ترکیب معادلات استخراج‌شده از مدل مبتنی بر آنتروپی و به‌کارگیری نرم‌افزار اجزای محدود آباکوس به همراه سابروتین $USDFLD$ ، فرآیندهای خستگی کم‌چرخه هم‌دما و خستگی ترمومکانیکی هم‌فاز و غیرهم‌فاز تحت دامنه‌های مختلف بارگذاری شبیه‌سازی شدند. در گام نخست، برای محاسبه توزیع دما در شرایط خستگی ترمومکانیکی از سابروتین فیلم^۲ استفاده شده که منجر به ایجاد تنش و کرنش‌های حرارتی گردید. در ادامه مقادیر آنتروپی تولیدی و پارامتر آسیب تجمعی برای ناحیه بحرانی پره ثابت توربین گازی تحت بارگذاری‌های مختلف محاسبه شد. این مدل علاوه بر تحلیل عمر و بررسی آسیب پره‌های توربین گازی و بخار، قابلیت استفاده در سایر قطعات صنعتی تحت بارگذاری خستگی را نیز دارا است.

مدل خستگی کم‌چرخه وانگ پیش‌تر در مقیاس نمونه‌های آزمایشگاهی استاندارد بر روی مواد غیر از اینکونل ۷۱۸ بررسی شده بود و داده‌های خستگی کم‌چرخه و ترمومکانیکی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ توسط دنگ و همکاران ارائه شده است. نوآوری اصلی تحقیق حاضر در این است که برای نخستین بار، این مدل به جای نمونه‌های آزمایشگاهی ساده، روی پره ثابت توربین گازی با هندسه واقعی اعمال شده است؛ جایی که تنش‌های چندمحوره و گرادیان‌های دمایی پیچیده، رفتار ماده را به‌طور قابل توجهی تحت تأثیر قرار می‌دهند. داده‌های آزمایشگاهی دنگ شامل عمر، برای کالیبراسیون پارامترهای مدل استفاده شد و سپس مدل وانگ در قالب سابروتین $USDFLD$ در نرم‌افزار آباکوس اجرا گردید تا امکان محاسبه توزیع آنتروپی تولیدی و تجمع آسیب در انواع بارگذاری‌های خستگی فراهم شود.

بدین ترتیب، این تحقیق با ترکیب داده‌های آزمایشگاهی و شبیه‌سازی عددی، چارچوب مبتنی بر آنتروپی را از سطح نمونه آزمایشگاهی به سطح قطعه صنعتی ارتقا داده و امکان پیش‌بینی آسیب و تحلیل رفتار ماده در شرایط عملی پره توربین را فراهم کرده است.

۲- مفاهیم اولیه

در فرایند خستگی ترک‌های ریز تشکیل شده، رشد کرده و با پیوستن به یکدیگر در نهایت باعث تضعیف و شکست سازه‌ها می‌شوند. خستگی

1. Wang.
2. Film.

همان مفهوم در ترمودینامیک و فیزیک آماری است [۳۳]. بولتزمن^۵ رابطه‌ای میان بی‌نظمی و آنتروپی برای سیستم برقرار کرده که در این رابطه، m_s جرم ویژه، W پارامتر بی‌نظمی، S آنتروپی به ازای واحد جرم، K_0 ثابت بولتزمن و N_0 ثابت آووگادرو^۶ است [۳۴]. باساران^۷ و همکارش رابطه‌ای بین آنتروپی به ازای واحد جرم و پارامتر بی‌نظمی ارائه دادند که در معادله (۷) آمده است [۳۵]. همچنین، معادله (۸) ارتباطی میان نسبت تغییرات پارامتر بی‌نظمی به پارامتر بی‌نظمی در جریان و نسبت متغیر آسیب به متغیر آسیب بحرانی را نشان می‌دهد [۳۵]. در نهایت، معادله (۹) از ترکیب معادلات (۷) و (۸) حاصل شده است:

$$(D_{cr} - D)^{\frac{1}{\alpha}} = \frac{k^2}{2E\alpha\alpha_0} \ln\left(\frac{P_{cr}}{P_{th}}\right) f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \quad (۶)$$

$$W = e^{\left(\frac{m_s}{N_0 K_0}\right)^s} \quad (۷)$$

$$\frac{D}{D_{cr}} = \frac{W - W_0}{W} \quad (۸)$$

$$D = D_{cr} \left[1 - e^{-\left(\frac{m_s}{N_0 K_0}\right)^{(s-s_0)}} \right] \quad (۹)$$

در محیط پیوسته با آنتروپی S_0 ، بی‌نظمی W_0 معادل وضعیت اولیه آن است. محاسبه D_{cr} از داده‌های تجربی نسبتاً ساده به‌دست می‌آید؛ با این حال، این مقدار ممکن است بسته به پروفایل بارگذاری، مانند بارگذاری چرخه‌ای یا یکنواخت، متفاوت باشد. معادله (۱۰) با مقایسه معادلات (۶) و (۹) به‌دست آمده است. رابطه بین نرخ آنتروپی و نرخ کرنش پلاستیک تجمعی (معادله (۱۱)) را می‌توان با استفاده از لگاریتم و مشتق‌گیری بر حسب زمان از معادله (۱۰) تعیین کرد. زمانی که بارگذاری تک‌محوری در نظر گرفته شود، معادله (۱۱) به معادله (۱۲) تبدیل می‌شود [۳۷].

عبارت زیر به عنوان تابع پتانسیل اتلاف آسیب توسط بونورا^۱ تعریف شد. در اینجا، a_0 و S_0 ثوابت ماده و α نمای آسیب می‌باشند. D_{cr} مقدار بحرانی متغیر آسیب است که در آن شکست رخ می‌دهد و نمای سخت‌شوندگی ماده با n نمایش داده شده است [۳۱]:

$$F_D = \left[\frac{1}{2} \left(-\frac{Y}{S_0} \right)^2 \frac{S_0}{1-D} \right] \frac{(D_{cr} - D)^{\frac{(\alpha-1)}{\alpha}}}{P^{\frac{(2+n)}{n}}} \quad (۲)$$

پارامتر نرخ آسیب (معادله (۴)) توسط معادلات (۱) و (۲) محاسبه شده که بر اساس مدل سخت‌شوندگی رامبرگ-اوسگود^۲ (معادله (۳)) و رابطه‌ای بین ضریب پلاستیک و نرخ تجمعی کرنش پلاستیک به دست آمده است. ثابت ماده با K نشان داده شده و تأثیر تنش سه بعدی توسط تابع $f(\sigma_H/\sigma_{eq})$ (معادله (۵)) در نظر گرفته شده است. ضریب پواسون با ν و تنش هیدرواستاتیک^۳ و تنش فون مایز^۴ به ترتیب با σ_{eq} و σ_H نمایش داده شده است. طبق تحقیقات وانگ برای بارگذاری تک‌محوری محاسبه گردیده است [۳۲، ۳۷]:

$$\frac{\sigma_{eq}}{1-D} = KP^{\left(\frac{1}{n}\right)} \quad (۳)$$

$$\dot{D} = \frac{k^2}{2Ea_0} (D_{cr} - D)^{\frac{\alpha-1}{\alpha}} f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \frac{\dot{P}}{P} \quad (۴)$$

$$f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) = \frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu) \left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right)^2 \quad (۵)$$

معادله (۶) با ادغام معادله (۴) در بازه‌های (D, D_{cr}) و (P, P_{cr}) به‌دست می‌آید. در این معادله، P_{cr} مقدار بحرانی برای کرنش پلاستیک تجمعی است. طبق قانون دوم ترمودینامیک، تولید آنتروپی که معیاری برای بی‌نظمی سیستم است، با افزایش آسیب تجمعی بیشتر می‌شود. آنتروپی

1. Bonora.
2. Ramberg-Osgood.
3. Hydrostatic.
4. Von Mises.

5. Boltzmann.
6. Avogadro.
7. Basaran.

داده‌ها طبق معادله (۱۵) تعیین می‌شود [۳۱]. در این مطالعه، برای تعیین مقادیر آسیب از معادله (۱۶) استفاده شده است [۳۲]، همچنین معادله (۱۵) نیازمند انجام شبیه‌سازی‌ها در سطوح مشخص تنش و دما است. در نهایت آنتروپی برای فرایند خستگی با استفاده از پارامتر α و معادله (۱۴) محاسبه می‌شود.

$$\ln\left(\frac{D_{cr}-D}{D_{cr}-D_0}\right) = \alpha \ln\left[\ln\left(\frac{\varepsilon_{cr}}{\varepsilon}\right)\right] - C \quad (15)$$

$$D = \frac{\ln\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)}{\ln\left(\frac{\varepsilon_{cr}}{\varepsilon_0}\right)} \quad (\varepsilon \geq \varepsilon_0) \quad (16)$$

۲-۲- مدل اجزا محدود

در این تحقیق، پره ثابت توربین گازی با استفاده از خواص ماده اینکونل ۷۱۸ طراحی و مدل‌سازی شده است. مدل انتخابی شامل یک پره ثابت از ردیف اول توربین گازی است. تحلیل‌های المان محدود برای شبیه‌سازی رفتار پره تحت شرایط عملکرد توربین انجام شده است، که در این شرایط، بارهای حرارتی و فشار ناشی از گازهای داغی که از پره عبور می‌کنند، مدنظر قرار گرفته‌اند. برای تحلیل تنش، از نرم‌افزار المان محدود آباکوس استفاده شد و مدل سه‌بعدی با ۶۴۷۹۵ المان جامد از نوع $C3D4T$ طراحی گردید. این تعداد المان پس از بررسی حساسیت نتایج به المان‌بندی، تأیید شد. برای به‌دست‌آوردن توزیع دما در شرایط خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز، ابتدا تحلیل حرارتی به کمک سابروتین فیلم انجام شد که این تحلیل باعث ایجاد تنش و کرنش حرارتی در پره گردید. در ابتدا، توربین در دمای ثابت قرار داشت و طی تحلیل گذرا با اعمال منبع حرارتی ناشی از جریان گاز داغ از لبه حمله تا لبه فرار، توزیع دما در پره ثابت ایجاد شد و در نهایت، دمای سطح در ناحیه بحرانی به مقدار موردنظر رسید. خروجی این تحلیل حرارتی به‌عنوان ورودی تحلیل تنشی مورد استفاده قرار گرفت. در حالت خستگی هم‌فاز، تنش و دما هم‌زمان در بیشینه یا کمینه مقدار خود اعمال می‌شوند، هرچند این شرایط در عمل به‌ندرت رخ می‌دهد، اما برای تکمیل سناریو مورد بررسی قرار گرفت. در این شرایط، ۱۰۰٪ فشار بیشینه گاز داغ بر سطوح فشار و مکش ایرفویل همراه با دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد در ناحیه بحرانی لبه فرار اعمال شد. در سیکل معکوس نیز ۱۰۰٪ فشار بیشینه منفی همراه

$$\frac{k^2}{2E\alpha a_0} \ln\left(\frac{P_{cr}}{P}\right) f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) = D_{cr}^{\frac{1}{\alpha}} \exp\left(\frac{-m_s(s-s_0)}{N_0 K_0 \alpha}\right) \quad (10)$$

$$\dot{s} = \frac{-N_0 K_0 \alpha}{m_s \ln\left(\frac{P_{cr}}{P}\right) f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right)} \quad (11)$$

$$\times \left[f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \ln\left(\frac{P_{cr}}{P}\right) - f\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) \frac{\dot{P}}{P} \right]$$

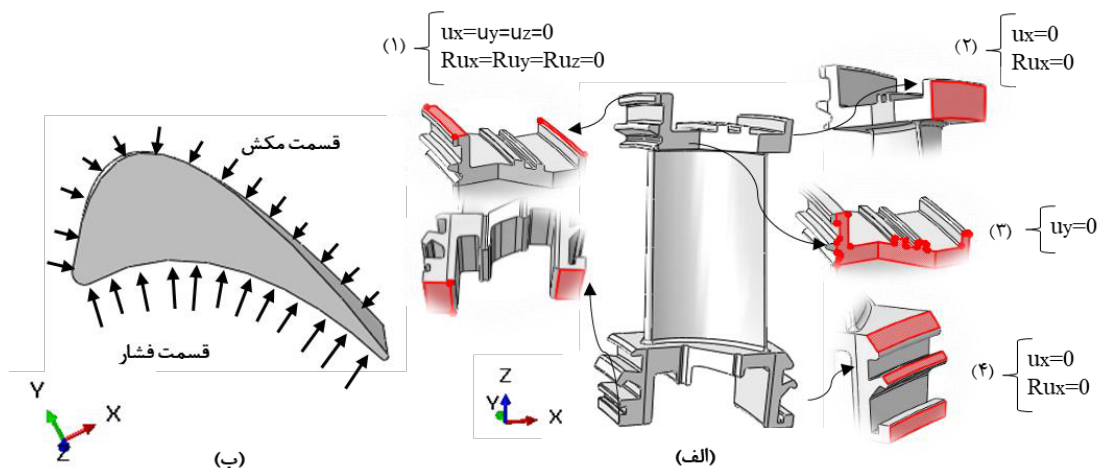
$$s_{in} = s - s_{th} = -\frac{N_0 K_0 \alpha}{m_s} \times \left[\ln\left(\ln\left(\frac{P_{cr}}{P}\right)\right) - \ln\left(\ln\left(\frac{P_{cr}}{P_{th}}\right)\right) \right] \quad (12)$$

عبارت‌های s_{in} و s_{th} به ترتیب نشان‌دهنده آنتروپی مربوط به زمان شروع ایجاد آسیب در ماده و رشد آنتروپی هستند. نادری و همکارش رابطه‌ای بین آنتروپی و عمر خستگی ارائه کردند، به‌گونه‌ای که آنتروپی و عمر نهایی برابر است با مجموع آنتروپی و مجموع عمر در جریان با آنتروپی و عمر در شروع ایجاد آسیب (معادله (۱۳)) [۷]. در خستگی با چرخه پایین، به‌دلیل کم‌اهمیت بودن مقادیر s_{th} و N_{th} نسبت به s_{cr} و N_f می‌توان از آن‌ها صرف‌نظر کرد. با مقایسه معادلات (۱۲) و (۱۳)، فرایند خستگی با چرخه کم از طریق معادله (۱۴) قابل ارزیابی است [۲۷].

$$\frac{s_{th} + s_{in}}{s_{cr}} \cong \frac{N_{th} + N_{in}}{N_f} \quad (13)$$

$$\frac{N_{in}}{N_f} = -\frac{N_0 K_0 \alpha}{s_{cr} m_s} \times \left[\ln\left(\ln\left(\frac{P_{cr}}{P}\right)\right) - \ln\left(\ln\left(\frac{P_{cr}}{P_{th}}\right)\right) \right] \quad (14)$$

پارامتر α ، که پارامتر مربوط به آسیب است از شیب بهترین خط تطابق



شکل ۱. (الف) شرایط مرزی جابه‌جایی و (ب) فشار گاز اعمال شده به پره ثابت توربین گازی.

Fig. 1. (a) Displacement boundary conditions and (b) applied gas pressure on the gas turbine vane.

(۴) نیز جابه‌جایی و چرخش در راستای محیطی (محور X) مقید شده است. جریان گاز داغ بر روی ایرفویل همواره از لبه حمله به سمت لبه فرار حرکت می‌کند. در سمت مکش ایرفویل^۲، فشار کمتر و سرعت جریان بیشتر است، در حالی که در سمت فشار^۳، جریان دارای فشار بالاتر و سرعت کمتری می‌باشد. مطابق شکل ۱-ب، فشار به صورت نرمال بر سطح وارد شده است. در این تحلیل، فشار گاز داغ یکنواختی برابر با ۱/۵ مگاپاسکال بر سطح فشار و ۱/۲ مگاپاسکال بر سطح مکش در نظر گرفته شد. در ادامه، برای بارگذاری‌های خستگی کم‌چرخه، هم‌فاز و غیرهم‌فاز، درصدهایی از این فشار به صورت چرخه‌ای به سطوح فشار و مکش ایرفویل اعمال شد. در ادامه، برای مدل‌سازی فرایند خستگی، کد سابروتین *USDFLD* توسعه یافته و مدل آنتروپی پیشنهادی نیز به‌عنوان مبنای این کد استفاده شده است. شکل ۲ نمایی از المان‌های پره ثابت توربین را نشان می‌دهد.

۳- نتایج و بحث

شکل ۳، توزیع تنش فون مایز روی پره ثابت در شرایط بارگذاری خستگی غیرهم‌فاز با دامنه ۶۰٪ از فشار گاز که در بخش قبل توضیح داده شد را نمایش می‌دهد. شکل ۴ نیز توزیع دما که ناشی از جریان گاز داغ بر روی پره است را نشان می‌دهد که با تحلیل حرارتی و با استفاده از سابروتین فیلم به‌دست آمده است. این شکل زمانی که نقطه بحرانی لبه فرار دمای ۳۵۰

با دمای کمینه یعنی ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد در ناحیه بحرانی لبه فرار لحاظ شد. علاوه بر این، سناریوهای دیگر خستگی هم‌فاز شامل بارگذاری‌های ۸۰٪ و ۶۰٪ فشار بیشینه نیز به‌صورت چرخه‌ای مشابه قبل بررسی شدند. در حالت خستگی غیرهم‌فاز، شرایط برعکس است، به‌طوری که در ۱۰۰٪ فشار بیشینه، دمای نقطه بحرانی ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد و در ۱۰۰٪ فشار بیشینه منفی، دما ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد در نظر گرفته شد. این تحلیل‌ها منجر به توزیع دمای متناسبی در بخش‌های مختلف پره شد و در نتیجه، تنش‌های حرارتی متناسبی ایجاد گردید. برای بارگذاری‌های بعدی در بررسی خستگی کم‌چرخه، دما به‌صورت یکنواخت (۳۵۰ یا ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد) در کل ایرفویل فرض شده است. در این شرایط، تحلیل‌های تنشی تحت فشارهای مذکور انجام گرفت که در آن، افزایش دما صرفاً موجب تغییرات خواص مکانیکی پره گردید.

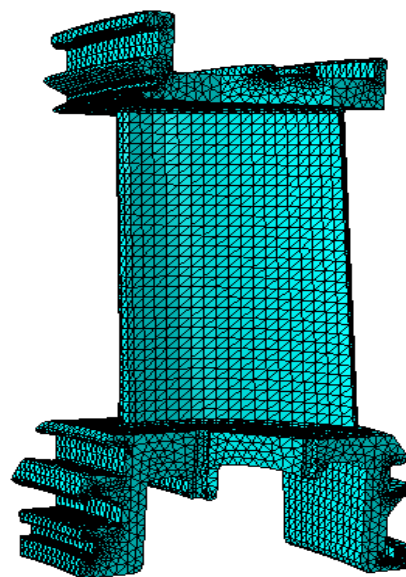
در شکل ۱-الف شرایط مرزی جابه‌جایی و در شکل ۱-ب فشار گاز اعمال شده به پره ثابت توربین نشان داده شده است. همانطور که در قسمت (۱) شرایط مرزی جابه‌جایی قابل مشاهده است، چرخش و جابه‌جایی قسمت بالا و پایین پره در تمامی جهات مهار شده است. در قسمت (۲) جابه‌جایی و چرخش در راستای محیطی (محور X) مقید شده است. با توجه به اینکه تنها یک پره ثابت از یک طبقه توربین تحلیل شده، برای در نظر گرفتن اثر پره‌های مجاور، در این سطح شرایط تقارن تناوبی^۱ اعمال شده است. در قسمت (۳) جابه‌جایی در راستای محوری (محور Y) و در قسمت

2. suction side.

3. pressure side.

1. cyclic symmetry.

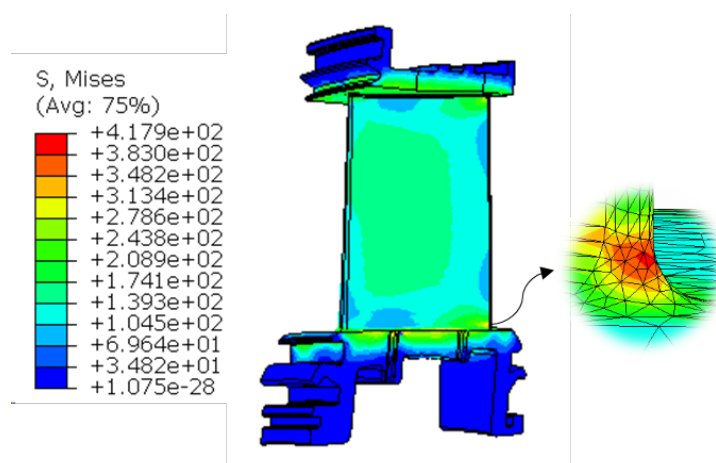
وانگ برای خستگی کم‌چرخه استفاده شده تا در سطوح متفاوت بارگذاری و در فازهای مختلف خستگی، یک پره ثابت توربین گازی شبیه‌سازی شود تا عمر، میزان آسیب وارده و آنتروپی تولیدی تحت شرایط مختلف بارگذاری بررسی و ارزیابی شود. تعدادی از داده‌های مورد استفاده در این پژوهش از جمله عمر نهایی از تحقیق دنگ [۱۹] و تعدادی دیگر از داده‌ها از جمله کرنش آستانه، کرنش بحرانی و نمای آسیب (α)، از طریق شبیه‌سازی و تکرار آن‌ها به‌دست آمده است تا در نهایت مقدار آسیب و آنتروپی تولیدی در شرایط مختلف بارگذاری محاسبه شود. کرنش بحرانی در جایی که آسیب به عدد ۱ محدود شده، محاسبه می‌شود و کرنش در شروع آسیب با تکرار شبیه‌سازی‌ها به‌دست می‌آید. تحلیل‌های خستگی در چهار شرایط بارگذاری مختلف انجام شده است، شامل ارزیابی خستگی کم‌چرخه در دماهای ۳۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد و همچنین تحلیل خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز بین دمای ۳۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد. جدول ۱ مقادیر کرنش آستانه، که بیانگر مقدار کرنش در شروع آسیب در ناحیه بحرانی، کرنش بحرانی، نمای آسیب و سایر اطلاعات برای هر شرایط بارگذاری تحلیل‌شده را خلاصه می‌کند. برای مقادیر اولیه P_{in} در شبیه‌سازی‌ها یک تخمین ابتدایی در نظر گرفته شده که پس از تکرار شبیه‌سازی‌ها، مقدار بهینه آن به‌دست آمده است. همان‌طور که پیش‌تر توضیح داده شد، طبق معادله ۱۵ و ۱۶، نمای آسیب در چند چرخه اول برای هر شرایط بارگذاری مختلف محاسبه شده است. شیب و عرض از مبدا نمودار در شرایط بارگذاری خستگی غیرهم‌فاز برای دامنه بارگذاری مکانیکی ۶۰٪ در شکل ۵ نشان داده شده است. شیب این نمودار نمای α و عرض از



شکل ۲. شبکه‌بندی پره ثابت توربین گازی.

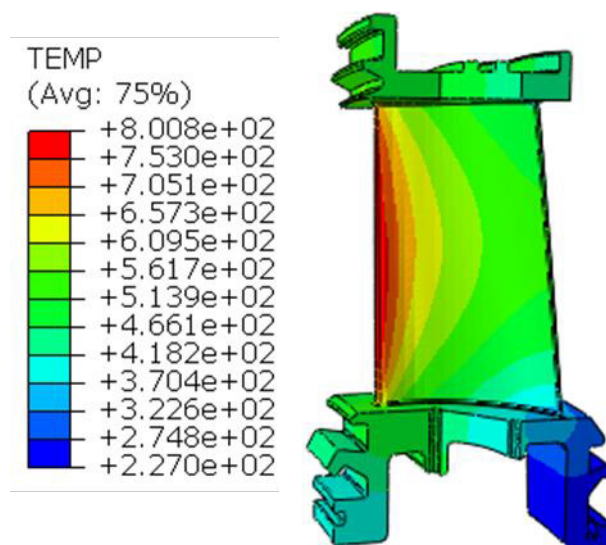
Fig. 2. Mesh of the gas turbine vane.

درجه سانتی‌گراد را تجربه کرده، نمایش می‌دهد و در طول سیکل، دمای نقطه بحرانی تا ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد افزایش یافته است. سپس این توزیع دمایی به عنوان ورودی به نرم افزار آباکوس برای تحلیل داده شد. همان‌طور که قبلاً نیز گفته شد در این تحقیق از بررسی‌های انجام شده توسط دنگ بر روی عمر خستگی ماده‌ای از جنس اینکونل ۷۱۸ و همچنین از مدل پیشنهادی



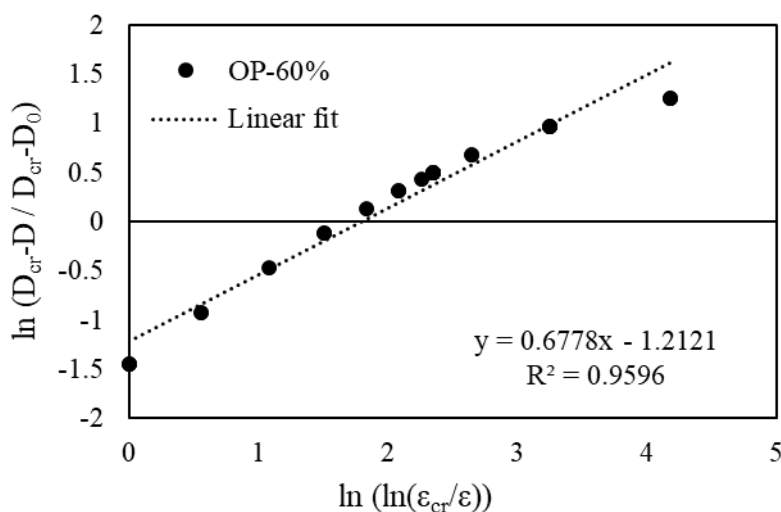
شکل ۳. توزیع تنش فون مایز در شرایط بارگذاری خستگی غیرهم‌فاز و دامنه بارگذاری مکانیکی ۶۰٪.

Fig. 3. Von Mises stress distribution under OP fatigue with a mechanical loading amplitude of 60%.



شکل ۴. توزیع دما در شرایط خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز.

Fig. 4. Temperature distribution under IP and OP fatigue conditions.



شکل ۵. نمای آسیب در شرایط بارگذاری خستگی غیرهم‌فاز و دامنه بارگذاری ۶۰٪.

Fig. 5. Damage exponent under OP fatigue with a loading amplitude of 60%.

متالورژیکی قابل درک است. به دلیل هندسه با ضخامت کم، تمرکز تنش بالا، انتقال حرارت محدود و وجود چرخه‌های مکانیکی و حرارتی، لبه‌ی فرار پره به‌ویژه در برابر آسیب خستگی تخریب‌پذیر است. معمولاً این آسیب زمانی رخ می‌دهد که جابجایی‌ها دوباره سازمان‌دهی شده و توانایی ماده در برابر تنش‌های چرخه‌ای کاهش می‌یابد. همانطور که در نمودار دیده می‌شود،

مبدأ مقدار C را تعیین می‌کند.

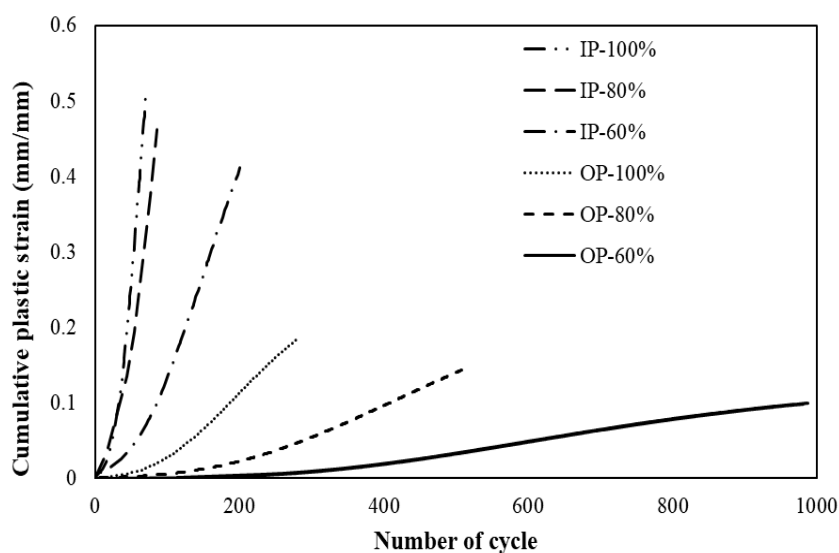
همان‌طور که در شکل‌های ۶ و ۷ نشان داده شده است منحنی‌های غیرخطی با شیب افزایش‌دهنده حاکم از افزایش مستمر نرخ تجمع کرنش پلاستیک در هر چرخه است. این رفتار، که در لبه‌ی فرار پره ثابت توربین گازی مشاهده می‌شود، قابل پیش‌بینی بوده و از دیدگاه مکانیکی و

جدول ۱. داده‌های خستگی برای مدل آنتروپی.

Table 1. Fatigue data for the entropy-based model.

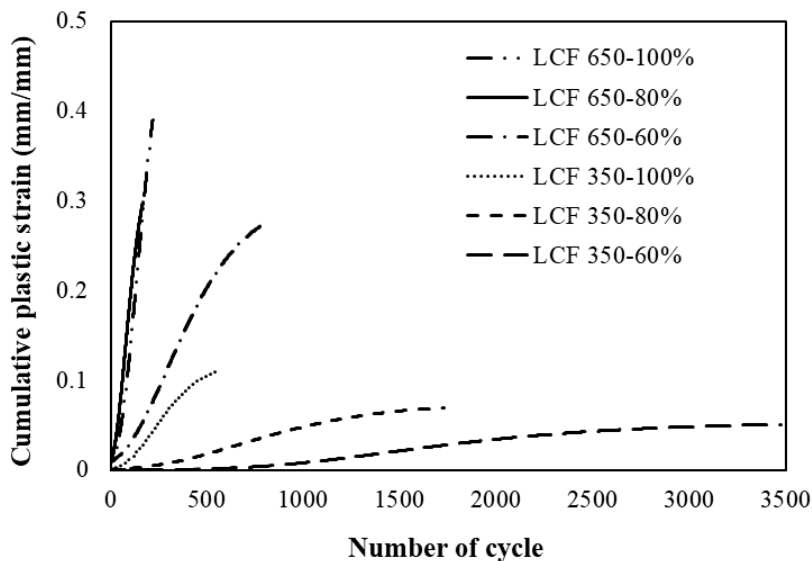
نوع بارگذاری	دما (درجه سانتی‌گراد)	دامنه بارگذاری مکانیکی (%)	عمر* (سیکل)	نمای آسیب	کرنش آستانه (میلی‌متر)	کرنش بحرانی (میلی‌متر)	آنتروپی نهایی شکست (کیلوژول/کیلوگرم.کلوین)
خستگی هم‌فاز	۳۵۰-۶۵۰	۱۰۰	۷۰	۰/۵۳۵	۰/۰۰۱۸	۰/۵۱	۵۸/۰
خستگی هم‌فاز	۳۵۰-۶۵۰	۸۰	(۸۲) ۸۵	۰/۹۲۶	۰/۰۰۱۶	۰/۴۶	۵۶/۰
خستگی هم‌فاز	۳۵۰-۶۵۰	۶۰	۲۰۰	۰/۸۹۹	۰/۰۰۱۰	۰/۴۱	۵۵/۰
خستگی غیرهم‌فاز	۳۵۰-۶۵۰	۱۰۰	۲۶۹	۰/۵۸۰	۰/۰۰۱۹	۰/۱۸	۵۵/۸
خستگی غیرهم‌فاز	۳۵۰-۶۵۰	۸۰	۴۹۶ (۵۲۲)	۰/۵۳۰	۰/۰۰۱۸	۰/۱۴	۵۴/۰
خستگی غیرهم‌فاز	۳۵۰-۶۵۰	۶۰	۹۶۴	۰/۶۷۷	۰/۰۰۱۲	۰/۱۰	۵۳/۰
خستگی کم‌چرخه	۶۵۰	۱۰۰	۲۰۹	۰/۷۶۱	۰/۰۱۱۲	۰/۳۸	۵۶/۵
خستگی کم‌چرخه	۶۵۰	۸۰	۱۶۸ (۲۷۸)	۰/۶۵۲	۰/۰۱۰۴	۰/۲۹	۵۳/۷
خستگی کم‌چرخه	۶۵۰	۶۰	۷۳۳	۰/۶۷۰	۰/۰۱۰۱	۰/۲۷	۵۴/۵
خستگی کم‌چرخه	۳۵۰	۱۰۰	۵۳۳	۰/۷۲۹	۰/۰۰۱۶	۰/۱۱	۵۰/۰
خستگی کم‌چرخه	۳۵۰	۸۰	(۱۷۷۶) ۱۶۴۰	۰/۷۲۶	۰/۰۰۱۴	۰/۰۷	۴۸/۰
خستگی کم‌چرخه	۳۵۰	۶۰	۳۴۸۵	۰/۷۲۰	۰/۰۰۱۱	۰/۰۵	۴۵/۰

* در ستون عمر، اعداد داخل پرانتز نتایج حاصل از شبیه‌سازی و مابقی اعداد این ستون، نتایج حاصل از تحقیق دنگ [۱۹] است.



شکل ۶. کرنش پلاستیک تجمعی بر حسب عمر در شرایط بارگذاری خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز.

Fig. 6. Accumulated plastic strain versus life under IP and OP fatigue conditions.



شکل ۷. کرنش پلاستیک تجمعی بر حسب عمر در شرایط بارگذاری خستگی کم چرخه در دماهای ۶۵۰ و ۳۵۰ درجه سانتی گراد.

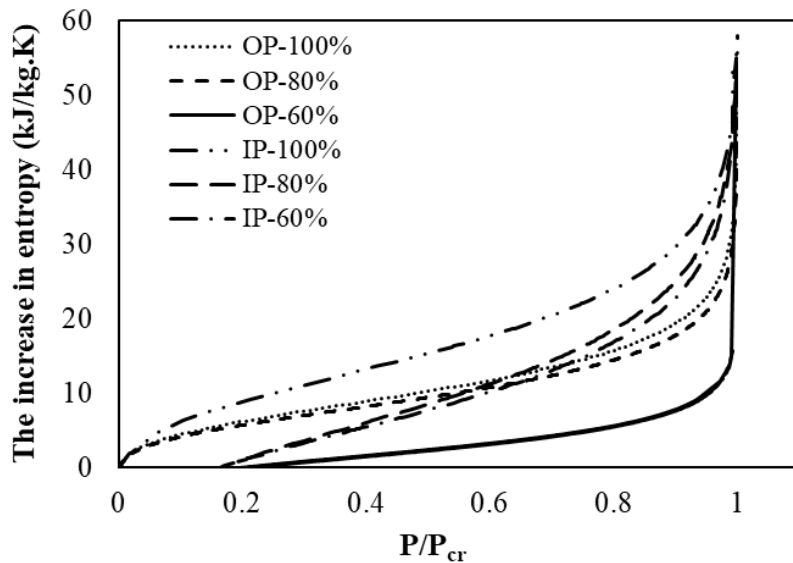
Fig. 7. Accumulated plastic strain versus life under low-cycle fatigue at 650 °C and 350 °C.

ثابت باقی می ماند. این الگو در تمامی حالات خستگی هم فاز، غیرهم فاز و خستگی کم چرخه، در هر دو دمای ۳۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی گراد مشاهده می شود. نتیجه به دست آمده در این تحقیق، ثابت ماندن آنتروپی نهایی شکست و وابسته نبودن آن به هندسه، مقدار و نوع بارگذاری، با نتایج حاصل شده در مراجع ای که قبلا در بخش مقدمه ذکر شده بود مطابقت دارد [۱۲، ۱۳، ۱۶، ۱۷].

مطابق با شکل ۸ در هر دو شرایط خستگی هم فاز و غیرهم فاز، افزایش درصد بارگذاری با افزایش نرخ رشد آنتروپی همراه است. در حالت خستگی غیرهم فاز مشاهده می شود که آنتروپی ابتدا با سرعت زیادی افزایش می یابد، اما با رشد کرنش پلاستیک، نرخ افزایش آنتروپی کاهش یافته و شیب منحنی ملایم تر می شود و در انتها نیز این شیب بیشتر شده است. در حالت خستگی هم فاز، که در آن کرنش و تنش به طور همزمان به حداکثر و حداقل می رسند، آنتروپی با سرعت بیشتری رشد می کند. در این حالت، با افزایش کرنش پلاستیک، آنتروپی به طور پیوسته و به تدریج افزایش می یابد. بنابراین، در حالت خستگی هم فاز، افزایش آنتروپی سریع تر از حالت خستگی غیرهم فاز رخ می دهد و آنتروپی با شیب بیشتری به مقدار نهایی خود می رسد. مطابق با شکل ۹ در حالت خستگی کم چرخه در دمای ۶۵۰ درجه سانتی گراد، آنتروپی سریع تر از دمای ۳۵۰ درجه سانتی گراد رشد کرده است. این تفاوت به دلیل افزایش فعالیت های میکروسکوپی در دماهای بالاتر است که باعث می شود

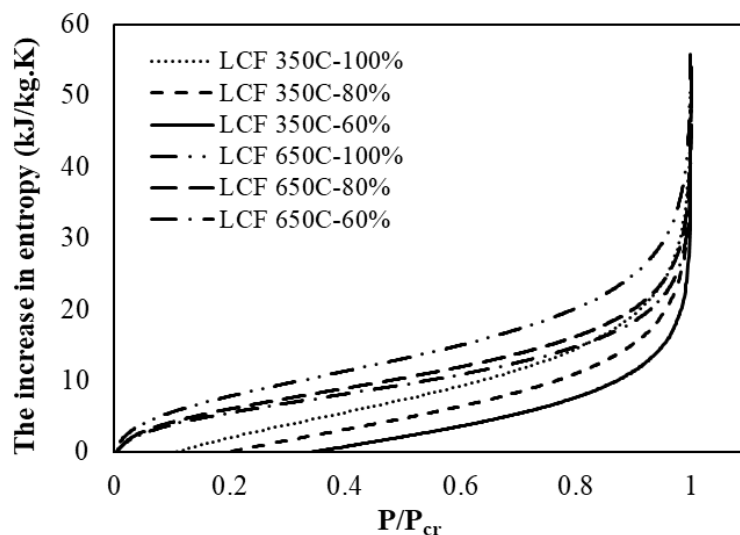
در مراحل اولیه چرخه ها، کرنش پلاستیک تجمعی به طور آهسته افزایش می یابد. با تجمع آسیب، شیب نمودار افزایش یافته و در این مرحله، زمانی که ماده تحت تنش محلی بالاتری قرار گیرد، شرایط برای آغاز شکست خستگی فراهم می شود. با وجود افزایش شیب، ماده هنوز دچار شکست نشده است تا با ادامه بارگذاری پارامتر آسیب به آستانه بحرانی خود رسیده و ماده به سطحی از کرنش پلاستیک می رسد که به شکست منتهی می شود.

نمودارهای شکل های ۸ و ۹ منحنی های غیرخطی را نشان می دهند که روابط بین کرنش پلاستیک بی بعد شده و تولید آنتروپی را نشان می دهند. در ابتدا، نرخ رشد آنتروپی در P/P_{cr} تا ۰/۷ کند است که نشان دهنده تجمع آهسته آسیب است. اما هنگامی که شیب نمودار از حدود $P/P_{cr} = ۰/۹$ افزایش می یابد، افزایش شدیدی در نرخ رشد آنتروپی مشاهده می شود. این تغییر نشان دهنده تسریع مکانیزم های خستگی است که منجر به افزایش سریع تر نرخ آسیب با افزایش دامنه های بارگذاری می شود. نتایج این مطالعه نشان دهنده ارتباط بین شرایط بارگذاری و خستگی ماده است و اهمیت نظارت بر آنتروپی به عنوان یک شاخص کلیدی برای پیگیری پیشرفت آسیب را برجسته می کند. آنتروپی با افزایش کرنش پلاستیک بی بعد شده به سرعت رشد می کند و سپس به یک مقدار ثابت می رسد که این رفتار نشان دهنده آنتروپی نهایی شکست است. به عبارت دیگر، پس از نزدیک شدن به نقطه شکست، هیچ تغییر بیشتری در آنتروپی مشاهده نمی شود و در یک سطح



شکل ۸. افزایش آنتروپی بر حسب کرنش پلاستیک بی‌بعد شده برای شرایط بارگذاری خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز.

Fig. 8. Entropy generation versus normalized plastic strain under IP and OP fatigue conditions.

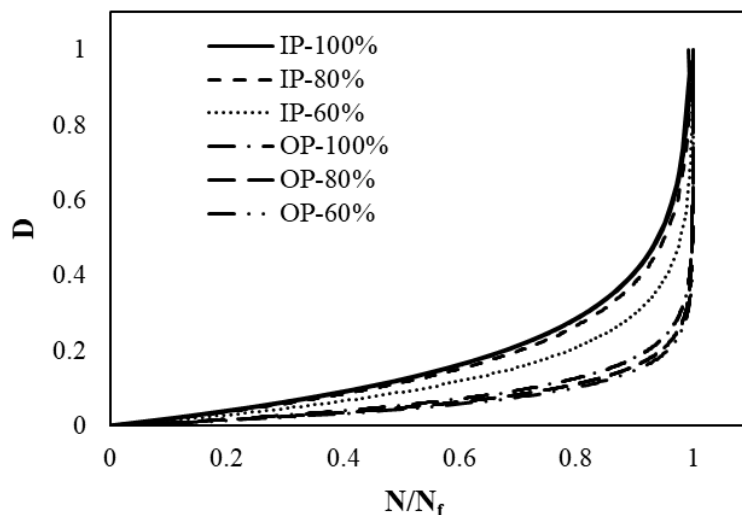


شکل ۹. افزایش آنتروپی بر حسب کرنش پلاستیک بی‌بعد شده برای شرایط بارگذاری خستگی کم‌چرخه در دماهای ۳۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد.

Fig. 9. Entropy generation versus normalized plastic strain under low-cycle fatigue at 350 °C and 650 °C.

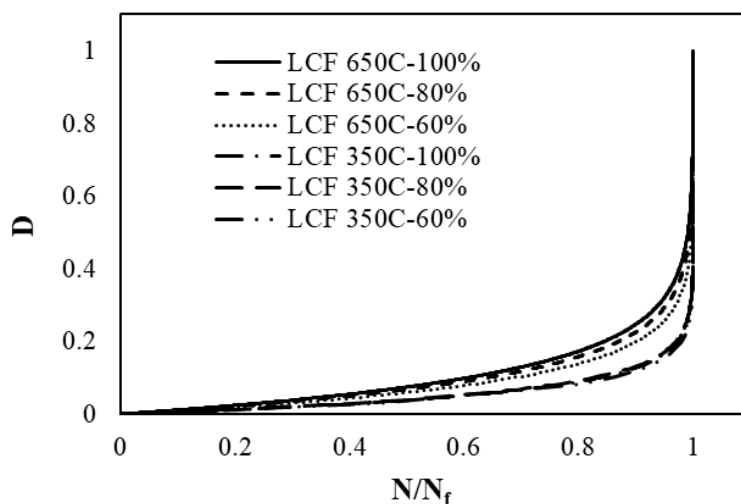
شکل‌های ۱۰ و ۱۱ روند تکامل آسیب را تحت شرایط مختلف خستگی، دما و دامنه بارگذاری نشان می‌دهند. همان‌طور که در شکل ۱۰ مشاهده می‌شود، در شرایط خستگی غیرهم‌فاز و هم‌فاز، تجمع آسیب با کاهش دامنه بارگذاری از ۱۰۰٪ به ۶۰٪ به طور چشمگیری کاهش می‌یابد که این امر نشان‌دهنده ارتباط مستقیم بین کاهش آسیب و کاهش بارهای مکانیکی است. مقدار آسیب در خستگی هم‌فاز در ناحیه بحرانی لبه فرار پره ثابت در

ماده سریع‌تر به نقطه شکست برسد و در نتیجه، آنتروپی بیشتری تولید شود. بنابراین، در دماهای بالا نرخ تغییرات آنتروپی بیشتر است. جدول ۱ مقادیر آنتروپی نهایی شکست را برای شرایط بارگذاری مختلف ارائه می‌دهد که به دلایل مختلف از جمله پیچیدگی مدل، تفاوت‌های جزئی دارند. مقدار متوسط آنتروپی نهایی شکست برابر با ۵۳/۳ کیلوژول بر کیلوگرم درجه کلین به دست آمده است.



شکل ۱۰. پارامتر آسیب بر حسب عمر بی بعد شده برای بارگذاری خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز.

Fig. 10. Damage parameter versus normalized life under IP and OP fatigue.



شکل ۱۱. پارامتر آسیب بر حسب عمر بی بعد شده برای بارگذاری خستگی کم چرخه در دماهای ۳۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد.

Fig. 11. Damage parameter versus normalized life under low-cycle fatigue at 350 °C and 650 °C.

انجام شده است، رفتار آنها در خستگی‌های هم‌فاز و غیرهم‌فاز مشابه با رفتار اینکونل ۷۱۸ است که در این تحقیق مورد بررسی قرار گرفته است. در ادامه دلایلی برای این رفتارها بیان شده است که در تحقیقات مختلف مورد ارزیابی قرار گرفته است. آزمایش‌ها بر روی اینکونل کم کربن ۷۳۸ تحت خستگی کم‌چرخه هم‌دما و سیکل‌های ترمومکانیکی هم‌فاز و غیرهم‌فاز نشان داده است که تحلیل ریزساختاری بیانگر جوانه‌زنی ترک در مرز دانه‌های سطحی

عمر نرمالایز شده ۰/۶ حدوداً در بازه ۰/۱۵ و ۰/۲۵ است که این مقدار آسیب در عمر نرمالایز شده ۰/۸ حدوداً بین ۰/۲ و ۰/۳ است. در حالی که برای خستگی غیرهم‌فاز مقدار آسیب در عمر نرمالایز شده ۰/۶ و ۰/۸ به ترتیب حدوداً ۰/۱ و ۰/۱۵ است. این مشاهدات نتیجه می‌دهد که در شرایط خستگی غیرهم‌فاز ماده مقاومت بهتری داشته و عمر ماده بیشتر است.

در مطالعاتی که بر روی سوپراآلیاژهای رایج در ساخت پره توربین گازی

نزدیک به تحقیق انجام شده (۶۵۰-۳۰۰ درجه سانتی گراد) مورد ارزیابی قرار گرفته است. همانطور که قبلاً نتیجه‌گیری شد در مرجع ذکر شده نیز عمر خستگی غیرهم‌فاز بیشتر از عمر خستگی هم‌فاز گزارش شده است، که در ادامه می‌توان نتیجه گرفت که میزان آسیب وارده در خستگی ترمومکانیکی غیرهم‌فاز در دامنه‌های بارگذاری ذکر شده کمتر از آسیب خستگی هم‌فاز در دامنه‌های بارگذاری متناظر است.

همان‌طور که در شکل ۱۱ نشان داده شده است، رشد آسیب تحت بارگذاری خستگی کم‌چرخه همچنان تحت تأثیر دما قرار دارد. داده‌ها حاکی از آنند که تجمع آسیب با کاهش دامنه بارگذاری کاهش می‌یابد، که این روند مشابه شرایط خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز است. طبق محاسبات انجام شده، تجمع آسیب در دمای ۶۵۰ بیشتر از دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد در تمامی سطوح بارگذاری است. در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد، مقدار آسیب در ناحیه بحرانی پره ثابت در عمر نرمالایز شده ۰/۶ در حدود ۰/۱۵ تا ۰/۲ و در عمر نرمالایز شده ۰/۸ این مقدار در حدود ۰/۱۵ تا ۰/۲۵ است، در حالی که در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد، مقدار آسیب در ناحیه بحرانی لبه فرار پره در عمر نرمالایز شده ۰/۶ و ۰/۸ به ترتیب کمتر از ۰/۱ و ۰/۱۵ است. طبق نتایجی که در قسمت قبل نیز ذکر شد، مقدار آسیب در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به آسیب خستگی‌های هم‌فاز و غیرهم‌فاز در عمرهای نرمالایز شده مشابه نیز کمتر است. بنابراین، یافته‌ها نشان می‌دهند که سازه تحت شرایط خستگی کم‌چرخه در دمای پایین‌تر نسبت به دمای بالاتر مقاومت خستگی بهتری داشته و عمر مؤثر ماده قبل از بروز آسیب بحرانی بیشتر است. در بررسی‌هایی که محققان بر روی عمر خستگی سوپرآلیاژ *GTD-III* انجام دادند، نتیجه شده است که عمر در آزمایش‌های خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز کمتر از خستگی کم‌چرخه هم‌دما در دمای پایین‌تر است، که ناشی از تأثیر خزش دمای بالا و مدت زمان طولانی قرارگیری نمونه‌هاست [۲۳]. این نتیجه با مطالعه فلوری^۲ متفاوت است، زیرا در آن عمر خستگی کم‌چرخه در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد مشابه خستگی ترمومکانیکی در دامنه ۸۵۰-۴۵۰ درجه سانتی‌گراد گزارش شده است [۴۴]. همچنین بالا بودن عمر خستگی هم‌دما در دمای کمتر نسبت به هر دو خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز برای سوپرآلیاژ پایه نیکل *M963* که توسط هانگ^۳ و همکاران گزارش شده مطابق با مطالعات قبلی و بررسی انجام شده بر روی اینکونل ۷۱۸ در این تحقیق است

اکسید شده و رشد ترک در امتداد مرزهای دانه بوده است. حضور محصولات اکسیداسیون نشان داده که خستگی به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای تحت تأثیر محیط قرار دارد. علاوه بر این، در نمونه‌های تحت خستگی ترمومکانیکی هم‌فاز شواهدی از حفره‌زایی خزشی و ترک‌های بین‌دانه‌ای مشاهده شده است که نقش غالب خزش در این شرایط را تأیید می‌کند [۳۶]. از نظر مقایسه‌ای، در کرنش‌های بالا، خستگی غیرهم‌فاز عمر بیشتری از خستگی هم‌دما در دمای پایین و خستگی هم‌فاز داشته در حالی که در کرنش‌های پایین این روند معکوس شده است که در مطالعه چن^۱ [۳۷] و همکاران بر روی اینکونل ۷۳۸ چنین رفتار متقاطعی در بارگذاری‌های هم‌فاز و غیرهم‌فاز مشاهده نشده است. همچنین در مطالعه‌ای دیگر، نتیجه‌ای مشابه با مشاهدات قبلی به‌دست آمده است که بیان می‌کند تفاوت رفتار خستگی هم‌فاز و غیرهم‌فاز در دامنه‌های بارگذاری بالا و پایین، ناشی از غالب بودن خزش در شرایط هم‌فاز و سهم بالای آسیب اکسیداسیون در کرنش پایین است [۳۸]. همچنین با بررسی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ در دو بازه متفاوت دمایی نتایج مشابهی برای عمر خستگی‌های هم‌فاز و غیرهم‌فاز به‌دست آمده است. طبق مطالعاتی که انجام شده است، در حالت خستگی هم‌فاز مکانیزم آسیب غالب خزش و اکسیداسیون مرزدانه‌ای و رشد ترک بین‌دانه‌ای است، در حالی که در خستگی غیرهم‌فاز مکانیزم آسیب غالب لغزش موضعی و رشد ترک درون‌دانه‌ای است. همچنین افزایش بازه دمایی باعث کاهش عمر خستگی ترمومکانیکی به‌ویژه در خستگی غیرهم‌فاز شده است [۳۹، ۴۰]. سوپرآلیاژ دیگری که در صنایع نیروگاهی برای تولید پره توربین گازی استفاده می‌شود *MarM247* است. طبق مطالعات انجام شده به‌دلیل تکامل تنش میانگین ناشی از تأثیرات نامتوازن تغییر شکل، امکان دست‌یابی به عمر بیشتر در آزمایش‌های خستگی هم‌فاز نسبت به خستگی غیرهم‌فاز و بالعکس وجود دارد و در انرژی‌های پایین این دو به هم نزدیک می‌شوند، زیرا خزش در ناحیه کششی بر خستگی هم‌فاز بیشتر تأثیر می‌گذارد، موضوعی که در شرایط عملیاتی توربین‌های گازی اهمیت دارد. همانند سوپرآلیاژهای اینکونل ۷۳۸، ۷۱۳ و *GTD-III* که پیش‌تر بحث شد در *MarM247* نیز کاهش عمر خستگی ترمومکانیکی هم‌فاز و غیرهم‌فاز نسبت به خستگی هم‌دما در دمای پایین نتیجه شده است. همچنین در بررسی رشد ترک‌ها مشاهده شده است که در خستگی غیرهم‌فاز نوارهای لغزش نادر و رشد ترک عمدتاً درون‌دانه‌ای و در خستگی هم‌فاز ترکیبی است [۴۱، ۴۲]. در مرجع [۴۳] نیز عمر سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ تحت بارگذاری‌های خستگی ترمومکانیکی هم‌فاز و غیرهم‌فاز در دامنه دمایی

2. Fluery.
3. Huang.

1. Chen.

[۴۵].

آمد. با اتکا به این کمیت می‌توان رفتار شکست را در شرایط پیچیده‌تر، از جمله آزمون‌های خستگی ترمومکانیکی هم‌فاز و غیرهم‌فاز، پیش‌بینی کرده و در فرآیند طراحی اجزاء توربین از آن بهره گرفت. نتایج همچنین نشان داد که تحت شرایط ۱۰۰٪ بار نامی، عمر قطعه به‌طور قابل توجهی کاهش می‌یابد، در حالی که با کاهش سطح بارگذاری میزان آسیب کاهش یافته و عمر قطعه افزایش پیدا می‌کند. این امر می‌تواند زمینه‌ی طراحی راهکارهایی مانند انتخاب مواد مقاوم‌تر را فراهم سازد تا تا پره‌ها در درصدهای بالایی از بار نامی نیز دوام کافی داشته باشند. علاوه بر این، بهبود شرایط محیطی و به‌کارگیری سیستم‌های خنک‌کاری کارآمدتر می‌تواند دوام اجزاء را به میزان چشمگیری ارتقاء دهد. در نهایت باید تأکید کرد که رویکرد ارائه شده محدود به پره‌های توربین نبوده و قابلیت تعمیم به سایر اجزاء، از جمله پره‌های کمپرسور و بخش‌های مختلف توربین است.

۳-۱- نتیجه‌گیری

این مطالعه رفتار خستگی ترمومکانیکی و هم‌دما پره ثابت توربین گازی از جنس سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ را تحت شرایط بارگذاری مختلف بررسی می‌کند. این شرایط شامل خستگی کم‌چرخه در دماهای ۳۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد و همچنین چرخه‌های بارگذاری هم‌فاز و غیرهم‌فاز بین دمای ۳۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد است. تحلیل تنش و برآورد عمر خستگی با استفاده از مدل مبتنی بر آنتروپی، اطلاعات مهمی در مورد مکانیزم‌های آسیب ارائه می‌دهند. نتایج اصلی نشان‌دهنده ارتباط میان تولید آنتروپی و آسیب تجمعی هستند. پره ثابت توربین گازی در ناحیه بحرانی لبه فرار تحت شرایط بارگذاری هم‌فاز، بیشترین مقدار نرخ آنتروپی و سریع‌ترین رشد آسیب را در میان شرایط تحلیل شده داشت. همچنین، شرایط خستگی کم‌چرخه در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد کمترین مقدار آسیب و آنتروپی تولید شده را نشان داد که بهترین عملکرد خستگی در میان سایر شرایط بارگذاری را نتیجه داد. مقدار آنتروپی نهایی شکست برای تمامی شرایط بارگذاری تقریباً مقدار ثابتی گزارش شده است که به دلیل پیچیدگی مدل اختلاف کمی در شرایط بارگذاری مختلف وجود داشت. با استفاده از مفهوم ثابت ماندن آنتروپی نهایی شکست، با تکرار شبیه‌سازی‌ها برای برخی از شرایط بارگذاری اختلاف کمی بین مقادیر عمر پیش‌بینی شده و مقادیر گزارش شده در مرجع وجود داشت. علاوه بر این، منحنی‌های تکامل آسیب نشان دادند که در تمامی بارگذاری‌ها، با کاهش دامنه بارگذاری، آسیب دیرتر به مقدار بحرانی می‌رسد.

به‌منظور افزایش اعتبار نتایج و اطمینان از صحت روش ارائه‌شده، از مفهوم آنتروپی نهایی شکست بهره گرفته شد. همان‌طور که اشاره شد، آنتروپی نهایی شکست یک ویژگی ذاتی ماده است و مستقل از نوع بارگذاری و هندسه قطعه محسوب می‌شود؛ بنابراین می‌تواند مبنای مناسبی برای مقایسه و پیش‌بینی عمر باشد. در گام نخست، مقادیر عمر گزارش شده توسط دنگ [۱۹] برای شرایط مختلف خستگی به‌عنوان ورودی استفاده گردید و بر اساس آن‌ها میزان آسیب و آنتروپی تولیدی برای هر حالت محاسبه شد. سپس برای شرایط بارگذاری مکانیکی ۸۰٪، شبیه‌سازی‌ها مجدداً برای چهار حالت خستگی انجام شدند. در این شرایط، میانگین آنتروپی نهایی شکست در دو سطح بارگذاری ۱۰۰٪ و ۶۰٪ به‌عنوان مبنای آنتروپی نهایی شکست در سطح بارگذاری ۸۰٪ در نظر گرفته شد. بر این اساس، شبیه‌سازی مجدد صورت گرفت و تعداد سیکل تا شکست برای هر حالت محاسبه گردید و مقادیر جدید عمر به این روش در جدول ۱ ارائه شده است. لازم به ذکر است که اعداد داخل پرانتز نشان‌دهنده عمر پیش‌بینی شده با روش حاضر بوده و سایر مقادیر مربوط به نتایج تجربی دنگ هستند. این امر امکان مقایسه مستقیم بین داده‌های مرجع و داده‌های پیش‌بینی شده از مدل مبتنی بر آنتروپی را فراهم می‌کند. همان‌طور که در جدول ۱ مشخص است، در بارگذاری ۸۰٪ تحت شرایط غیرهم‌فاز، عمر ۵۲۲ سیکل به‌دست آمد که ۵٪ بیشتر از مقدار گزارش شده در تحقیق مرجع است. در بارگذاری هم‌فاز، عمر پیش‌بینی شده ۸۲ سیکل بوده که تنها ۳/۶٪ با عمر دنگ اختلاف دارد. همچنین در خستگی هم‌دما در ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد، عمر ۱۷۷۶ سیکل حاصل شد که اختلاف آن با داده مرجع ۸٪ است. در مقابل، برای خستگی هم‌دما در ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد، مقدار ۲۷۸ سیکل به‌دست آمد که ۶۵٪ اختلاف با داده دنگ نشان می‌دهد. این انحراف زیاد احتمالاً ناشی از خطای آزمایش یا اشتباه نوشتاری در گزارش مرجع است، زیرا در سایر شرایط، روند نتایج آزمایشگاهی با کاهش دامنه بارگذاری سازگار بوده و تنها در این مورد تناقض مشاهده می‌شود. به‌طور کلی، در شرایط بارگذاری ۸۰٪ (به‌جز در مورد ذکرشده) اختلاف عمر محاسبه‌شده با مقادیر تجربی کمتر از ۱۰٪ است که نشان‌دهنده اعتبار روش پیشنهادی است.

یکی از دستاوردهای اصلی این پژوهش، استخراج پارامتر مادی آنتروپی نهایی شکست در شرایط ساده‌تر، مانند آزمون‌های خستگی هم‌دما، است؛ مقدار این پارامتر در بازه‌ی ۴۵ تا ۵۸ کیلوژول بر کیلوگرم کلون به‌دست

۴- فهرست علائم

علائم انگلیسی

a_0 ثابت ماده

D آسیب

F_D تابع پتانسیل اتلافی

K ثابت ماده

K_0 ثابت بولتزمن، J/K

m_s جرم ویژه، mol^{-1}

n نمای سخت‌شوندگی

N چرخه

N_0 عدد آووگادرو، mol^{-1}

P کرنش پلاستیک، mm

s آنتروپی، J/K

S_0 ثابت ماده

W بی‌نظمی

Y متغیر آسیب

علائم یونانی

α نمای آسیب

ε کرنش، mm

ν ضریب پواسون

λ ضریب پلاستیک

σ تنش، MPa

زیرنویس

in نمو

eq معادل

cr بحرانی

H هیدرواستاتیک

th آستانه شروع آسیب

بالانویس

. نرخ

منابع

- [1] V.R. Deepu, R.K. Ropichrla, Design and coupled field analysis of first stage gas turbine rotor blades, International Journal of Mathematics and Engineering, 13(2) (2012) 1603–1612.
- [2] A. James, S. Rajagopalan, Gas turbines: operating conditions, components and material requirements, Structural alloys for power plants, (2014) 3–21.
- [3] V.V. Reddy, K. Selvam, R. De Prosperis, Gas turbine shutdown thermal analysis and results compared with experimental data, in: ASME Turbomachinery Technical Conference and Exposition, 2016, pp. V05CT18A005.
- [4] P. Puspitasari, A. Andoko, P. Kurniawan, Failure analysis of a gas turbine blade: A review, in: IOP Conference series: materials science and engineering, IOP Publishing, 2021, pp. 012156.
- [5] J.-Y. Guedou, Y. Honnorat, Thermomechanical fatigue of turbo-engine blade superalloys, Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behaviour of Materials, 3 (1993) 198–203.
- [6] M. Amiri, M. Khonsari, Rapid determination of fatigue failure based on temperature evolution: Fully reversed bending load, International Journal of Fatigue, 32(2) (2010) 382–389.
- [7] M. Naderi, M. Khonsari, An experimental approach to low-cycle fatigue damage based on thermodynamic entropy, International Journal of Solids and Structures, 47(6) (2010) 875–880.
- [8] M. Naderi, M. Amiri, M. Khonsari, On the thermodynamic entropy of fatigue fracture, Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 466(2114) (2010) 423–438.
- [9] T. Temfack, C. Basaran, Experimental verification of thermodynamic fatigue life prediction model using entropy as damage metric, Materials Science and Technology, 31(13) (2015) 1627–1632.
- [10] A. Mahmoudi, M. Khonsari, Investigation of metal fatigue using a coupled entropy-kinetic model, International Journal of Fatigue, 161 (2022) 106907.
- [11] V. Ontiveros, M. Amiri, A. Kahirdeh, M. Modarres,

- [21] M. Zhang, G. Hu, X. Liu, X. Yang, An improved strength degradation model for fatigue life prediction considering material characteristics, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 43(5) (2021) 275.
- [22] P. Yue, J. Ma, C. Zhou, H. Jiang, P. Wriggers, A fatigue damage accumulation model for reliability analysis of engine components under combined cycle loadings, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 43(8) (2020) 1880–1892.
- [23] D. Lee, I. Shin, Y. Kim, J.-M. Koo, C.-S. Seok, A study on thermo-mechanical fatigue life prediction of Ni-base superalloy, *International Journal of Fatigue*, 62 (2014) 62–66.
- [24] W. Ostergren, A damage function and associated failure equations for predicting hold time and frequency effects in elevated temperature, low cycle fatigue, *Journal of Testing and Evaluation*, 4(5) (1976) 327–339.
- [25] S.Y. Zamrik, M.L. Renauld, Thermo-mechanical out-of-phase fatigue life of overlay coated IN-738LC gas turbine material, *Thermo-mechanical Fatigue Behavior of Materials*, ASTM International, 3 (2000) 119–137.
- [26] Y. Wang, J. Wang, M. Lei, Y. Yao, A crystal plasticity coupled damage constitutive model of high entropy alloys at high temperature, *Acta Mechanica Sinica*, 38(11) (2022) 122116.
- [27] J. Wang, Y. Yao, An entropy-based low-cycle fatigue life prediction model for solder materials, *Entropy*, 19(10) (2017) 503.
- [28] M.S. Sellers, A.J. Schultz, C. Basaran, D.A. Kofke, β -Sn grain-boundary structure and self-diffusivity via molecular dynamics simulations, *Physical Review B—Condensed Matter and Materials Physics*, 81(13) (2010) 134111.
- [29] D. Boismier, H. Sehitoglu, Thermo-mechanical fatigue of Mar-M247: Part 2 life prediction, *Journal of Engineering Materials and Technology*, 112 (1) (1990) 80–89.
- [30] A. Movaghghar, G. Lvov, A method of estimating wind turbine blade fatigue life and damage using continuum Thermodynamic entropy generation in the course of the fatigue crack initiation, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 40(3) (2017) 423–434.
- [12] M.R. Moghanlou, M. Khonsari, On the kinetic formulation of fracture fatigue entropy of metals, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 45(2) (2022) 565–577.
- [13] H. Salimi, M. Pourgol-Mohammad, M. Yazdani, Metal fatigue assessment based on temperature evolution and thermodynamic entropy generation, *International Journal of Fatigue*, 127 (2019) 403–416.
- [14] J. Morrow, Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals, Internal friction, damping, and cyclic plasticity, *American Society for Testing and Materials*, (1965) 45–87.
- [15] S. Bodner, D. Davidson, J. Lankford, A description of fatigue crack growth in terms of plastic work, *Engineering Fracture Mechanics*, 17(2) (1983) 189–191.
- [16] A. Mahmoudi, A.P. Jirandehi, M.A. Amooie, M. Khonsari, Entropy-based damage model for assessing the remaining useful fatigue life, *International Journal of Damage Mechanics*, 33(3) (2024) 223–244.
- [17] A. Nourian-Avval, M. Khonsari, Rapid prediction of fatigue life based on thermodynamic entropy generation, *International Journal of Fatigue*, 145 (2021) 106105.
- [18] V. Nascimento, C. Bemfica, E. Fessler, J.A. Araujo, F. Castro, Multiaxial fatigue of forged Inconel 718 at room and high temperature, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 122 (2022) 103547.
- [19] W. Deng, J. Xu, Y. Hu, Z. Huang, L. Jiang, Isothermal and thermomechanical fatigue behavior of Inconel 718 superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, 742 (2019) 813–819.
- [20] D. Holländer, D. Kulawinski, M. Thiele, C. Damm, S. Henkel, H. Biermann, U. Gampe, Investigation of isothermal and thermo-mechanical fatigue behavior of the nickel-base superalloy IN738LC using standardized and advanced test methods, *Materials Science and Engineering: A*, 670 (2016) 314–324.

- temperature and phase shift on the thermomechanical fatigue of nickel-based superalloy, *Metals*, 12(6) (2022) 993.
- [40] I. Šulák, K. Obrtlík, The effect of dwell on thermomechanical fatigue behaviour of Ni-base superalloy Inconel 713LC, *International Journal of Fatigue*, 166 (2023) 107238.
- [41] I. Šulák, K. Obrtlík, Thermomechanical and isothermal fatigue properties of MAR-M247 superalloy, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 131 (2024) 104443.
- [42] S. Guth, S. Doll, K.-H. Lang, Influence of phase angle on lifetime, cyclic deformation and damage behavior of Mar-M247 LC under thermo-mechanical fatigue, *Materials Science and Engineering: A*, 642 (2015) 42–48.
- [43] J. Sun, H. Yuan, M. Vormwald, Thermal gradient mechanical fatigue assessment of a nickel-based superalloy, *International Journal of Fatigue*, 135 (2020) 105486.
- [44] E. Fleury, J. Ha, J. Hyun, S. Jang, H. Jung, Thermo-mechanical fatigue of the nickel base superalloy IN738LC for gas turbine blades: Part 2, life prediction, *materials science and technology* 17(9) (2000) 1087-1092.
- [45] Z. Huang, Z. Wang, S. Zhu, F. Yuan, F. Wang, Thermomechanical fatigue behavior and life prediction of a cast nickel-based superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, 432(1-2) (2006) 308–316.
- damage mechanics, *International Journal of Damage Mechanics*, 21(6) (2012) 810–821.
- [31] N. Bonora, A nonlinear CDM model for ductile failure, *Engineering fracture mechanics*, 58(1-2) (1997) 11–28.
- [32] D. Krajcinovic, J. Lemaitre, *Continuum damage mechanics: theory and applications*, Springer, 1987.
- [33] L.E. Malvern, *Introduction to the Mechanics of a Continuous Medium*, 1969.
- [34] L. Boltzmann, *Lectures on gas theory*, Univ of California Press, 2022.
- [35] C. Basaran, C.-Y. Yan, A thermodynamic framework for damage mechanics of solder joints, *Journal of Electronic Packaging*, 120(4) (1998) 379-384.
- [36] S. Yandt, D. Seo, P. Au, J. Beddoes, Isothermal and thermomechanical fatigue behaviour of IN738LC, in: *Proceedings of 12th International Conference on Fracture*, Paper, 2009, pp. 103.
- [37] H. Chen, W. Chen, D. Mukherji, R.P. Wahi, H. Wever, *Cyclic Life of Superalloy IN738LC Under In-phase and Out-of-phase Thermo-mechanical Fatigue Loading*, *International Journal of Materials Research*, 86(6) (1995) 423–427.
- [38] E. Fleury, J. Ha, Thermomechanical fatigue behaviour of nickel base superalloy IN738LC Part 2–Lifetime prediction, *Materials Science and Technology*, 17(9) (2001) 1087–1092.
- [39] I. Šulák, K. Hrbáček, K. Obrtlík, The effect of

چگونه به این مقاله ارجاع دهیم

Z. Shirazi, B. Mohammadi, *An Entropy-Based Failure Prediction Model for Thermomechanical and Isothermal Fatigue Process*, *Amirkabir J. Mech Eng.*, 57(6) (2025) 773-794.

DOI: [10.22060/mej.2025.24529.7879](https://doi.org/10.22060/mej.2025.24529.7879)



