

Contents

Fatigue crack initiation in martensitic steels.....	3
Durability Assessment of Limited Life Additively Manufactured Aircraft Parts	9
Increasing the Tensile Strength and High-Cycle Fatigue Life of Cu-ETP Copper Through Nonproportional Creep Predeformation.....	14
Аналіз вхідних параметрів моделей багатоосьової втомної довговічності методами машинного навчання	16
Термоактиваційна природа руйнування: синергетика, фрактали та локальне збудження.....	21
Конструктивно-технологічні методи підвищення втомної довговічності болтових з'єднань титанових елементів літакових конструкцій з урахуванням фретинг-корозії.....	28
Прогнозування релаксації напружень у тонкостінних трубчастих елементах із лінійно-в'язкопружних матеріалів за умов складного напруженого стану	33
The Using Calculus of Variations in Crack Modeling	38
Simulation of Tangential Stress Localization in Involute Gear Mesh under Friction Conditions.....	41
Особливості класифікації корозії для повітряних суден	46
Fatigue Monitoring in Metallic Materials	50
Aircraft Engine Fan Strength Analysis of Bird Collision.....	55
Вплив додаткових конструктивів у крилі і у стійках шасі на умови приземлення і наступний пробіг літака транспортної категорії.....	57
Temperature-dependent fatigue phenomena in EVA encapsulant under mechanical load.....	62

Effect of Surfactants on the Fatigue Behavior of Aluminium Alloys	70
Гібридне машинне навчання для прогнозування втомного ресурсу деталей авіаційної техніки.....	74
Fatigue crack growth behavior of Al alloy AA2050-T84 under miniTWIST and miniFALSTAFF loading.....	78
Energy Methods in Fatigue Analysis.....	83
Спосіб розрахунку втомної довговічності елементів авіаційної техніки за концепцією еквівалентних напружень	87
Effect of Stiffening Components on Secondary Bending in Multi-Row Lap Joint Structures	92
Вплив магнітної складової на параметри застигання епоксидних клеїв і смол для виробничих потреб.	96
Metal Fatigue Indicators for Planes, Bridges and Gas Transportation Systems.....	100

G. Seidametova¹, M. A. Cota Araujo², J. Bouquerel, J.-B. Vogt
Centrale Lille, University of Lille, France

1: now with ArcelorMittal, France; 2: now with Villars Metals, Brazil

Fatigue crack initiation in martensitic steels

The paper focuses on the identification of crack initiation site in two martensitic steels, a 12Cr fully martensitic steel and a 9Ni martensitic steel containing nanometric austenitic lamella along the martensite laths. Despite the complex hierarchical microstructure of the two steels, and thanks to advanced microscopies especially HR- SEM and HR-TEM, the location of the intrusions i.e. crack embryos has been unambiguously identified. Moreover, a model for extrusion-intrusion formation in these two martensitic steels is proposed based on a model from the literature developed for simple microstructure materials.

Introduction. Martensitic steels are widely used in many engineering fields ranging from chemical and energy industries [1] to the transportation sector (automotive, aircraft) [2] where high strength, resistance to aggressive environments, durability and safety of components made of these materials are required. If the aggressivity comes from corrosion, Cr-containing steels are necessary and enter the class of martensitic stainless steels if the Cr content is over 10.5 wt. %. However, if the challenge is to resist against low temperatures such as LNG tankers or pipes, Ni- containing steels are preferred. In addition, the working conditions submit these components to cyclic loading which can result in failure by fatigue. The understanding of fatigue damage is therefore essential to guarantee their reliability during their use. The paper summarizes the results obtained inside this issue according to the following questions:

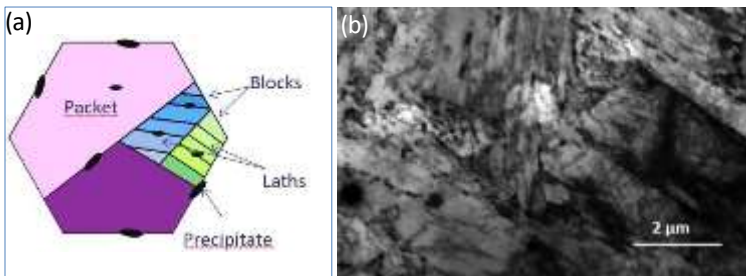
- 1) how to determine precisely the location of fatigue crack embryos in such complex microstructure materials?
- 2) How crack initiation proceeds in such materials?

Fatigue failure. All other things being equal (temperature, loading stress value, environment...), the resistance to fatigue failure can be managed, among other ways, by the control of the microstructure of the materials. However, this can be achieved only if the base mechanisms of fatigue failure are known and understood. It is well accepted that for a material free of defects, the fatigue life comprises a period of crack initiation leading to a development at the surface to a short cracks network. Then a few of these short cracks propagate as long cracks into the bulk until the final failure (Figure 1).



Figure 1 : the different steps leading to fatigue failure

The mechanism of fatigue crack initiation is today well described and understood for materials featuring a simple microstructure such as copper or 316L stainless steels [3]. Indeed, these materials are single phased with austenitic grain boundaries as crystallographic interfaces. Martensitic steels have a much more complex microstructure since they exhibit the so-called hierarchical microstructure (Figure 2a). A martensitic grain is composed of packets which contain a group of parallel blocks, each block containing laths. Depending on heat treatment and chemical composition, dislocations in laths, precipitates at or out of all interfaces, ferrite and retained austenite may be present. Figure 2a shows the microstructure of the martensitic structure (12Cr steel) observed by TEM (Transmission Electron Microscopy).



Figures 2: (a) schematic representation of a martensitic grain pointing out the hierarchical feature and (b) TEM image of the martensitic microstructure

Materials. The two materials employed for the investigation of crack initiation are the 12Cr steel (X19CrMoNbVN11-1) and the 9Ni steel (X8Ni9). The former was quenched after 1 h solution treatment at 1110 °C and then tempered 4 h at 680 °C at the production plant. The microstructure was fully martensitic without ferritic islands and retained austenite but contained carbides. The latter was austenitized at 900 °C followed by water-cooling. The microstructure comprises a martensitic matrix with nanofilms of retained austenite along martensite laths in a volumic fraction of 8%.

Fatigue experiments. Flat LCF (Low Cycle Fatigue) specimens were cut according to ASTM E606 by spark erosion. The specimens with a gauge length of 12 mm and a cross-section of 6 mm × 3 mm were prepared by mechanical polishing and finished with a ¼ μm diamond paste. Most of the results presented in this paper were obtained from LCF tests performed at room temperature under total strain control

$\Delta\epsilon_t = 1.2\%$. The strain measurement was achieved by using an extensometer attached to the gage part of the specimen. A triangular signal characterized by a strain rate of $4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ and a strain ratio $R_\epsilon = -1$ was used. Other strain ranges were also investigated.

Tool selection for crack initiation identification. Since cyclic loading results in a roughness of the surface, it seems logical to employ tools that allows imaging the evolution of the surface relief which assessment can serv as an indicator of accumulated fatigue damage [4]. HR-SEM (High Resolution Scanning Electron

Microscopy) can provide very high resolution images of the surface but the observed relief cannot be measured. Confocal microscopy coupled with a scattered light sensor (OS 500) [5] and AFM (Atomic force Microscopy) [6] may overcome this problem. However, these technics are very well adapted to image extrusions but cannot provide the shape and dimensions of the intrusions. For that, we have decided to extract perpendicularly to intrusion-extrusion pairs a thin lamella of material from the surface to the bulk by FIB (Focused Ion Beam). Therefore, in the present study, analysis of intrusions-extrusions were performed by HR-SEM and AFM directly on the surface of the fatigued specimen and by HR-TEM of the thin lamellas.

Results

Relief assessment. It is interesting to note first despite the very complex microstructure of both materials (12Cr and 9Ni), the extrusions exhibited the same shape as found in copper, i.e., band-like, coarse, cord-like, protrusion, ribbon-like and tongue-like extrusions. An example of some of them, the ribbon-like extrusion, is shown in Figure 3. Extrusions appeared very early in the fatigue life of the material. Their evolution depends on the applied strain range and of the fatigue lifetime.

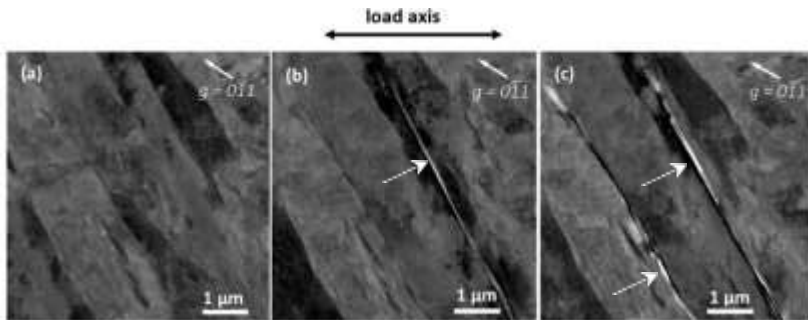


Figure 3 – HR-SEM images showing the progressive emergence of extrusions (pointed by the arrows) in the 9Ni steel at (a) 2% (b) 5% and (c) 50 % of the fatigue life ($\Delta\epsilon_f = 0.9\%$)

In the 12 Cr steel, the evolution of the average height (sum of all the measurements divided by the number of performed measurements) of principal extrusions during fatigue at $\Delta\epsilon_f = 1.2\%$ grew as follows: 4 ± 2 nm at the first interruption of $\frac{1}{2}$ cycle, 21.4 ± 14 nm after 100 cycles, 55.2 ± 30 nm after 500 cycles to 68 ± 37 nm at the end of life (1130 cycles). The rate of height growth of principal extrusions in the studied martensitic steel decreased drastically from 8 nm/cycle at the beginning of loading to 0.02 nm/cycle at the end.

Figure 3 also shows that it is very difficult to conclude without any doubt where is the intrusion: exactly along the lath interface or just a little bit close?

Accurate intrusion-extrusion location. The observations by HR-TEM of the thin

lamellae extracted by FIB are shown Figure 4.

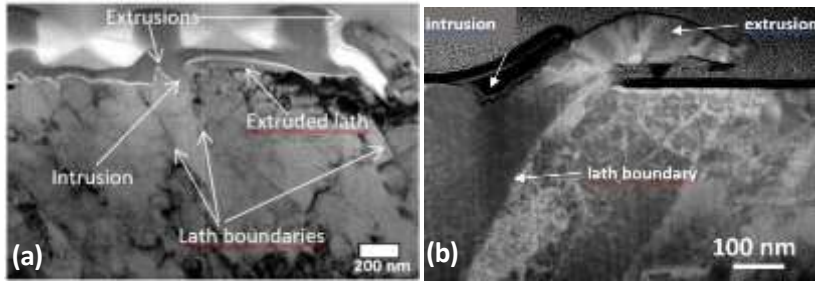


Figure 4 – HR-TEM images of thin lamellas showing accurately the sites of extrusions and intrusions in the 12Cr steel (a) and in the 9Ni steel (b) – fatigue test at $\Delta\epsilon_f = 1.2\%$

The micrographs show unambiguously that the location of the intrusion formed by cyclic loading differs between the two steels. In the 12Cr steel, the intrusion forms just at the lath interface while in the 9Ni steel the intrusion nucleates close but not right at the lath interface, i.e., inside the lath. The image also shows the power of the employed technique to image intrusions and extrusions since it appears possible to evaluate the space occupied by the extrusions and intrusions by measuring the depth of intrusions and the pull out of the extrusions. It was found for the 12Cr steel that the intrusion depths were equivalent to the extrusion heights. However, this was not the case for the areas of extrusions and intrusions. The integrated sum of extrusion areas was found to be 3.5 times superior to that of intrusion areas. Although we cannot measure the real volume of extrusions and intrusions, it seems that the intrusions occupy less space than the extrusions. This is in a good agreement with the observations of Polak et al. [7].

Mechanism of crack initiation. The proposal of the mechanism of crack initiation in the two investigated martensitic steels is based on Polak and Man's model [8] though it was established on non-hierarchical microstructure materials. It appeared to be attractive since it considers the extrusion emergence first and then followed by intrusion nucleation which was observed in both 12Cr and 9Ni martensitic steels. In their materials, two phases formed, the matrix (veins and channels) and the PSB (dipolar walls and channels) separated by a virtual interface. Their approach is based on the mass redistribution between the matrix and dipolar walls and channels of PSB due to the vacancy migration caused by annihilation and multiplication of dislocations. However, such phases as matrix and PSB are not observed in our 12Cr and 9Ni martensitic steels, and therefore no interface of this type. An equivalent interface able to play the same role as the interface between the matrix and the PSB in copper or 316L austenitic stainless steel has to be identified. The lath interface in the present martensitic steels could play the role of interface but their feature differs between the two steels. In the 9Ni steel, martensitic laths are decorated by a film austenitic film which is not the case for the 12Cr steel (Figure 5a). For the 12Cr steel, the lath boundaries appear as relevant interfaces since there were no else. Starting the cyclic loading of the materials results in a rearrangement of the initially present dislocations and activation of new slip sources. Slip bands form in which a strong

cyclic activity occurs near the lath boundaries beside less plastically deformed zones generating a virtual interface. A slight relief is forming at the external surface in regards with the slip bands (Figure 5b). The nucleation, movement and interactions between dislocations produce vacancies and interstitials. The presence of the austenitic film modifies considerably the stress field along the lath interface. The γ film acting as a lubricant reduces the stress field along the lath martensitic while it is high in the 12Cr steel. It turns out that the interface able to attract the vacancies was the lath martensite for the 12Cr steel and the virtual interface between the plastic slip band and the quasi-elastic matrix for the 9Ni steel. Moreover, the partial transformation of the austenitic steel γ enhanced the attractive behaviour since the transformation of the fcc phase into the bcc one is accompanied by compression stresses (Figure 5c). Then with further cycling, vacancies accumulate at lath interfaces for the 12Cr steel and at virtual interface for the 9Ni steel to nucleate the intrusion (Figure 5d). Finally, the intrusions continue to grow up to a given size from which it become a microcrack (Figure 5e). A more detailed description of the work can be found in [9, 10].

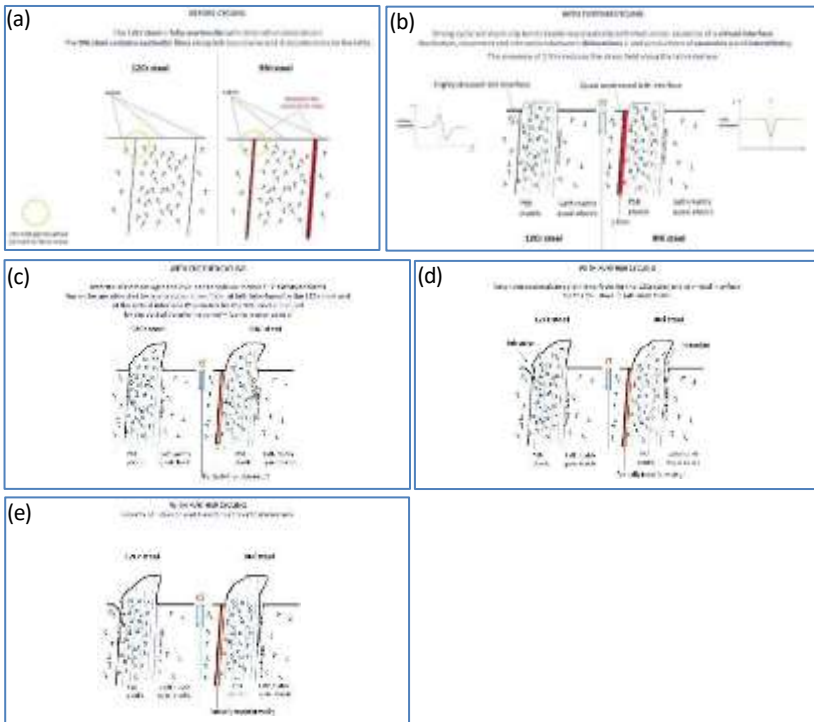


Figure 5: the different steps in the formation of extrusion-intrusion leading to microcrack

Conclusions

Two martensitic steels (a 12Cr and a 9Ni) have been fatigued at $\Delta\epsilon_t = 1.2\%$ to clearly identify the accurate location of intrusion and extrusion. Advanced microscopy such as HR-SEM and HR-TEM was employed successfully and allowed to draw the following conclusions:

- Extrusions exhibit similar morphologies as those formed in simple microstructure materials such as copper or the 316L stainless steel
- Extrusions form before intrusions
- Intrusions are located along martensite laths in the 12Cr steel while they form near but away of the martensite lath in the 9Ni steel
- Intrusion nucleation can be explained by the movement of vacancies along these interfaces

References

1. <https://www.voestalpine.com/highperformancemetals/app/uploads/sites/273/2024/07/Oil-and-Gas-Villares-Metals.pdf>.
2. https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/martensitic_steels/overview
3. Polák J, Man J. Mechanisms of extrusion and intrusion formation in fatigued crystalline materials. *Mater Sci Eng A* Feb. 2014. Vol. 596, P.15–24.
4. Maslak T.P., Ignatovych S.R., Karuskevych M.V. Karuskevych O.M., Turchak T.V. Crystallographic Aspects of the Formation and Development of Deformation Relief as an Indicator of Accumulated Fatigue Damage (Review of Sources). *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2024. Vol. 46, No. 7, P. 649—661
5. Seensattayawong P., Brodmann R., Stelzer G., Seewig J., Kersch E. The study of surface in early stages of fatigue failure on carbon steels using a confocal microscope and a scattered light sensor. *Engineering Failure Analysis*. 2025. Vol.178, 109720
6. Risbet M., Feaugas X., Guillemer-Neel C., Clavel M. Use of atomic force microscopy to quantify slip irreversibility in a nickel-base superalloy. *Scripta Materialia*. 2003. Vol.49, P. 533–538
7. Polák, J., Mazánová, V., Kuběna, I. et al. Surface Relief and Internal Structure in Fatigued Stainless Sanicro 25 Steel. *Metall Mater Trans A*.2016. Vol. 47, P. 1907– 1911
8. Polák J. On the role of point defects in fatigue crack initiation. *Mater Sci Eng* 1987. Vol. 92, P. 71–80.
9. Seidametova G., Vogt J.-B., Proriol Serre I. The early stage of fatigue crack initiation in a 12%Cr martensitic steel. *International Journal of Fatigue*. 2018. Vol. 106, P. 38-48
10. Cota Araujo M.A., Vogt J.-B., Bouquerel J. Retained austenite-aided cyclic plasticity of the quenched 9Ni steel. *International Journal of Fatigue*. 2021. Vol. 152, 106445

Durability Assessment of Limited Life Additively Manufactured Aircraft Parts

This paper discusses advances in the science needed to assess the durability and damage tolerance (DADT) of additively manufactured (AM) and cold spray additively manufactured (CSAM) parts for fixed and rotary military aircraft and drones, as well as cold spray repairs.

1. Introduction

The 2019 US Department of Defense (DoD) Memo, outlining the Policy and Guidance for the Use of Additive Manufacturing (AM) in Support of Materiel Sustainment [1], mandated that AM will be used to “increase logistics resiliency, and improve self-sustainment”. United States Air Force (USAF) Structures Bulletin EZ-SB-19-01[2] subsequently stated that the most difficult challenge facing the airworthiness certification of an AM part is to establish an “accurate prediction of structural performance” specific to its durability and damage tolerance (DADT). It further stated that one of the primary considerations for a limited-life AM part is its durability.

One of the initial challenges facing both AM and cold spray additively manufactured (CSAM) aircraft parts is to rapidly build limited-life replacement parts so as to maximize aircraft availability and alleviate logistics problems. At this stage, it is important to note that USAF Structures Bulletin EZ-SB-19-01 [2] explains that the airworthiness assessment of limited-life AM parts requires a durability analysis. In this context USAF Structures Bulletin EZ-SB-19-01 [2] suggests a linear elastic fracture mechanics (LEFM) analysis. What this means is an ability to predict the growth of naturally occurring three-dimensional (3D) cracks. (Here it should be noted that Lincoln and Melliore [3] explain that this requires the use of a valid ‘small-crack’ growth equation.)

As such, the focus of this paper is to address the tools needed to assess the durability of AM limited-life replacement parts.

2. DADT Assessment of AM and CSAM Materials

AGARD-R-732 [4] is widely acknowledged as the seminal study into the growth of small naturally occurring cracks. This study, and its companion study [5], presented the small crack da/dN versus ΔK curves associated with tests on small cracks in the aluminium alloy 2024-T3. The belief that the closure-corrected da/dN versus ΔK_{eff} curve can be used to give reasonable upper-bound (worst-case) estimates for the small crack da/dN versus ΔK curve can be traced back to the report by Newman et al. [46], which purported to use the data presented in [4] to support this hypothesis.

Unfortunately, as first shown in [7], not only did [6] omit the majority of the data obtained as part of the AGARD Round Robin study [4,5,8,9], but it also omitted the upper-bound da/dN versus ΔK curve given by Wanhill [8]. Unfortunately, as first shown in [7] and can be seen in Figure 1, which is taken from [7], when the closure-corrected da/dN versus ΔK_{eff} curve is plotted together with the data obtained by the various Round Robin participants, we see that for small cracks with crack growth rates (da/dN) less than approximately 10^{-8} m/cycle, the da/dN versus ΔK_{eff} curve cannot be thought of as bounding the measured data and is less conservative than the upper-bound curves given in [8,10]. Here it should be noted that the upper-bound curves given in [8,10] essentially coincide.

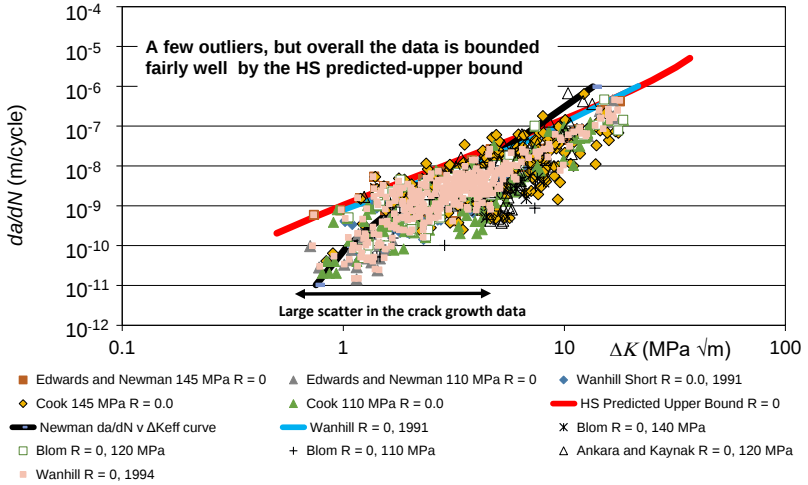


Figure 1. The $R = 0.0$ small crack growth data obtained in the AGARD Round Robin study and reported in AGARD-R-732 [4] and in [5,9], the upper-bound curve reported by Wanhill [8], the closure-free curve reported by Newman et al. in [6], and the predicted upper-bound curve given in [10].

An important feature of the upper-bound curve derived in [10] and shown in Figure 1, is that, in [10], this prediction was obtained using the Hartman-Schijve long crack equation for 2024-T3 with the threshold term ΔK_{thr} set to 0.1 MPa $\sqrt{m}$.

2.1. The Hartman-Schijve equation

Before proceeding any further, it is necessary to introduce the Hartman-Schijve crack growth equation [11]. This equation can be written as:

$$da/dN = D (\Delta \kappa)^p \quad (1)$$

where

$$\Delta\kappa = (\Delta K - \Delta K_{thr}) / \sqrt{1 - K_{max}/A} \quad (2)$$

Here, D and p are material constants, and ΔK_{thr} is the “true” fatigue threshold, by which we mean the value of ΔK that, when substituted into Equation (2), results in the computed value of da/dN being precisely equal to zero. The parameter A is the apparent cyclic fracture toughness.

Equations (1) and (2) are now widely used to compute the fatigue life of AM materials, see [12-18].

2.2. Predicting the worst-case (upper-bound) curve for AM materials

Having seen that the problems associated with using the closure-free curve to estimate the upper bound curve, which is needed for a durability assessment, of 2024-T3 could be predicted by setting the threshold term ΔK_{thr} in the Hartman-Schijve equation, it should be noted that, as shown in [7], this has also been shown to hold for a variety of AM materials, see [7,10,12-22]. These materials include: AM Ti-6Al₄V, Scalmalloy[®], CP-Ti, Inconel 718, 18Ni 250 Maraging steel, and 316L steel.

Conclusion

The hypothesis that the worst-case crack growth curve, which is associated with the fastest growing or lead crack, associated with naturally occurring three-dimensional cracks, can be accurately estimated from the closure-free crack growth curve is now known to be incorrect. This belief arose because the report by Newman et al [6] omitted the majority of the data obtained as part of the AGARD Round Robin studies. Fortunately, there is evidence that suggests that for AM materials, this worst-case curve, which is needed for the airworthiness assessment of a limited-life AM replacement part, can be estimated from the Hartman-Schijve crack growth equation by setting the fatigue threshold term to a small value.

References

1. Under Secretary, Acquisition and Sustainment, Directive-type Memorandum (DTM)-19-006-Interim Policy and Guidance for the Use of Additive Manufacturing (AM) in Support of Materiel Sustainment, Pentagon, Washington, DC, 21 March 2019. Available online at <https://www.esd.whs.mil/Portals/54/Documents/DD/issuances/dtm/DTM-19-006.pdf?ver=2019-03-21-075332-443>. (accessed on 02/02/2020).
2. USAF Structures Bulletin EZ-SB-19-01, Durability and Damage Tolerance Certification for Additive Manufacturing of Aircraft Structural Metallic Parts, Wright Patterson Air Force Base, OH, USA, 10 June 2019. Available online: <http://https://daytonaero.com/usaf-structures-bulletins-library/> (accessed on 02/02/2025).
3. Lincoln, JW., Melliere, RA., Economic Life Determination for a Military Aircraft, AIAA Journal of Aircraft, 36, 5 (1999): 737-742. <https://doi.org/10.2514/2.2512>

4. Newman, J.C., Edwards, P.R. Short-Crack Growth Behaviour in an Aluminium Alloy-An AGARD Cooperative Test Programme. AGARD-R-732, 1 December 1988. Available online: <https://ntrs.nasa.gov/citations/19890007916> (accessed on 18 May 2025).
5. Edwards, P.R.; Newman, J.C., Jr. Short-Crack Growth Behaviour in Various Aircraft Materials; AGARD-R-767; AGARD: Neuilly sur Seine, France, 1990. Available online: <https://www.sto.nato.int/publications/AGARD/AGARD-R-767/AGARD-R-767.pdf> (accessed on 15 February 2025.).
6. Newman, J.C.; Phillips, E.P.; Everett, R.A. Fatigue Analyses Under Constant and Variable-Amplitude Loading Using Small-Crack Theory. NASA/TM-1999-209329, 1 May 1999. <https://ntrs.nasa.gov/citations/19990046065>
7. Chan S., Peng, D., Ang A.S.M, Nicholas M.B., Champagne V.K., Birt A., Michelson A., Langan S., Watts J., Jones R. Further Studies into The Growth of Small Naturally Occurring Three-Dimensional Cracks In Additively Manufactured and Conventionally Built Materials. Crystals, 2025,15,544. <https://doi.org/10.3390/cryst15060544>
8. Wanhill, R.J.H. Durability Analysis Using Short and Long Fatigue Crack Growth Data. In Proceedings of the International Conference on Aircraft Damage Assessment and Repair, Melbourne, VIC, Australia, 26-28 August 1991; Jones, R., Miller, N.J., Eds; The Institution of Engineers Australia: Barton, ACT, Australia, 1991; ISBN 85825 537. Available online: https://www.researchgate.net/publication/325102704_Durability_Analysis_Using_Short_and_Long_Fatigue_Crack_Growth_Data (accessed on 5 February 2025).
9. Wanhill, R. Some Practical Considerations for Fatigue and Corrosion Assessment of Ageing Aircraft; NLR Technical Publication TP 96253 L; National Aerospace Laboratory NLR: Amsterdam, The Netherlands, 1996. Available online: https://www.researchgate.net/publication/333965628_NLR_Technical_Publication_TP_96253_L_Some_Practical_Considerations_For_Fatigue_And_Corrosion_Damage_Assessment_Of_Ageing_Aircraft
10. Jones, R.; Ang, A.; Aston, R.W.; Schoenborn, N.D.; Champagne, V.K.; Peng, D.; Phan, N. On the Growth of Small Cracks in 2024-T3 and Boeing Space, Intelligence and Weapon Systems AM LPBF Scalmalloy®. Fatigue Fract. Eng. Jones, R.; Fatigue crack growth and damage tolerance, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 37 (2014), 463-483.
11. Jones, R.; Fatigue crack growth and damage tolerance, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 37 (2014), 463-483.
12. Markham, M.J.; Fatemi, A. Multiaxial Fatigue Life Predictions of Additively Manufactured Metals Using a Hybrid of Linear Elastic Fracture Mechanics and a Critical Plane Approach. Int. J. Fatigue 2023, 178, 107979. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.107979>.
13. Sanaei, N.; Fatemi, A. Defect-based multiaxial fatigue life prediction of L-PBF additive manufactured metals. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2021, 44, 1897-1915. <https://doi.org/10.1111/ffe.13449>.

14. Sanaei, N.; Fatemi, A. Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: A state-of-the-art review. *Prog. Mater. Sci.* 2020, 117, 100724. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100724>.
15. Markham, M.J.; Fatemi, A.; Nam, P. Mixed-Mode Small Fatigue Crack Growth Rates and Modelling in Additively Manufactured Metals. *Int. J. Fatigue* 2024, 183, 108258. doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108258.
16. Tang, D.; He, X.; Wu, B.; Dang, L.; Xin, H.; Li, Y. A fatigue life prediction approach for porosity defect-induced failures in directed energy deposited Ti-6Al-4V considering crack growth environment. *Int. J. Fatigue* 2014, 184, 108272. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108272>.
17. Han, S.; Dung Dinh, T.; De Baere, I.; Boone, M.; Josipovic, I.; Van Paepegem, W. Study of the effect of defects on fatigue life prediction of additive manufactured Ti-6Al-4V by combined use of micro-computed tomography and fracture-mechanics-based simulation. *Int. J. Fatigue* 2023, 180, 108110. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.108110>.
18. Shamir, M.; Zhang, X.; Syed, A.K.; Sadler, W. Predicting the Effect of Surface Waviness on Fatigue Life of a Wire Arc Additive Manufactured Ti-6Al-4V Alloy. *Materials* 2023, 16, 5355. <https://doi.org/10.3390/ma16155355>.
19. Peng, D.; Jones, R.; Ang, A.S.M.; Michelson, A.; Champagne, V.; Birt, A.; Pinches, S.; Kundu, S.; Alankar, A.; Singh Raman, R.K. Computing the durability of WAAM 18Ni 250 Maraging steel specimens. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2022, 45, 3535-3545.
20. Peng, D.; Champagne, V.K.; Ang, A.S.M.; Birt, A.; Michelson, A.; Pinches, S.; Jones, R. Computing the Durability of WAAM 18Ni-250 Maraging Steel Specimens with Surface Breaking Porosity. *Crystals* 2023, 13, 443. <https://doi.org/10.3390/cryst13030443>.
21. Shamir, M.; Zhang, X.; Syed, A.K. Characterising and representing small crack growth in an additive manufactured titanium alloy. *Eng. Fract. Mech.* 2021, 253, 107876. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2021.107876>.
22. Dastgerdi, J.N.; Jaber, O.; Remes, H.; Lehto, P.; Toudeshky, H.H.; Kuva, J. Fatigue damage process of additively manufactured 316L steel using X-ray computed tomography imaging. *Addit. Manuf.* 2023, 70, 103559. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103559>.

Increasing the Tensile Strength and High-Cycle Fatigue Life of Cu-ETP Copper Through Nonproportional Creep Predeformation

1. Introduction

In engineering practice, as well as in laboratory research, numerous methods are applied to enhance the mechanical properties of structural materials. Examples include heat treatment, thermo-chemical treatment, or surface layer modification in processes such as burnishing, shot peening, surface hardening, etc. A frequently used method is also the introduction of pre-deformation [1]. In the vast majority of cases, pre-deformation is induced by unidirectional quasi-static loading. Sometimes the process is carried out in several repetitions. Only very few publications in the scientific literature address attempts to increase the strength of materials by applying cyclic loading. The probable reason is the greater technological complexity of such a process.

Many metals and their alloys exhibit cyclic hardening if, prior to loading, they are in an annealed or normalized state, i.e. when the effects of previous technological processes are eliminated. This phenomenon manifests itself as a gradual increase in stress at constant strain amplitude, or a decrease in strain range under stress-controlled conditions. Furthermore, under nonproportional loading, additional nonproportional hardening occurs.

Nonproportional hardening is usually perceived as an unfavorable phenomenon, accelerating the process of fatigue damage. Numerous models used to predict fatigue life under complex loading conditions are in fact based on physical quantities associated with nonproportional hardening.

Experimental studies have shown that nonproportional hardening is primarily isotropic in nature, i.e. it leads to an increase in the cyclic yield strength. In this research, the hypothesis was adopted that the phenomenon of additional nonproportional hardening can be utilized to enhance instantaneous strength as well as high-cycle fatigue life. The improvement of mechanical properties is to be achieved not by introducing residual stresses, as in many other processes, but by generating stable dislocation structures that are expected to act as obstacles to dislocation movement induced by service loading. Another hypothesis assumes that the damage caused by short-term cyclic nonproportional deformation is small, while the beneficial effect is dominant.

2. Materials and methods

The experimental studies verifying these hypotheses were conducted on Cu-ETP copper (Electrolytic Tough-Pitch, CW004A/E-Cu58/C11000) with a purity of over 99.9%, as a single-phase material [2]. Prior to testing, the samples were subjected to recrystallization annealing at 500°C for 1 hour, followed by furnace cooling to room temperature. The specimen geometry is shown in Fig. 1.

Due to the small dimensions of the available specimens, it was not possible to control the deformation of the gauge section using an axial-torsional extensometer. Therefore, the tests were carried out by controlling stresses and displacements of the grips of the testing machine. Strain ranges and the strain–stress relationship were estimated based on an FEM model with an implemented kinematic–isotropic constitutive material model.

The specimens were subjected to nonproportional hardening by applying sinusoidal load cycles with a 90° phase shift. Two types of loading were used: kinematic loading with zero mean values, and stress-controlled loading with a positive axial mean value. The first type was intended to produce additional nonproportional hardening, while the second type induced nonproportional cyclic creep (ratcheting).

Results

The applied nonproportional pre-deformation caused an increase in the conventional yield strength by 115%, while nonproportional creep pre-deformation increased it by 162% compared to the annealed material.

The fatigue life of specimens subjected to nonproportional pre-deformation, in the elastic strain range under stress amplitude control, decreased to 74% at the stress level of 120 MPa and to 94% at the stress level of 85 MPa. In contrast, for specimens pre-deformed by nonproportional cyclic creep, fatigue life increased by 209% and 517%, respectively.

References

1. Berchem K., Hocking MG., The influence of pre-straining on the high-cycle fatigue performance of two hot-dip galvanised car body steels, *Materials Characterisation*. 2007. Vol.58. P. 593–602.
2. Pejkowski Ł., Skibicki D., Sempruch J., High cycle fatigue behavior of austenitic steel and pure copper under uniaxial , proportional and non-proportional loading., *Strojnicki Vestnik - Journal of Mechanical Engineering*. 2014. Vol.60. P. 549–60.

**Аналіз вхідних параметрів моделей багатоосової втомної довговічності
методами машинного навчання**

Розглянуто підхід до аналізу вхідних параметрів моделей прогнозування втомної довговічності металів за багатоосового навантажування. Метод SHAP застосовано для виявлення відмінностей між пропорційним і непропорційним навантажуванням, а також між матеріалами з різним рівнем непропорційного зміцнення та за режимами мало- й багатоциклової втоми.

Втомна довговічність металів за багатоосового навантажування є однією з ключових проблем сучасної механіки матеріалів та інженерії [1, 2]. Класичні критерії на основі критичної площини, такі як підходи Фатемі–Сосі [3] та Ванга–Брауна [4, 5], або інваріантні критерії, такі як Іто–Сакане–Онамі–Сосі [6], дозволяють досить точно описати пропорційні режими навантажування, однак їх застосування до непропорційних траєкторій часто є недостатньо надійним [7, 8]. Це зумовлено додатковими ефектами, що проявляються за ротації головних осей напружень та активації додаткових систем ковзання [9] та, зокрема, явищем непропорційного зміцнення [10].

У сучасних дослідженнях все більшої уваги набувають методи машинного навчання, зокрема штучні нейронні мережі, які забезпечують можливість врахування складних нелінійних залежностей та інтеграції великої кількості параметрів [11]. Водночас важливим завданням залишається інтерпретація побудованих моделей і визначення ролі окремих вхідних параметрів у прогнозуванні довговічності [12]. Для цього ефективним інструментом є метод SHAP (SHapley Additive exPlanations) [13], який дає змогу кількісно оцінити внесок кожного параметра в результат моделі.

Метою цієї роботи є застосування SHAP-аналізу для порівняльного дослідження вхідних параметрів у моделях втомної довговічності, побудованих методами машинного навчання, із урахуванням відмінностей між пропорційним і непропорційним навантажуванням, а також матеріалами з різним рівнем непропорційного зміцнення.

Для аналізу було використано експериментальну базу з 10 матеріалів, створену в роботі [12], яку доповнено даними для ще чотирьох матеріалів: вуглецевих сталей Q235B [14] та SA333 [15], нікелевого сплаву GH4169 [16] і магнієвого сплаву AZ61A [17]. До розрахунків залучалися механічні властивості матеріалів, такі як модуль пружності E , модуль зсуву G , границя текучості σ_y та міцності σ_u , втомні характеристики у вигляді коефіцієнтів рівнянь Коффіна–Менсона для розтягання–стискування та знакозмінного кручення, а також параметри циклічного зміцнення K' , n' , K_0' , n_0' , визначені відносно втомних характеристик і параметр непропорційного зміцнення α^* згідно з роботою [18].

Як параметри навантажування розглядалися діапазони деформацій і напружень на площинах максимальної деформації зсуву та розтягу, а також інтегральний параметр непропорційності F_{NP} , який використовується у підході Іто [6].

Штучна нейронна мережа у вигляді багатошарового персеプトрона була навчена на цій базі даних з використанням крос-валідації та оптимізації гіперпараметрів. Для інтерпретації результатів застосовано метод SHAP, який дає змогу оцінити внесок окремих вхідних параметрів у прогнозовану довговічність. З метою підвищення інтерпретованості результатів SHAP-аналізу було запропоновано показник *нормованого контрасту*

$$BC = \frac{a-b}{a+b},$$

де a та b – середні SHAP-значення для різних груп даних (пропорційне та непропорційне навантажування, матеріали з низьким та високим рівнем непропорційного зміцнення).

Запропонований показник дозволяє кількісно порівняти вплив параметрів між зазначеними доменами в межах симетричної шкали $[-1;1]$. На рис. 1 та рис. 2 наведено діаграми розсіювання, що відображають результати контрастного SHAP-аналізу параметрів матеріалу та навантажування з нормованим контрастом для вищевказаних груп даних. Вертикальна вісь відображає загальну важливість параметра, а горизонтальна – його нормований контраст, де знак вказує на перевагу для певної категорії.

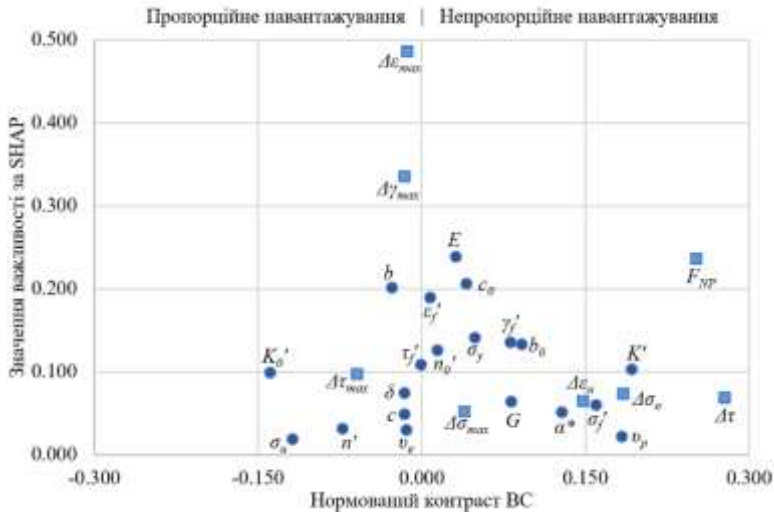


Рисунок 1. Діаграма контрастного SHAP-аналізу вхідних параметрів для пропорційного та непропорційного навантажування.

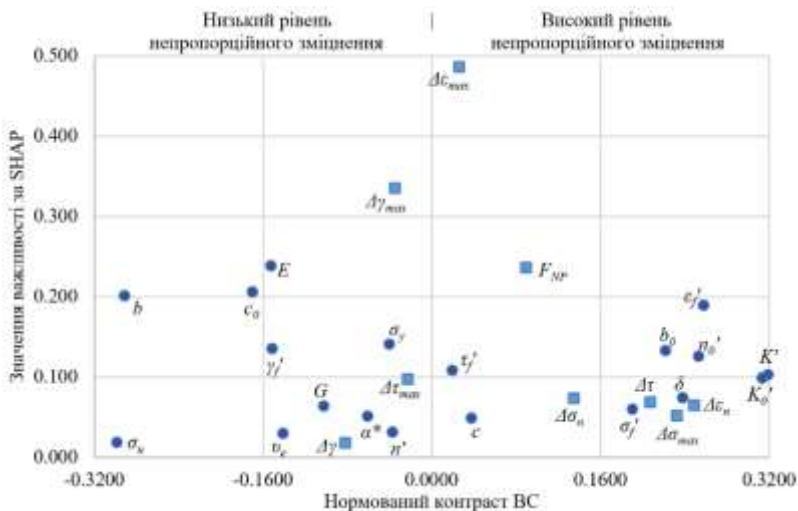


Рисунок 2. Діаграма контрастного SHAP-аналізу параметрів для матеріалів з низьким та високим рівнем непропорційного зміцнення.

З проведеного аналізу отримано наступні результати:

Пропорційне та непропорційне навантажування. SHAP-аналіз показав, що найбільш значущим для прогнозування довговічності за непропорційних траєкторій є параметр F_{NP} , який демонструє позитивний нормований контраст, водночас параметри навантажування $\Delta\epsilon_{max}$ та $\Delta\gamma_{max}$ є однаково важливими для обох типів траєкторій. Зі значущих матеріальних параметрів для непропорційного навантажування виділяються деякі коефіцієнти рівняння Коффіна–Менсона, а також коефіцієнт циклічного зміцнення K' .

Матеріали з низьким та високим рівнем непропорційного зміцнення.

Для матеріалів з високим рівнем непропорційного зміцнення, ключову роль відіграють параметри циклічного зміцнення, а також пластичний параметр ϵ_f' рівняння Коффіна–Менсона, які показали позитивний контраст. У матеріалів з низьким рівнем додаткового зміцнення вищим виявився внесок базових пружних характеристик. Параметри навантажування у обох групах демонструють подібну вагу.

Висновки

На основі отриманих результатів сформульовано наступні висновки:

SHAP-аналіз у поєднанні з нормованим контрастом дозволив виокремити параметри, що по-різному впливають на прогнозування довговічності залежно від домену багатоосевого навантажування.

Для непропорційних траєкторій ключовим виявився параметр F_{NP} , тоді як $\Delta\epsilon_{max}$ та $\Delta\gamma_{max}$ залишаються однаково важливими як для пропорційного, так і

непропорційного типів навантажування. Додатково проявляється вплив окремих коефіцієнтів рівняння Коффіна–Менсона та параметра циклічного зміцнення K' .

У матеріалів з високим рівнем непропорційного зміцнення зростає роль параметрів циклічного зміцнення та коефіцієнта пластичної деформації ε_f' , тоді як у матеріалів з низьким рівнем зміцнення визначальними залишаються пружні характеристики. Параметри навантажування мають однаковий внесок у обох групах.

Отримані результати узгоджуються із сучасними фізичними уявленнями про природу втоми та можуть бути використані для побудови моделей прогнозування довговічності в умовах багатоосового навантажування.

Список літератури

1. Salifu, S., & Olubambi, P. A. (2024). A Review of Fatigue Failure and Life Estimation Models: From Classical Methods to Innovative Approaches. *Science, Engineering and Technology*, 4(2), First-First.
2. Pagliari, L., & Concli, F. (2024). A review of multiaxial low-cycle fatigue criteria for life prediction of metals. *International Journal of Damage Mechanics*.
3. Fatemi, A., & Socie, D. F. (1988). A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. *Fatigue & Fracture of Engineering materials & structures*, 11(3), 149-165.
4. Brown, M. W., & Miller, K. J. (1973). A theory for fatigue failure under multiaxial stress-strain conditions. *Proceedings of the Institution of Mechanical engineers*, 187(1), 745-755.
5. Wang, C. H., & Brown, M. W. (1993). A path-independent parameter for fatigue under proportional and non-proportional loading. *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, 16(12), 1285-1297.
6. Itoh, T., Sakane, M., Ohnami, M., & Socie, D. F. (1995). Nonproportional low cycle fatigue criterion for type 304 stainless steel.
7. Yakovchuk, P. V., E. V. Savchuk, and S. M. Shukayev. "Critical Plane Approach-Based Fatigue Life Prediction for Multiaxial Loading: A New Model and its Verification." *Strength of Materials* 56.2 (2024): 281-291.
8. Savchuk E. V., P. V. Yakovchuk, and S. M. Shukayev. "Input parameter analysis for low-cycle multiaxial fatigue models using artificial neural network." *Book of Abstracts from the 13th International Conference on Fracture Fatigue and Wear* (2025): 56-59.
9. Ding, X. Q., He, G. Q., & Chen, C. S. (2010). Study on the dislocation sub-structures of Al–Mg–Si alloys fatigued under non-proportional loadings. *Journal of materials science*, 45(15), 4046-4053.
10. Chen, X., Gao, Q., & Sun, X. F. (1996). Low-cycle fatigue under non-proportional loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 19(7), 839-854.
11. Chen, J., & Liu, Y. (2022). Fatigue modeling using neural networks: A comprehensive review. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 45(4), 945-979.

12. Yakovchuk, P. V., Kravchenko, V. V., & Shukayev, S. M. (2025). Prediction of the Multiaxial Fatigue Life of Metals Using Machine Learning Methods. *Strength of Materials*, 1-10.
13. Lundberg, S. M., & Lee, S. I. (2017). A unified approach to interpreting model predictions. *Advances in neural information processing systems*, 30.
14. Qu, W. L., Zhao, E. N., Zhou, Q., & Pi, Y. L. (2018). Multiaxial low-cycle fatigue life evaluation under different non-proportional loading paths. *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, 41(5), 1064-1076.
15. Arora, P., Gupta, S. K., Bhasin, V., Vaze, K. K., Sivaprasad, S., & Tarafder, S. (2011). Multiaxial fatigue studies on carbon steel piping material of Indian PHWRs.
16. Wu, Z. R., Li, X., Fang, L., & Song, Y. D. (2018). Evaluation of multiaxial fatigue life prediction criteria for Ni-based superalloy GH4169. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 232(10), 1823-1837.
17. Yu, Q., Zhang, J., Jiang, Y., & Li, Q. (2011). Multiaxial fatigue of extruded AZ61A magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*, 33(3), 437-447.
18. Itoh, T., Sakane, M., Hata, T., & Hamada, N. (2006). A design procedure for assessing low cycle fatigue life under proportional and non-proportional loading. *International Journal of Fatigue*, 28(5-6), 459-466.

І. Г. Грабар, д. т. н., професор
(Поліський національний університет, Україна)

Термоактиваційна природа руйнування: синергетика, фрактали та локальне збудження

В доповіді наведено аналіз експериментальних та теоретичних робіт, присвячених вивченню фізичної природи циклічної втоми, як твердофазної реакції арреніусівського типу, що протікає в синергетичній системі нелінійних осциляторів. Показано, що під дією циклічних навантажень в даній системі можливі локальні утворення відносно невеликих кластерів – розмірами $10...30\text{Å}$, в яких відбувається фазовий перехід по лазерній схемі, тобто настає синхронізація руху осциляторів – хаос змінюється мікропорядком, що сприяє колективному стрибку осциляторів через потенційний бар'єр. Це приводить до зародження первинної мікротріщини, що в подальшому сприяє розвитку цієї тріщини саме в цьому локальному об'ємі. З подальшим розвитком тріщини вона виходить на рівень макротріщини, що розвивається згідно законів механіки руйнування.

Методами броунівської динаміки точки показано, як можна в нелінійній системі отримати дискретні рівні параметрів. Наведені результати термоактиваційного процесу руйнування та отримані деякі узагальнюючі співвідношення.

Ключові слова: *циклічна втома, броунівська динаміка точки, мультифрактали, енергія активації руйнування.*

Засновник нашої наукової школи – професор Олександр Іванович РАДЧЕНКО – більшу частину свого великого наукового шляху вивчав, досліджував, моделював, фантазував, висував гіпотези і шукав їх підтвердження стосовно дискретних явищ в механіці руйнування. І наша з ним наставниця – Віра Семенівна Іванова – була для нас не просто взірцем, прикладом для наслідування, а генератором ідей та інноватором в найкращому розумінні. До речі, якимось непомітно в цьому році виповнилося 50 років з дати виходу в світ її монографії «Природа втоми металів» [1]. І якщо «Математичні начала натурфілософії» Ньютона дали початок сучасній кількісній науці, то «Природа втоми металів» стала початком міждисциплінарного вивчення втоми металів у світовому масштабі - одночасно з позицій матеріалознавства, фрактографії, механіки і фізики руйнування, дискретних явищ і синергетики. У всіх цих інноваціях Віра Семенівна була серед піонерів.

Не випадково саме в такій послідовності називаю своїх Вчителів – у Олександра Івановича я навчався в аспірантурі тут, при кафедрі КПЛА, і інститут тоді називався КПЦА, і факультет називався механічний. Але дух пошуку тут жив завжди!

Саме Олександр Іванович очарував нас, своїх аспірантів, отими дискретними явищами – «піками» - на довгі роки. І передав мене, як естафетний прапорець, в докторантуру до Віри Семенівни. І хоча докторантуру я закінчив

під акомпанемент розвалу СРСР, контакти і теплі стосунки підтримував з Вірою Семенівною до 2009 року. В 2009 році Віри Семенівни не стало... Але я продовжував пошук пояснень проявів дискретності, будував нелінійні моделі механіки і фізики руйнування, синергетики, синтезу мультифракталів. Про це все, як продовження ідей дискретності Віри Семенівни та Олександра Івановича я багато писав в своїх дослідженнях [2-10] і буду говорити сьогодні, віддаючи глибоку шану моїм Вчителям.

Руйнування – колективне явище.

В [2-10] показано, що зародження втомної тріщини та її розвиток до макротріщини легко моделюється в рамках синергетичної моделі руйнування. Зокрема, ця модель дозволила отримати і експериментально підтвердити наближення проф. Грабара для теоретичної оцінки енергії активації руйнування:

$$U_0 = kT_s \ln \frac{[1]}{\tau_0} \quad (1)$$

де k - постійна Больцмана, T_s - температура плавлення, τ_0 - період теплових коливань атомів. (1) дозволило підтвердити єдність природи механічного руйнування та плавлення, пояснити унікальну стійкість енергії активації, побудувати УУДПГ для всіх металічних матеріалів одночасно в безрозмірних координатах (рис.1 – рис.2). Наближення (1), отримане з перших принципів, не має підгоночних параметрів, і дозволило розв'язати ряд важливих задач механіки та фізики руйнування. І найперше - наближення (1) дозволило дати новий імпульс у застосуванні рівняння Журкова для прогнозування ресурсу відомих і нових конструкційних матеріалів: металічних, композиційних, полімерних.

На рис.1 - рис.2. наведено узагальнену універсальну діаграму проф.Грабара, побудовану в безрозмірних координатах, що дозволяє її використання для будь-яких конструкційних матеріалів, якщо відома температура плавлення даного матеріалу, температура експлуатації, границя міцності при цій температурі та експлуатаційні напружки. При цьому, маючи лише одну криву короткочасних випробувань даного матеріалу при експлуатаційній температурі, протягом кількох хвилин легко визначається ресурс на десятки років з достовірністю по напрузі до 95%.

На рис.3 показано схематично сценарій фазового переходу «безпорядок» => «порядок» по лазерній схемі в локальній збудженій зоні при циклічному навантаженні. Саме такий нанопорядок є початком циклічного руйнування конструкції.

На рис.4 – рис.5 наведено залежності енергії активації, отримані з обробки великої кількості експериментальних даних [2-3] для широкого діапазону частот навантаження, звідки слідує, що надстійка величина – енергія активації тривалого руйнування (1) миттєво зменшується, коли в навантаженні з'являється циклічна складова! На рис.6 наведено пояснення даного феномену, що дає ключ до розуміння унікальності циклічної втоми. А саме – зародження на дуже короткий термін впорядкованих станів (рис.3,б). Це дозволяє колективний стрибок цієї синхронізованої групи атомів здійснити стрибок через потенційний бар'єр та зародити нанотріщину.

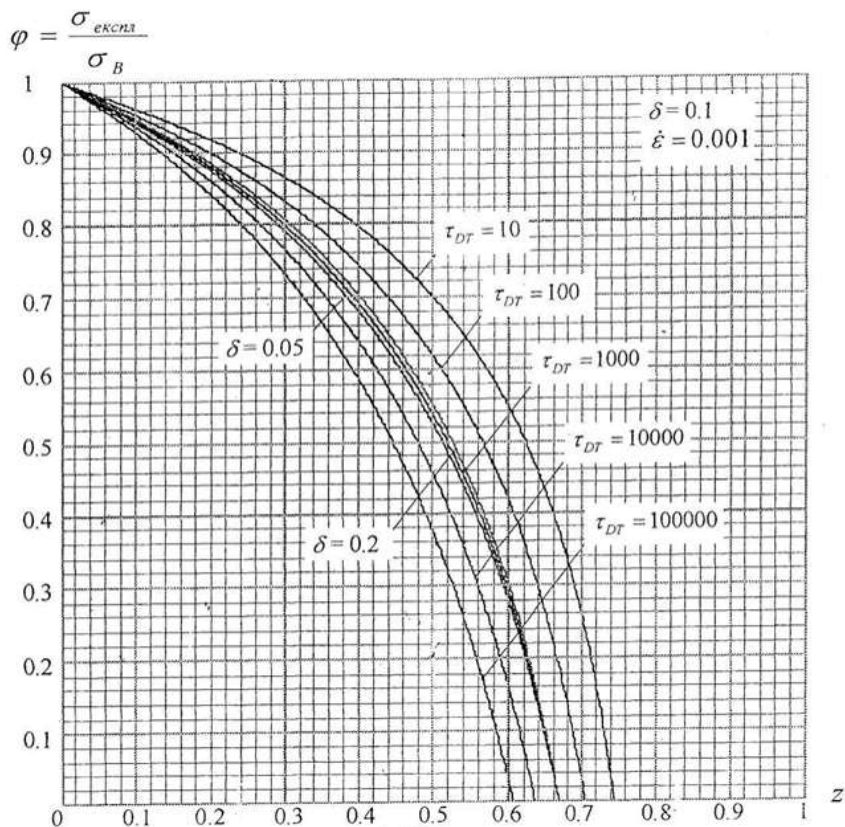
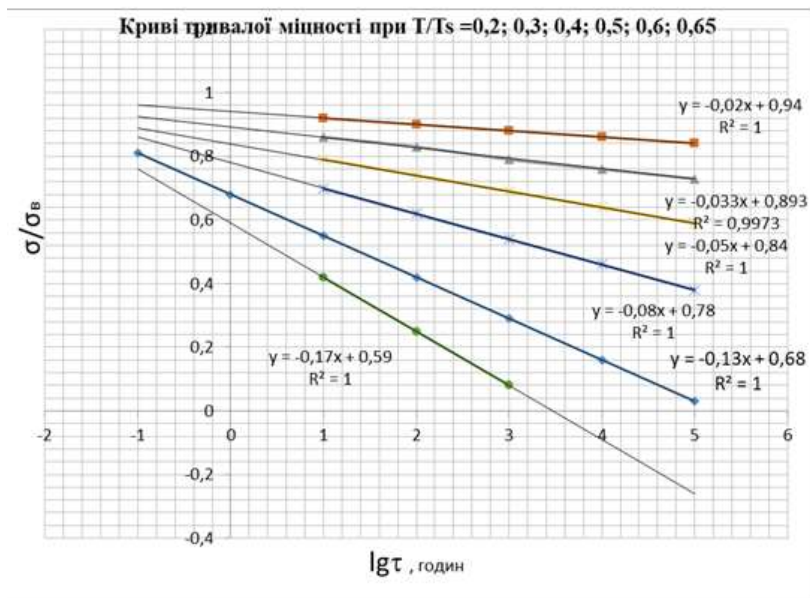


Рисунок 1. Єдина узагальнена універсальна діаграма проф. Грабара (УУДПГ-І) для прискореного прогнозування ресурсу для всіх конструкційних металічних матеріалів, для широкого діапазону температур, стану поверхні, структури тощо, побудована в координатах « φ - Z », де $Z = T_{\text{експл}}/T_s$ – відношення експлуатаційної температури (К) до температури плавлення матеріалу деталі (К); $\tau_{DГ}$ - час до руйнування (ресурс),годин; δ – пластична деформація зразка при короткочасних випробуваннях матеріалу при температурі експлуатації (для всіх діаграм прийнято $\delta=0,1$, лише для $\tau_{DГ}=1000$ годин – діаграма побудована для трьох значень: $\delta=0,05 ; 0,1 ; 0,2$).



Риснок 2. Єдина узагальнена універсальна діаграма проф.Грабара для прискореного прогнозування ресурсу конструкцій в координатах « σ - $\lg\tau$ » (УУДПГ-II) . Побудова спільної математичної залежності за результатами шести функцій « σ - $\lg\tau$ » (рис.2) для $Z=0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 0,6; 0,65$ дозволила побудувати залежність УУДПГ-II з яким-завгодно кроком зміни відносної температури. На рис.2,а ця залежність побудована з кроком $dZ=0,2$



а)

б)

Рисунок 3. Сценарій фазового переходу «безпорядок» => «порядок» по лазерній схемі в локальній збудженій зоні при циклічному навантаженні (виникнення порядку із хаосу в нанозоні) Унікальна стійкість енергії активації стрибкоподібно зменшується при переході до циклічного навантаження (рис.4 – рис.5) :

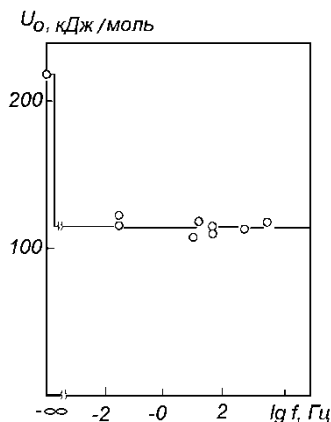


Рисунок 4. Енергія активації як функція частоти навантаження для сплавів алюмінію при $T = 293\text{ K}$

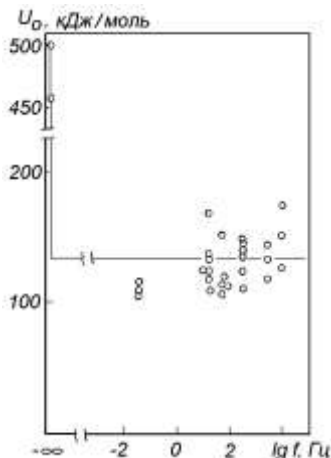


Рисунок 5. Енергія активації як функція частоти навантаження для сплавів заліза при $T = 293\text{ K}$

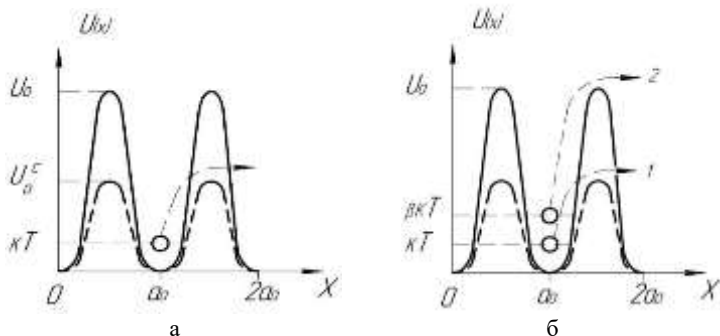


Рисунок 6. Енергії активації при циклічному і тривалому навантаженнях (а) та гіпотеза локальних збуджень (б)

Тоді знаючи час одного періоду теплових коливань атомів та швидкість пружних хвиль в даному конструкційному матеріалі, нами знайдено розмір локальної зони, в якій можливе зародження когерентного стану рис.3,б:

$$d = (2\pi \dots \pi) a_0 \quad (2)$$

Такий локальний об'єм складає 50...100 атомів, а розмір d тісно корелює зі значенням нижньої точки перелому кривої Періса, що в експериментальній механіці руйнування трактується як мінімально можливе підтримання втомної тріщини.

В доповіді показано, що руйнування, зокрема втомне, є частковим прикладом кінетичних фазових переходів. Причому, враховуючи конкуренцію між рівнем напруг та кількістю циклів

$$\frac{d\sigma_{\text{циклі}}}{dN} = -b * N^m \quad (3)$$

Для $m = -1$ – випадок досконалої конкуренції – [5] дає напівлוגарифмічне рівняння кривої втоми:

$$\sigma_{\text{циклі}} = \sigma_B \left[1 - (1 - \varphi) \frac{\ln(N)}{\ln(N^*)} \right] \quad (4)$$

Для $\varphi = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_B} = 0,5$ при $N^* = 10^6$ отримано узагальнене рівняння кривої втоми в діапазоні циклів від $N=10^0$ до 10^{12} у нормованих координатах:

$$\sigma_{\text{циклі}} = \sigma_B \left[1 - 0,5 * \frac{\ln(N)}{\ln(N^*)} \right] = \sigma_B \left[1 - 0,5 * \frac{\ln(10^K)}{\ln(10^6)} \right] = \sigma_B [1 - k/12] \quad (5)$$

В таблиці 1 наведені значення $\sigma_{\text{циклі}}$ для діапазону $N=10^0$ до 10^{12} циклів.

Таблиця 1.

Значення параметрів узагальненої кривої втоми в нормованих координатах

K	0	1	2	3	4	5	6
$\sigma_{\text{циклі}}$	σ_B	$\frac{11\sigma_B}{12}$	$\frac{5\sigma_B}{6}$	$\frac{3\sigma_B}{4}$	$\frac{2\sigma_B}{3}$	$\frac{7\sigma_B}{12}$	$\frac{\sigma_B}{2}$
N	1	10	100	10^3	10^4	10^5	10^6
Тип			Малоциклова втома				Мега

K	7	2	9	10	11	12
$\sigma_{\text{циклі}}$	$\frac{5\sigma_B}{12}$	$\frac{\sigma_B}{3}$	$\frac{\sigma_B}{4}$	$\frac{\sigma_B}{6}$	$\frac{\sigma_B}{12}$	0
N	10^7	10^8	10^9	10^{10}	10^{11}	10^{12}
Тип			Гіга			Тера

Метод броунівської динаміки точки (БДТ) і фрактали

Звідки дискретність? Це не кристалічна будова металів з «сильним» чи «слабим» зерном в локальній зоні зародження тріщини. Не витримує ця гіпотеза експериментальної перевірки. А от гіпотеза локальних збуджень та броунівської динаміки точки знаходить своє експериментальне підтвердження:



Рисунок 7. Дискретний спектр станів системи в полі двох сил притягіння, отриманий в результаті синтезу мультифракталу в полі 2-х сил притягіння методом БДТ.

Висновки

1. Показано, що гіпотеза Іванової-Радченко про дискретні явища в механіці руйнування, зокрема – при багатоцикловій втомі – можна змодельовати з позиції синергетики, процесів самоорганізації в нелінійних системах, термоактиваційних підходів, броунівської динаміки точки та теорії синтезу мультифракталів.

2. Показано, що з цих позицій легко показати єдину природу руйнування та теорії плавлення, а також змодельовати дискретні стани в кінетиці процесу руйнування при неперервній плавній зміні керуючих параметрів.

3. Отримано кількісні співвідношення для енергії активації руйнування та узагальненої кривої руйнування в послідовності «короткочасне руйнування – малоциклова втома – багатоциклова (мега) втома – гіга втома – тера втома»

Список літератури

1. В.С.Іванова, В.Ф.Терентьев. – Природа втоми металів. – 1975. – 456 с.
2. Грабар І.Г. Термоактиваційний аналіз і синергетика руйнування. – Житомир. - 2002. -356 с.
3. Грабар І.Г. Основи надійності машин. – Житомир. - 1999. – 300 с.
4. Grabar I. NANOCHAOS in raising a machine reliability and the creation of «eternal» STRUCTURE // Chaotic Modeling and Simulation (CMSIM). – 2018. – № 3. – Р. 327–341.
5. Грабар І.Г. Математичні начала конкуренції та монополії. – Житомир. – 2025. – 150 с.
6. Grabar, I.G., Grabar, O.I.: Influence of the stationary and perturbed state of the central force field on the fractal characteristics of the attractor. Sci. Horiz. **23**(11), 39–52 (2020). [https://doi.org/10.48077/scihor.23\(11\).2020.39-52](https://doi.org/10.48077/scihor.23(11).2020.39-52)
7. Grabar, I.G., Grabar, O.I.: Fractal ornaments: Design, Properties, 3D Production, Zhytomyr, p. 308. Polissia National University (2021) (in Ukrainian) [Google Scholar](#)
8. Grabar, I.G., Grabar, O.I., Gutnichenko, A.A., Kubrak, Y.O.: Percolation-Fractal Materials, p. 354. Zhytomyr, ZSTU (2007) (in Ukrainian)
9. Grabar, I.G.: Synthesis of Multifractals, Zhytomyr, p. 200. Polissia National University (2023) (in Ukrainian) [Google Scholar](#)
10. Grabar, I.G., Grabar, O.I., Kubrak, Y.O., Marchuk, M.M.: Chaos and a quantitative modeling of the kinetics of phase transitions on the final measure areas. In: 10th International Conference on Chaotic Modeling and Simulation, CHAOS 2017, 277–288. Casa Convalescencia of the Universitat Autònoma de Barcelona; Barcelona, Spain, Code 151090 (2017) [Google Scholar](#)
11. Ivan G Grabar* and Olena S Kilnitska “A New Universal Generalized Method for Multifractals Synthesis”. Clareus Scientific Science and Engineering Volume 2 Issue 3 March 2025 ISSN: 3065-1182 c.11-19 <https://clareus.org/pdf/csse/CSSE-02-020.pdf>.

О. Г. Гребеніков, професор, д. т. н.,
 професор кафедри конструкції літаків та вертольотів,
 (Національний аерокосмічний університет «ХАІ», м. Харків, Україна)

Конструктивно-технологічні методи підвищення втомної довговічності болтових з'єднань титанових елементів літакових конструкцій з урахуванням фретинг-корозії

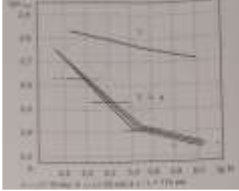
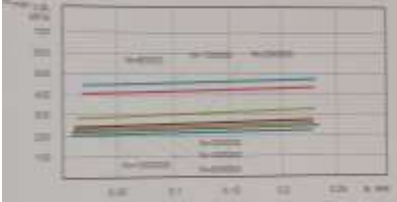
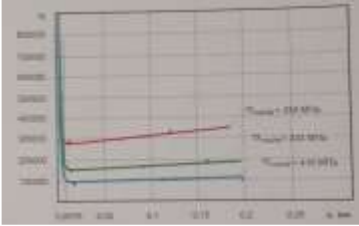
Наведені експериментальні випробування моделей конструктивних титанових елементів, які показали, що інтенсивність фретинг-корозії залежить від матеріалу шайб, величини контактних тисків і знижує втомну міцність титанової смуги в 2-3 рази в порівнянні з втомною міцністю титанового сплаву ВТ6 без фретинг-корозії. Зниження втомної довговічності гладких титанових конструктивних елементів, обумовлене фретинг-корозією, відбувається: у 40-80 разів при максимальній напрузі нульового циклу 400 МПа; в 400-750 разів - при 300 МПа, в 1500-3000 разів при 250 МПа в порівнянні з довговічністю гладких зразків. За результатами випробувань розроблено аналітичні залежності, що дозволяють прогнозувати втомну довговічність плоских елементів з титанового сплаву ВТ6 з урахуванням фретинг-корозії.

Найбільш ефективним методом підвищення втомної довговічності двозрізних титанових з'єднань є застосування пластичного деформування контактної поверхні (тиск $P_{упр} = (0,95...0,99) \sigma_{\text{в}} S_k$), радіального натягу $(1,5...1,9 \%) d_0$ та нормованої осьової затяжки, що підвищує довговічність у 2-3 рази порівняно з довговічністю з'єднань з радіальним натягом та нормованою затяжкою.

Елементи конструкції літака із титанових сплавів

	шасі, окантування дверей люків, протипожежні екрани, кронштейни, рейки механізації, кріплення, шпангоути, вузли кріплення, силова підлога, рампа транспортних літаків
	шасі, окантування дверей люків, протипожежні екрани, кронштейни, рейки механізації, кріплення, шпангоути, вузли кріплення пасажирських літаків
	панелі центроплана, балки, пояси, панелі ОЧК, стінки, перегородки, надзвукових маневрених літаків

Вплив амплітуди відносних переміщень на втомну довговічність гладкої смуги в умовах фреттинг-корозії

 Характер руйнування гладкої смуги за різних величин амплітуди відносних переміщень	 Результати втомних випробувань гладкої смуги при різних відстанях від закладення L
 Вплив амплітуди відносних переміщень на величину граничних максимальних напруг гладкої смуги	 Вплив амплітуди відносних переміщень на втомну довговічність гладкої смуги

Розрахунково-експериментальні залежності для визначення втомної довговічності гладких конструктивних елементів зі сплаву ВТ6 в умовах фреттинг-корозії

$$\Delta \sigma_{\max 0\phi} = \sigma_{\max 0} - \sigma_{\min 0\phi}$$

$$\sigma_{\max 0} = A_1 N^{-1/2}, \quad \Delta \sigma_{\max 0\phi} = A_2 N^{B_1 K} \sigma_K^{B_2} \mu_{\max}$$

$$\sigma_{\max 0} = 20,8 N^{-1/2}, \quad \sigma_K^{B_2} = \sigma_K^{0.5}, \quad N > 2 \cdot 10^5, \quad \sigma_K \leq 78 \text{ МПа};$$

$$\Delta \sigma_{\max 0\phi} = 25,44 N^{-0.0001} \sigma_K^{0.0001} \mu_{\max}^{0.0001}, \quad N > 2 \cdot 10^5, \quad \sigma_K \leq 78 \text{ МПа};$$

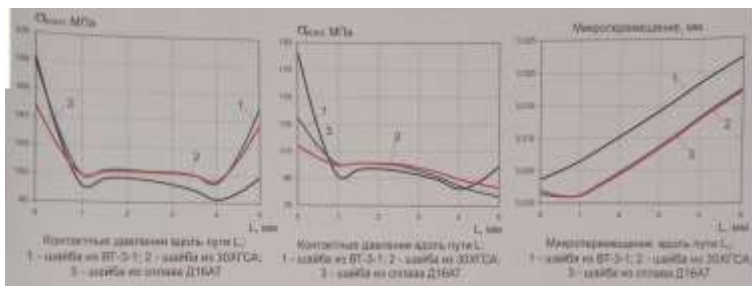
$$\sigma_{\max 0} = 19,55 N^{-1/2}, \quad \sigma_K^{B_2} = \sigma_K^{0.5}, \quad N > 2 \cdot 10^5, \quad \sigma_K \leq 78 \text{ МПа};$$

$$\Delta \sigma_{\max 0\phi} = 19,55 N^{-0.0001} \sigma_K^{0.0001} \mu_{\max}^{0.0001}, \quad N > 2 \cdot 10^5, \quad \sigma_K \leq 78 \text{ МПа};$$

де $\mu_{\max}$ – коефіцієнт, який враховує вплив матеріалу на втомну довговічність конструктивних елементів з різного матеріалу та смуги зі сплаву ВТ6.

Дослідження характеру розподілу тисків та мікропереміщень у зоні контакту шайб з різного матеріалу та смуги зі сплаву ВТ6

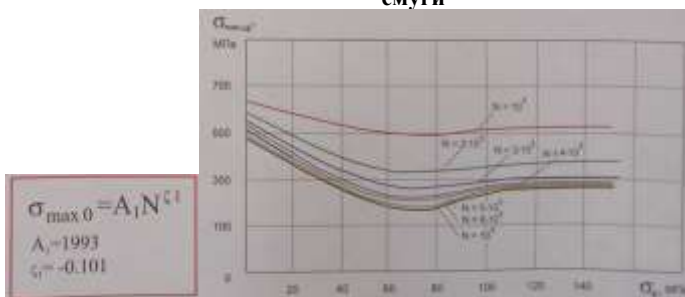




2 - Д16АТ, $\sigma_{\text{ср}} = 106$ МПа; 3 - 30ХГСА, $\sigma_{\text{ср}} = 106$ МПа;
4 - ВТЗ-1, $\sigma_{\text{ср}} = 106$ МПа; 5 - 30ХГСА, $\sigma_{\text{ср}} = 82$ МПа;
експериментальні дані: * - 30ХГСА, $\sigma_{\text{ср}} = 106$ МПа;
▲ - Д16АТ, $\sigma_{\text{ср}} = 106$ МПа; ▼ - ВТЗ-1, $\sigma_{\text{ср}} = 106$ МПа;
30ХГСА, $\sigma_{\text{ср}} = 82$ МПа

4.0 4.2 4.4 4.6 4.8 5.0 lg N

Вплив типу матеріалів у контактній парі та величини контактного тиску на втомну довговічність титанової смуги



Вплив величини контактних тисків на граничні максимальні напруги гладкої смуги при $N = \text{const}$

Коефіцієнти зниження втомної довговічності гладкої смуги, викликаної фреттинг-корозією

$\sigma_{\text{max}0}$, МПа	500	450	400	350	300	250
K_N , ВТЗ-1	13,74	31,2	78,3	294	738,7	3063
K_N , 30ХГСА	9,27	21	52,7	149,2	495,8	2052
K_N , Д16АТ	7,64	17,2	43	121	499,2	1638

Висновки

1. Проведені експериментальні випробування моделей конструктивних титанових елементів показали, що інтенсивність фреттинг-корозії залежить від матеріалу шайб, величини контактних тисків і знижує втомну міцність титанової смуги в 2-3 рази в порівнянні з втомною міцністю титанового сплаву ВТ6 без фреттинг-корозії. Зниження втомної довговічності гладких титанових конструктивних елементів, обумовлене фреттинг-корозією, відбувається: у 40-80 разів при максимальній напрузі нульового циклу 400 МПа; в 400-750 разів - при 300 МПа, в 1500-3000 разів при 250 МПа в порівнянні з довговічністю гладких зразків. За результатами випробувань розроблено аналітичні залежності, що дозволяють прогнозувати втомну довговічність плоских елементів з титанового сплаву ВТ6 з урахуванням фреттинг-корозії.

2. Розроблена модель однозрізного болтового з'єднання титанових конструктивних елементів дозволяє визначити розподіл погонного нормального контактного навантаження по довжині болта і величину контактних тисків під гайкою і головкою болта і застосувати отримані розрахунково-експериментальні залежності для прогнозування втомної довговічності конструктивних елементів у регулярній зоні, де руйнація відбувається під впливом фреттинг-корозії.

3. Застосування нормованої осьової затяжки сталевих болтів підвищує втомну довговічність з'єднань титанових елементів літакових конструкцій у 20 разів при максимальній напрузі нульового циклу 200 МПа та в 35 разів при 140 МПа порівняно зі втомною довговічністю з'єднань без затяжки болтів.

4. Застосування радіального натягу болтів із сталі 30ХГСА (0,5...1,5%) d_6 знижує величину коефіцієнтів нерівномірності погонного нормального контактного навантаження по довжині болта в 2-3 рази і підвищує втомну довговічність однозрізного болтового з'єднання в 1,5–2 рази в порівнянні з довговічністю з'єднань тільки із затяжкою болтів.

5. Найбільш ефективним методом підвищення втомної довговічності двозрізних титанових з'єднань є застосування пластичного деформування контактної поверхні (тиск $P_{упр} = (0,95...0,99) \sigma_{вСк}$), радіального натягу (1,5...1,9 % d_6 та нормованої осьової затяжки, що підвищує довговічність у 2-3 рази порівняно з довговічністю з'єднань з радіальним натягом та нормованою затяжкою).

6. Практичне застосування запропонованих конструктивно-технологічних методів підвищення втомної довговічності та методу визначення втомної довговічності зрізних болтових з'єднань дозволяє проєктувати з'єднання регламентованої втомної довговічності з урахуванням фреттинг-корозії.

Список літератури

1. Гребеников А. Г., Клименко В. Н. Экспериментальное исследование особенностей установки болтов с радиальным натягом в отверстия в деталях из титанового сплава / Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – Харьков: НАКУ «ХАИ», 2005. – Вып. 26.

Я.В. Павлюк, к.т.н., старший науковий співробітник
(Інститут механіки ім. С.П. Тимошенка НАН України, Україна)

Прогнозування релаксації напружень у тонкостінних трубчастих елементах із лінійно-в'язкопружних матеріалів за умов складного напруженого стану

Розглядається релаксація ізотропних однорідних і нестаріючих лінійно-в'язкопружних матеріалів за умов складного напруженого стану. Розв'язок будується шляхом узагальнення вихідної одновимірної моделі в'язкопружності на складний напружений стан, що побудований на використанні гіпотези пропорційності девіаторів. Розв'язано та експериментально апробовано задачі розрахунку релаксації напружень тонкостінних труб за умов комбінованого навантаження розтягом із скрученням.

Ключові слова: релаксація, лінійно-в'язкопружність, ядро спадковості.

1. Вступ

При оцінці несучої здатності елементів конструкцій із полімерних матеріалів при тривалій дії навантаження та температури важливим є розв'язок задач із прогнозування релаксації напружень, що викликає перерозподіл напружень в елементах конструкцій в часі і порушення функціональних можливостей конструкції в цілому. Дослідження процесів релаксації лінійно-в'язкопружних матеріалів, особливо при складному напруженому стані і змінних режимах навантаження, все ще знаходяться на стадії розвитку. Основні труднощі і нерозв'язані задачі в цій галузі пов'язані з вибором форми узагальнення одновимірних визначають рівнянь теорії на складний напружений стан, з розробкою методів ідентифікації ядер спадковості і методів визначення параметрів ядер, з вибором і обґрунтуванням системи базових експериментів, необхідних для визначення функцій і констант теорії.

2. Постановка задачі

Розглядається релаксація ізотропних однорідних і нестаріючих лінійно-в'язкопружних матеріалів за умов складного напруженого стану. Визначальні рівняння повзучості, що задають залежність між компонентами тензора напружень σ_{ij} , деформацій ε_{ij} і часом t , записуються у вигляді:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{ij}(t) = e_{ij}(t) + \frac{1}{3} \delta_{ij} \varepsilon_v(t) = \frac{1}{2G} \left[s_{ij}(t) + \lambda_s \int_0^t K_s(t-\tau) s_{ij}(\tau) d\tau \right] + \\ + \frac{1}{3B} \delta_{ij} \left[\sigma_0(t) + \lambda_v \int_0^t K_v(t-\tau) \sigma_0(\tau) d\tau \right]; \quad (i, j = \overline{1,3}), \end{aligned} \quad (1)$$

розв'язком якого є рівняння релаксації напружень

$$\begin{aligned} \sigma_{ij}(t) = & 2Ge_{ij}(t) - 2G\lambda_s \int_0^t R_s(t-\tau)e_{ij}(\tau)d\tau + \\ & + \delta_{ij} \left[3B\varepsilon_v(t) - 3B\lambda_v \int_0^t R_v(t-\tau)\varepsilon_v(\tau)d\tau \right]; (\bar{i}, \bar{j} = \overline{1,3}), \end{aligned} \quad (2)$$

де $\varepsilon_{ij}(t)$, $\sigma_{ij}(t)$ – компоненти тензора деформацій і напружень; $e_{ij}(t)$, $s_{ij}(t)$ – компоненти девіатора деформацій і девіатора напружень; $\varepsilon_v(t)$ – об’ємна деформація; $K_s(t-\tau)$, $K_v(t-\tau)$ – ядра зсувної и об’ємної повзучості; $R_s(t-\tau)$, $R_v(t-\tau)$ – ядра зсувної і об’ємної релаксації; G – модуль зсуву; B – об’ємний модуль; λ_s , λ_v – реологічні параметри; δ_{ij} – дельта-функція одинична функція Кронекера.

В якості ядер повзучості $K(t-\tau)$ та релаксації $R(t-\tau)$ в (1) вибираються дробово-експоненційні функції [1]

$$\begin{aligned} K(t-\tau) &= \frac{1}{(t-\tau)^{-\alpha}} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-\beta)^n (t-\tau)^{n(1+\alpha)}}{\Gamma[(1+n)(1+\alpha)]}, \\ R(t-\tau) &= \frac{1}{(t-\tau)^{-\alpha}} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n (\lambda + \beta)^n (t-\tau)^{n(1+\alpha)}}{\Gamma[(1+n)(1+\alpha)]}, \end{aligned} \quad (3)$$

де α и β – параметри ядер ($-1 < \alpha < 0$; $\beta > 0$) $\Gamma[\cdot]$ – гамма-функція Ейлера.

Між ядрами повзучості і релаксації існує інтегральний зв’язок:

$$R(t) - K(t) = \lambda \int_0^t K(t-\tau)R(\tau)d\tau, \quad (4)$$

Котра дозволяє знаходити значення параметрів одного ядра по значенням параметрів другого ядра.

В якості базових експериментів для визначення параметрів ядер релаксації напружень використовуються результати випробувань зразків на повзучість матеріалу при одновісному розтягу і чистому скрученні.

Ідентифікація ядер релаксації $R_s(t)$ і $R_v(t)$ в (1) здійснюється на основі групи базових дослідів на повзучість при постійних напруженнях. Група базових дослідів включає випробування суцільних циліндричних зразків на повзучість за умов одновісного розтягу з заміром повздовжніх і поперечних деформацій.

$$\begin{aligned}\varepsilon_{11}(t) &= \frac{\sigma_{11}(t)}{E} + \frac{\lambda_{11}}{E} \int_0^t K_{11}(t-\tau) \sigma_{11}(\tau) d\tau; \\ \gamma_{21}(t) &= \frac{\tau_{21}(t)}{G} + \frac{\tau_{21}}{G} \int_0^t K_{21}(t-\tau) \tau_{21}(\tau) d\tau,\end{aligned}\tag{5}$$

котрі при $\sigma_{11} = \text{const}$ та $\tau_{21} = \text{const}$ зводяться до рівнянь

$$\begin{aligned}\varepsilon_{11}(t) &= \frac{\sigma_{11}}{E} \left(1 + \lambda_{11} \int_0^t K_{11}(t-\tau) d\tau \right); \\ \gamma_{21}(t) &= \frac{\tau_{21}}{G} \left(1 + \lambda_{21} \int_0^t K_{21}(t-\tau) d\tau \right).\end{aligned}\tag{6}$$

тут $\sigma_{11}(t)$ – поєздовжнє напруження; $\tau_{21}(t)$ – дотичне напруження кручення; $\varepsilon_{11}(t)$ і $\gamma_{21}(t)$ – поєздовжня і кутова деформація, що включає пружну деформацію і деформацію поєззучості; $K_{11}(t)$ – ядро поєздовжньої поєззучості; $K_{21}(t)$ – ядро зсувної поєззучості; E – модуль пружності; G – модуль зсуву; λ_{11} і λ_{21} – реологічні параметри.

Задача полягає у визначенні параметрів ядер спадковості лінійно-в'язкопружних матеріалів при складному напруженому стані і вирішенні задач розрахунку релаксації напружень в тонкостінних трубчастих елементах при комбінованому навантаженні розтягом і крученням.

3. Ідентифікація ядер інтенсивності та об'ємної поєззучості

Залежність між ядрами інтенсивності поєззучості $K_i(t)$ і ядрами поєздовжньої і зсувної поєззучості $K_{11}(t)$ і $K_{21}(t)$ встановлюється виходячи з сумісного розв'язку рівнянь (1) і (6).

Із другого рівняння в (1) з врахуванням (6) виходячи з умов зв'язку компонентів тензорів напружень і деформацій за умов одновісного розтягу при $\sigma_{11}(t) = \text{const}$ і $\sigma_i(t) = \text{const}$ отримуємо співвідношення

$$\lambda_i K_i(t) = \lambda_{21} K_{21}(t),\tag{7}$$

і відповідно можна вважати

$$\lambda_i = \lambda_{21} \text{ і } K_i(t) = K_{21}(t).\tag{8}$$

В (7) прийнято, що

$$\gamma_{21}(t) = 2\varepsilon_{21}(t); \quad G = \frac{E}{2(1+\nu)}.\tag{9}$$

Із співвідношень (7) і (8) випливає, що параметри ядер інтенсивності повзучості співпадають із параметрами ядер зсувної повзучості, що визначаються в експерименті на чисте кручення.

Залежність між ядрами об'ємної повзучості $K_v(t)$ і ядрами поздовжньої і зсувної повзучості $K_{11}(t)$ і $K_{21}(t)$ встановлюється виходячи з сумісного розв'язку рівнянь (1) і (6)

$$\lambda_v K_v(t) = \frac{3\lambda_{11}K_{11}(t) - 2(1+\nu)\lambda_{21}K_{21}(t)}{1-2\nu}. \quad (10)$$

Рівняння (10) встановлює залежність між ядром об'ємної повзучості і ядрами поздовжньої і зсувної повзучості при одновісному розтягу та чистому крученні. Дозволяє розрахувати дискретні значення ядер об'ємної повзучості $K_v(t)$ за умов складного напруженого стану в функції часу t . Параметри ядер визначаються за результатами апроксимації дискретних значень ядер вибраним для ядра аналітичним виразом.

4. Розрахунок релаксації нормальних і дотичних напружень

Розв'язується задача розрахунку релаксації нормальних та дотичних напружень у тонкостінних трубчастих елементах за умов навантаження одновісним розтягом та скрученням. У якості об'єкту дослідження обрані тонкостінні трубчаті зразки з поліетилену високої щільності ПЕВП. Експериментальні дані запозичені з [1]. Значення параметрів ядер спадковості визначаються за результатами апроксимації дискретних значень ядер повзучості дробово-експоненційною функцією (3) за методикою викладеною в [1]: $\alpha_{11}=-0,6460$, $\beta_{11}=-0,1398 \text{ год}^{-(1+\alpha)}$, $\lambda_{11}=1,9439 \text{ год}^{-(1+\alpha)}$; $\alpha_{21}=-0,4700$, $\beta_{21}=-1,2467 \text{ год}^{-(1+\alpha)}$, $\lambda_{21}=2,0197 \text{ год}^{-(1+\alpha)}$; $\alpha_i=-0,4706$, $\beta_i=-1,2402 \text{ год}^{-(1+\alpha)}$, $\lambda_i=2,0155 \text{ год}^{-(1+\alpha)}$; $\alpha_v=-0,6334$, $\beta_v=0,2971 \text{ год}^{-(1+\alpha)}$, $\lambda_v=9,1396 \text{ год}^{-(1+\alpha)}$.

Для розрахунку релаксації нормальних напружень $\sigma_{11}(t)$ із (1) при $\varepsilon_{11} = \text{const}$; $\varepsilon_{21} = \varepsilon_{12} = 0$ і при $\varepsilon_{11} = \text{const}$; $\varepsilon_{21} = \varepsilon_{12} = \text{const}$, у випадку заміру в базовому експерименті поздовжніх і поперечних деформацій повзучості отримуємо із врахуванням (3) рівняння

$$\begin{aligned} \sigma_{11}(t) = & \frac{4}{3} G(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22}) \left\{ 1 - \lambda_s \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n (\lambda_s + \beta_s)^n t^{(1+n)(1+\alpha_s)}}{\Gamma[1+(1+n)(1+\alpha_s)]} \right\} + \\ & + 3B(\varepsilon_{11} + 2\varepsilon_{22}) \left\{ 1 - \lambda_v \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n (\lambda_v + \beta_v)^n t^{(1+n)(1+\alpha_v)}}{\Gamma[1+(1+n)(1+\alpha_v)]} \right\}, \end{aligned} \quad (11)$$

де прийнято

$$e_{ij} = \varepsilon_{11} - \frac{1}{3} \varepsilon_v; \quad \varepsilon_v = \varepsilon_{11} + 2\varepsilon_{22}; \quad \varepsilon_v = (1-2\nu)\varepsilon_{11}.$$

Для розрахунку релаксації дотичних напружень $\tau_{21}(t)$ із (1) при $\varepsilon_{21} = \varepsilon_{12} = \text{const}$; $\varepsilon_{11} = 0$ і при $\varepsilon_{21} = \varepsilon_{12} = \text{const}$; $\varepsilon_{11} = \text{const}$ із врахуванням (3) рівняння

$$\tau_{21}(t) = 2G\varepsilon_{21} \left\{ 1 - \lambda_s \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n (\lambda_s + \beta_s)^n t^{(1+n)(1+\alpha_s)}}{\Gamma[1+(1+n)(1+\alpha_s)]} \right\} \quad (12)$$

де прийнято $\sigma_{ij} = \tau_{21}(t)$ і $e_{ij} = \varepsilon_{21}$.

Результати розрахунків релаксації нормальних $\sigma_{11}(t)$ та дотичних $\tau_{21}(t)$ напружень у тонкостінних трубчастих елементах з поліетилену високої щільності ПЕВП, виконаних за рівняннями (11) і (12) з використанням параметрів ядер спадковості, співставлені на рис. 1 з експериментальними даними. Результати розрахунків нанесені штриховими лініями, а експериментальні дані – точками.

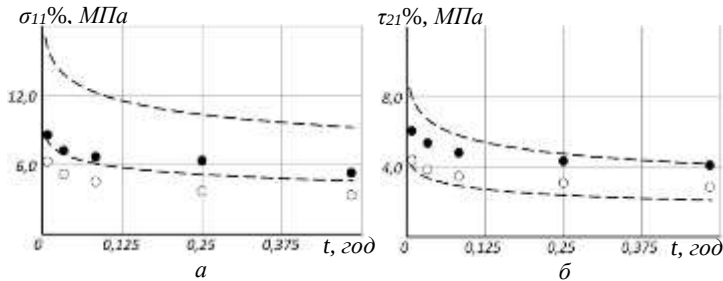


Рисунок 1. Релаксація нормальних (а) напружень та дотичних напружень (б) поліетилену високої щільності ПЕВП

Для поліетилену ПЕВП релаксація нормальних (рис. 1,а) та дотичних (рис.1, б) напружень розраховувались при деформуванні видовженнями і зсувами при $\varepsilon_{11} = 1,0$ і $\varepsilon_{21} = 0,87$ (криві 1,○)% та при $\varepsilon_{11} = 2,0$ і $\varepsilon_{21} = 1,73$ (криві 2, ●) %.

Висновки

Як видно із результатів розрахунків релаксації нормальних та дотичних напружень приведених на рис. 1, отримано задовільне узгодження результатів розрахунку із експериментами. Максимальна похибка, при розрахунку релаксації напружень не перевищувала 20%.

Список літератури

1. Golub V.P., Pavlyuk Ya.V., Reznik V.S. Analysis of creep strains and stress relaxation in thin-walled tubular members made of linear viscoelastic materials. 1. Superposition of shear and volume creep *Int. Appl. Mech.*, 2020. Vol. 56. P. 156-169. DOI: 10.1007/s10778-020-01011-z.

Pavlo V. Lukianov, Ph.D. Assoc. Prof.
(SU «Kyiv Aviation Institute», Ukraine)

The Using Calculus of Variations in Crack Modeling

Abstract. Just as in fluid mechanics the most difficult task is modeling turbulence, so for solid mechanics the description of crack behavior is still an incompletely solved problem. The possibilities calculus of variations for modeling cracks are demonstrated.

Calculus of variations methods can also be applied to equilibrium problems of elastic bodies with cracks, as well as to describe the process of quasi-static crack growth in brittle media. For problems in which crack growth is unstable and jump-like, calculus of variations principles allow to determine the critical values of the parameters at which the dynamic fracture process begins.

1. Calculus of variations approach.

Let us formulate the problem of brittle fracture of a body with a rectilinear crack. Let a flat elastic body have a rectilinear crack. The domain D is limited by C . On the part C_1 , there are given displacements, and on the part C_2 surface forces $F = (F_x, F_y)$ are applied. Here, we denote u, v the displacements along the axes by x, y . The volumetric forces applied to the body are denoted by $G = (G_x, G_y)$. It is assumed that the external loads are given functions of the application point (x, y) and the load parameter p . It is also assumed that the shape of the body, the forces applied to it and the displacements relative to the section are symmetrical, which ensures the straightness of the crack propagation during the loading process. For simplicity, we assume that no force is applied to the crack surface. Therefore, we will formally include the crack surface to the boundary and consider $F_x = F_y = 0$ on the corresponding section

To determine the relationship between the instantaneous crack length l and the load parameter p , we will use the variational principle of the minimum of the potential energy of deformation, which in standard notation has the form [1]

$$\partial W(l, p) / \partial l + \gamma = 0, \quad (1)$$

$$W(l, p) = \min_{u, v} J(l, p, u, v), \quad (2)$$

$$J = \frac{1}{2} \iint_D \left\{ a \left(\left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial y} \right)^2 \right) + 2b \frac{\partial u}{\partial x} \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{c}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} \right)^2 \right\} E - G_x u - G_y v \Bigg\}$$

$$dxdy - \int_{C_2} (F_x u + F_y v) ds \quad (3)$$

Here, the surface energy density is denoted by γ , which is spent on the formation of a unit of crack surface, the quantities u_x , u_y , v_x , v_y , a, b, c have the same meaning as in formulas (1), (3). Formula (2) is a well-known variational principle of elasticity theory, according to which real displacements minimize functional (3), which is considered on the class of all kinematically possible displacements u, v (i.e., displacements for which the boundary conditions on C_1 are satisfied).

In the case of proportional loading, when $W(l, p) = p^2 W^0(l)$, $(W^0(l) = W(l, 1))$, equation (1) takes on a simpler form

$$p^2 = -\gamma \left[dW^0 / dl \right]^{-1} \quad (4)$$

Relations (1) and (4) are algebraic equations that connect p and l , and the desired dependence $l = l(p)$ must be a monotonically increasing function of the parameter [2]. If the crack propagates by jumping, then the principle (1)-(3) allows us to determine only the critical values of the parameters at which the dynamic regime of unstable crack propagation occurs. The dependence $l = l(p)$ in this case is represented by a monotonically decreasing function and shows that for longer cracks, unstable fracture begins at smaller values of the load parameter.

Next, we will limit ourselves to the case of proportional loading. In this case, as can be seen from (4), finding the desired dependence $l = l(p)$ is reduced to calculating the derivative dW^0 / dl within the limits considered. To determine the value dW^0 / dl , we need to solve the problem for the extremum of the functional (3). To do this, first of all, we will use Green's formula, which allows us to reduce the integral along a curve to the integral over the region bounded by this curve.

$$\int_{C_2} (F_x u + F_y v) ds = \iint_D \left[\frac{\partial}{\partial x} (F_y v) - \frac{\partial}{\partial y} (F_x u) \right] dxdy \quad (5)$$

According to (5), the integrand will have the following form:

$$\begin{aligned} \Phi = & \frac{1}{2} aE \left(\left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial y} \right)^2 \right) + 2bE \frac{\partial u}{\partial x} \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{c}{2} E \left(\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} \right)^2 - \\ & - G_x u - G_y v + \frac{\partial}{\partial x} (F_y v) - \frac{\partial}{\partial y} (F_x u) \end{aligned} \quad (6)$$

2. Necessary conditions for minimum potential energy to determine the corresponding displacements.

To obtain the corresponding Euler-Ostrogradsky equations, one should calculate the partial derivatives:

$$\frac{\partial \Phi}{\partial u} = -\frac{1}{2}G_x - \frac{\partial F_x}{\partial y}, \quad \frac{\partial \Phi}{\partial \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)} = aE \frac{\partial u}{\partial x} + bE \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{1}{2}cE \left(\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} \right),$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial \left(\frac{\partial u}{\partial y}\right)} = -F_x.$$

The corresponding Euler-Ostrogradsky equation has the following form:

$$\left(\frac{c}{2} + a \right) E \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \left(\frac{c}{2} + b \right) E \frac{\partial^2 v}{\partial x \partial y} + \frac{1}{2} G_x = 0. \quad (7)$$

Similarly, we find the partial derivatives

$$\frac{\partial \Phi}{\partial v} = -\frac{1}{2}G_y + \frac{\partial F_y}{\partial x}, \quad \frac{\partial \Phi}{\partial \left(\frac{\partial v}{\partial y}\right)} = aE \frac{\partial v}{\partial y} + bE \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{2}cE \left(\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} \right), \quad \frac{\partial \Phi}{\partial \left(\frac{\partial v}{\partial x}\right)} = F_y.$$

The second Euler-Ostrogradsky equation has the following form:

$$\left(\frac{c}{2} + a \right) E \frac{\partial^2 v}{\partial y^2} + \left(\frac{c}{2} + b \right) E \frac{\partial^2 u}{\partial x \partial y} + \frac{1}{2} G_y = 0. \quad (8)$$

The system of equations (7)-(8) is a linear system of partial differential equations. It has a unique solution.

Conclusions.

The plane problem of crack theory can be reduced to finding a linear system of partial differential equations that allow obtaining the minimum potential energy (2). Next, we should look for a solution to equation (1) as a function of the parameters (p, l) .

References

1. F.L. Chernousko, N.V. Banichuk Calculus of variations problems in Mechanics and Control. M. "Nauka", 1873, p. 240.
2. G.I. Barenblatt. Applied Math. And Mech., 1964, issue 4.

O.O. Mikosianchuk, D.Ss., Prof, O.Ye. Yakobchuk, PhD.
N.M. Berezivskiy, PhD student, O.M. Makovii, 3rd-year student
(SU «Kyiv Aviation Institute», Ukraine)

Simulation of Tangential Stress Localization in Involute Gear Mesh under Friction Conditions

Finite Element Method (ANSYS) modelling of the stress-strain state of an involute gear mesh under friction was performed. The localization of critical stresses (Tangential Stress) at various Hertzian contact loads (180–555 MPa) was investigated. It was established that the depth of stress localization increases with rising contact pressure, confirming the mechanism of fatigue pitting. The modelling results show good agreement with analytical calculations.

Keywords: stress-strain state, tangential stress, gear mesh, modelling (MKE, ANSYS), fatigue pitting

1. Introduction

The reliability of friction units, particularly gears in running mechanisms, critically depends on the processes of friction and wear. Assessing these processes is complex, as their kinetics are determined by specific pressure, microstructural changes in the surface layer, and chemical reactions at the lubricant-metal interface. The operational life, in-service reliability, structural strength, and technical-economic performance of machine parts, especially gears, are closely linked to the mechanical properties of the steels and alloys they are made of.

Gears operate under impact-cyclic contact loading with rolling and sliding. The load-carrying capacity of a gear drive is determined by contact strength, bending fatigue strength, and wear resistance (most often fatigue or abrasive wear resistance) [1, 2]. The most frequent causes of failure are the reduction of tooth root strength, fatigue pitting of the surface, and profile wear.

The unreliability of lifetime calculations is a consequence of the complexity of wear processes, as well as changes in geometric, kinematic, and load parameters of the contact during operation [3]. Wear changes the radii of curvature of the surfaces, leading to significant changes in friction regimes: normal contact stresses, the coefficient of friction, and rolling and sliding velocities all change [4]. The development of mathematical methods and modern technologies allows for the modelling of contact interaction using the Finite Element Method (FEM), which provides a reliable distribution of stresses in the contact zone. This requires selecting appropriate software and comparing the FEM results with classical methods for evaluating stresses in local contact.

2. Review of Issues and Relevance

The aim of the work was the numerical determination of the stress-strain state in the contact area of the teeth of a gear pump during friction. Analysis of existing research indicates that the main causes of gear drive failure (up to 77 % of all failures)

are fatigue, abrasive wear, and fracture due to overloading. These failures are largely caused by dynamic loads that arise during operation [5].

The service life of gear material is significantly affected by residual stresses: the presence of compressive stresses increases the fatigue limit of high-hardness steels, while tensile stresses reduce it. The nature of these stresses depends on the methods and modes of mechanical and heat treatment. For strengthened materials, wear resistance is inversely proportional to surface roughness: experiments on hardened U8 steel showed that reducing roughness from 4,7 to 2,9 μm reduced wear by 30 %. Furthermore, surface strengthening (shot peening) after heat treatment significantly increases fatigue strength [6].

The nature of failure (brittle, ductile, or fatigue) for the same deformation depends on the material. Effective stress-strain state analysis is possible thanks to physico-mathematical models [7] and experimental techniques, such as photoelastic methods. The theory of N.P. Suh [8] explains the initiation of failure in local stress zones beneath the surface. Modelling [9] confirms that the depth of these zones in polymer materials remains constant during contact movement, which allows for optimizing friction conditions by changing contact parameters. General patterns of surface stress-strain state also depend on the thickness of the deformed layer, the shape, height, and pitch of the asperities, and the load level. Using the thermodynamic theory of boundary lubrication, the relationship between the speed of surface movement and the elastic deformation of the lubricant was analysed.

The necessity of considering real operating conditions for accurate contact stress distribution determined the expediency of applying numerical modelling.

3. Numerical Modelling Methodology

The Finite Element Method (FEM) was used for the investigation. The geometric model of the gear mesh (a gear pump) was first created in the Dassault Systems Catia V5 R30 system and then exported to the ANSYS Workbench 2019 R3 package for calculations.

The material properties of the gears corresponded to 30XTC steel, with appropriate values for Young's modulus and Poisson's ratio.

The computational problem was solved in a 3D formulation using tetrahedral finite elements with quadratic interpolation, as well as specialized "surface-to-surface" contact elements. To ensure high accuracy, a maximally refined mesh with an edge size of 150 μm was created in the tooth contact zones (Fig. 1).

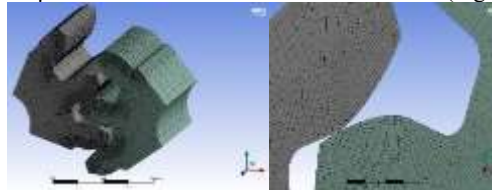


Figure 1. Gear mesh modelling in ANSYS Workbench

The ANSYS software package enables the accounting for the effect of surface layer strengthening during friction, which is important for a correct representation of

the material's strength characteristics. To simulate the gear drive's operation, rotation was specified for the driving gear. The coefficient of friction was set to its minimum value of 0,1. The stress-strain state analysis was conducted at various meshing stages, focusing on the sliding zones where maximum stresses arise.

4. Results and Discussion

The stress-strain state of the gear mesh contact surfaces was evaluated at maximum Hertzian contact stresses of 180,380, and 555 MPa (Fig. 2, Table 1).

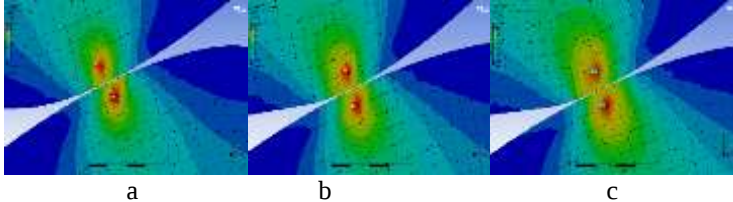


Figure 2. Distribution zone of Von Mises equivalent stresses in the gear mesh at Hertzian contact stresses of 180 MPa (a), 380 MPa (b), and 555 MPa (c)

Table 1

Components of the stress-strain state of gearing

Hertzian Pressure(σ_H), MPa	Max σ_{eq} (Mises), MPa	Distribution Zone Depth, μm	Max σ_{eq} (Depth), μm
180	100	160	100
380	212	180	110
555	312	200	130

Analysis of the modelling results established that with an increase in the Hertzian contact stress from 180to555MPa, the depth of the Von Mises equivalent stress distribution zone increases by 20 %, while the depth of the localization of the maximum Von Mises equivalent stresses also increases by 23 %. The comparison of the calculated values of Hertzian contact stresses and the maximum subsurface Von Mises equivalent stresses using the finite element method corresponds to the ratio indicated in [10]:

$$\sigma_{Mises} \approx 0,3 \cdot \sigma_H \quad (1)$$

Non-stationary operating conditions, including start-stop regimes, lead to cyclic load variations that induce pitting, wear, and surface deformation. It has been experimentally and theoretically established that tooth failure is caused by tangential stresses [11-13].

For the selected gear pump HIII-39M (with $d_w=44,5\text{mm}$), the calculated depth of the localization of maximum tangential stresses is approximately 76...152 μm , which corresponds to the depth determined by ANSYS only at a Hertzian contact stress of 180MPa. With an increase in contact stress to 555MPa, the localization depth increases to 210 μm .

During modelling, it was established that tensile stresses in the tooth root reach a maximum during single-pair engagement. Analysis of the tangential stress diagrams (τ_{xy}) in the cross-section of the teeth indicates that, in the contact zone, tangential stresses change in magnitude and sign. Comparison of the maximum

tangential stress magnitude obtained during modelling and using the formula $\tau_{\max} = 0,304 \sigma_{\max}$, established high discrepancies (up to 20 %) at 180 MPa, but the discrepancy decreases to 4.5% and 0.5% at 380 and 555 MPa, respectively. We assume that the finite element method is more accurate and universal, as it is based on the fundamental equations of the theory of elasticity [13].

The modelling results confirm that the movement of the contact point leads to the appearance of tangential stresses that are variable in magnitude and sign, which explains the process of fatigue microcrack initiation and pitting. The calculated values of tangential stresses using the formulas

$$\tau_{\min} = -(\sigma_{\min})^{0,71} \tau_a \quad (2)$$

$$\tau_{\max} = +(\sigma_{\max})^{0,81} \quad (3)$$

show good agreement with the FEM modelling results in ANSYS Workbench (Table 2). The application of automated calculation systems, particularly ANSYS, significantly facilitates the process of obtaining functional dependencies for stress-strain state evaluation.

Table 2

Comparison of tangential stresses in modelling and calculations

Hertzian Pressure(σ_H), MPa	Simulated τ Range, MPa(ANSYS)	Calculated τ Range, MPa, (Eqs. 2, 3)	$\tau_{\max}$, Discrepancy, %
180	-38,85...+69,017	-39,9...+67,1	2,85
380	-69,01...+110,49	-67,9...+123	10,36
555	-89,02 ...+167,84	-88,8...+167	0,5

Conclusions

1. Modelling confirms that variable tangential stresses in magnitude and sign, which arise due to the movement of the contact point, are the key cause of the initiation of fatigue microcracks and subsequent fatigue pitting of the gear teeth.

2. A high convergence was achieved between the results of the FEM modelling in ANSYS and the values calculated by analytical dependencies (2) and (3) (Table 2). This confirms the reliability of the developed formulas for evaluating tangential stresses in the gear mesh.

3. With an increase in contact stress (from 180 to 555 MPa), a significant increase is observed in the depth of localization of critical equivalent and tangential stresses. This factor is crucial for accurate durability forecasting and material strength calculation.

References

1. Analysis of the stress-strain state of the gear in of a gear pump in the ansys of twarepackage O. Mikosianchyketal. *ProblemsofFrictionandWear*. 2025. No. 1(106). P. 17–28. URL: [https://doi.org/10.18372/0370-2197.1\(106\).19820](https://doi.org/10.18372/0370-2197.1(106).19820)
2. Воронцов Б., Доля А. Підвищення стійкості та поверхневої твердості зубчастих коліс іонним азотуванням. *Матеріали Міжнародної науково-практичної інтернет-конференції «Тенденції та перспективи розвитку науки і освіти в умовах глобалізації»*: 36. наук. праць. Переяслав, 2019. Вип. 52. С. 426–428.

3. Гасанов М.І., Ключко О.О., Заковоротний О.Ю., Пермінов С.В. Технологічний регламент оптимізації систем відновлення функціональних властивостей великогабаритних відкритих зубчатих передач. *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»*. Серія: Технології в машинобудуванні (*Bulletin of the National Technical University «KhPI». Series: Techniques in machine industry*): зб. наук. пр.: Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут». Харків : НТУ «ХПІ», 2018. № 6 (1282) 2018. С. 107–112.

4. Імітаційне моделювання в задачах машинобудівного виробництва: навч. пос. / за ред. О. М. Шелкового. – Харків : НТУ «ХПІ», 2019. 500 с. http://library.kpi.kharkov.ua/files/imitaciyne_modelyuvannya.pdf

5. Васильєва О.Е., Чалий Д.О., Придатко О.В. Аналіз методів покращення роботи зубчастих передач редукторів загального призначення. *Матеріали III всеукраїнської науково-практичної інтернет-конференції «Сучасність. наука, час. Взаємодія та взаємовплив»*. Київ, 22-24 листопада 2007. С. 64-67.

6. Клименко О.Д., Муравинець Ю.В., Пуць В.С. Підвищення надійності зубчастих передач. *Наукові нотатки*. 2022. №. 74. С. 140-144. <https://doi.org/10.36910/775.24153966.2022.74.23>

7. Аулін В.В., Лисенко С.В., Гриньків А.В. та ін. Напружено-деформований стан поверхневого шару деталей при реалізації триботехнологій припрацювання і відновлення. *Центральноукраїнський науковий вісник: Технічні науки*. 2019. № 1 (32). С.103-113. [https://doi.org/10.32515/2664-262X.2019.1\(32\).103-113](https://doi.org/10.32515/2664-262X.2019.1(32).103-113).

8. Suh N. P. The delamination theory of wear. *Wear*. 1973. Vol. 25, Is. 1. P. 111-124. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(73\)90125-7](https://doi.org/10.1016/0043-1648(73)90125-7)

9. Аулін В.В., Гриньків А.В., Лисенко С.В., Лівіцький О.М., Бабій А.В. Закономірності впливу високомодульних наповнювачів на розподіл полів напружень в поверхневих шарах деталей машин, виготовлених з полімерних композитних матеріалів. *Центральноукраїнський науковий вісник. Технічні науки*. 2022. Вип. 5(36) І. С. 55-70.

10. Васильєв А.Ю., Грабовский А.В., Мартыненко А.В. и др. Сопоставление расчетных контактных напряжений в зубчатом зацеплении по формуле Герца и методом конечных элементов. *Вестник Нац. техн. ун-та "ХПИ" : сб. науч. тр. Темат. вып. : Проблемы механического привода*. 2012. № 36. С. 20-24. <https://repository.kpi.kharkov.ua/handle/KhPI-Press/10579>.

11. Hussein A.W., Abdullah M.Q. Experimental stress analysis of enhanced sliding contact spur gears using transmission photoelasticity and a numerical approach, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. 2023. 237. P. 4316-4336. DOI: [10.1177/09544062231152158](https://doi.org/10.1177/09544062231152158)

12. Toman A. A., Abdullah M. Q. An analytical approach for predicting the fillet and contact stresses in symmetric and asymmetric spur gears under frictional mesh assumptions. *Results in Engineering*. 2024. Vol. 23. P. 102391. <https://doi.org/10.1016/j.rineng.2024.102391>

13. Мікосянчик О. О., Педан Є. В., Мнацаканов Р. Г. та ін. Аналіз моделей та методів оцінки міцнісних характеристик полімерних композиційних матеріалів. *Проблеми тертя та зношування (Problems of friction and wear)*. 2023. 3 (100). С.15-29. [https://doi.org/10.18372/0370-2197.3\(100\).17891](https://doi.org/10.18372/0370-2197.3(100).17891).

С.С. Юцкевич, к.т.н., доцент, М.В. Карусевич, д.т.н., професор
(ДУ «Київський авіаційний інститут», Україна)

Особливості класифікації корозії для повітряних суден

The article examines the classification of corrosion damages on aircraft structures, highlighting both traditional and modern approaches to assessment. It emphasizes the need for integrated systems combining technical and operational perspectives.

Однією з ключових проблем при забезпеченні цілісності конструкції повітряного судна (ПС) є поява корозійних пошкоджень. Під час експлуатації ПС такі фактори, як кліматичні умови, конструкційні матеріалів, особливості конструкції та умови експлуатації [1] визначають форму і місце появи корозійних пошкоджень. Існуюча методологія класифікації форм корозійних пошкоджень виділяє такі види, як міжкристалічна корозія, пітінг (локальна точкова корозія), розшаровуюча корозія, контактна (гальванічна) корозія, корозійне розтріскування та інші специфічні види, які відрізняються за механізмом впливу на матеріал і характером пошкодження [2].

Забезпечення безпечної експлуатації ПС вимагало створення уніфікованого підходу до класифікації корозійних пошкоджень з метою спрощення рішень, пов'язаних із виконанням відновлювальних та ремонтних робіт. Поява і впровадження підходу Corrosion Prevention and Control Program (CPCP) [3] дозволило систематизувати оцінку корозійних пошкоджень за рівнями, що забезпечує уніфікацію методів контролю і ремонту. Згідно з цим підходом, корозійні пошкодження класифікуються за трьома рівнями:

Рівень 1 (низький рівень пошкоджень) - корозія невеликих розмірів, яка не впливає на міцність конструкції і не вимагає негайного ремонту, але підлягає контролю.

Рівень 2 (помірний рівень пошкоджень) - пошкодження значних розмірів, які можуть знизити характеристики міцності і вимагають планового ремонту або заміни елементів конструкції.

Рівень 3 (високий рівень пошкоджень) - великі або глибоко проникаючі корозійні пошкодження, що критично впливають на безпеку та цілісність конструкції, які потребують негайного втручання і може привести до призупинення експлуатації флоту.

Ключовою відмінністю класифікації за рівнями, на відміну від класифікації за формами корозії, є те, що вона базується на об'ємі матеріалу, який видаляється при усуненні корозійного пошкодження, а не на природі або механізмі корозії. Але додатково вводиться оцінка, чи носять пошкодження локальний, в межах певного конструктивного елементу, чи широко поширене (widespread) корозійне пошкодження. В цілому, це значно спрощує процес кваліфікації пошкоджень, а також вимоги до рівня підготовки персоналу, що здійснює роботи по відновленню цілісності конструкції. Зазвичай такому персоналу з технічного обслуговування не потрібно глибоко розбиратися в складній природі корозійних процесів, достатньо дотримуватися

регламентованих процедур, які визначаються в керівництві з ремонту конструкції ПС, які визначаються критеріями вимірювання і відповідності допустимих розмірів для даної частини конструкції ПС.

Разом з тим, для прогнозування виникнення корозії і створення відповідних моделей вкрай важливо враховувати форму корозії. Визначальним чинником виникнення та розвитку корозійних ушкоджень є механізм і тип корозії, зокрема гальванічна корозія, що обумовлюється різницею електрохімічних потенціалів між елементами з різних металів; пitting корозія, яка виникає в наслідок дії локальної концентрації агресивних домішок на поверхні матеріалу; а також міжкристалітна корозія, що розповсюджується вздовж границь зерен металу. Це значить, що врахування тільки рівня пошкоджень не дозволяє передбачити ймовірну появу і розвиток корозії, що обмежує можливість раннього попередження і планування профілактичних заходів.

З іншої точки зору в ході експлуатації ПС класифікація за рівнями спрощує і уніфікує методики оцінки корозійних пошкоджень для різних типів повітряних суден, знижуючи помилки персоналу і прискорюючи процеси технічного обслуговування.

Тому для аналізу опису причин корозії та для розроблення моделей прогнозування появи корозійних пошкоджень існує потреба в розробці більш комплексної системи класифікації таких пошкоджень.

Для того щоб класифікація корозійних пошкоджень була зручною для формування статистики та подальшого виявлення закономірностей їх виникнення, вона повинна мати такі властивості:

1) Однозначність і простота вимірювання параметрів. Всі ключові параметри (форма корозії, об'єм пошкодження, місце розташування тощо) повинні мати чіткі та об'єктивні критерії оцінки, доступні для застосування в умовах експлуатації. Це дозволить уникнути суб'єктивності та підвищити точність статистичних даних.

2) Універсальність і стандартизація. Формат класифікації і сама система категорій повинні бути єдиними і застосовними до різних типів повітряних суден і експлуатаційних умов. Це дасть можливість накопичувати статистику від різних операторів для побудови загальних закономірностей.

3) Багаторівнева структура з кількісними та якісними параметрами. Замість простої трирівневої градації, яка використовується в SPCP рекомендується включати в класифікацію кілька змінних (наприклад, форму корозії, розмір пошкодження після зачищення корозії, критичність вузла), кожна з яких кодується числом або категорією. Це полегшить побудову багатовимірних статистичних моделей.

4) Можливість цифрової фіксації та автоматизованого аналізу. Дані класифікації повинні легко інтегруватися з інформаційними системами технічного обслуговування (наприклад, AMOS [4], яка використовується не тільки для планування, ведення робочих наказів, обліку запасних частин, але і історії літака), базами даних і програмами машинного навчання, що дозволить виявляти взаємозв'язки і прогнозувати корозійні процеси.

Наприклад, можна використовувати категорії:

- Critical Corrosion (критична корозія) - корозійні пошкодження, здатні призвести до аварійних ситуацій, що вимагають негайних заходів.

- Moderate Risk Corrosion (корозія помірного ризику) - пошкодження, здатні в довгостроковій перспективі знизити надійність і міцність, що вимагають планового ремонту.

- Low Risk Corrosion (корозія низького ризику) - незначні дефекти, що контролюються в рамках регламентних оглядів.

Алгоритм класифікації корозійних пошкоджень ПС можна побудувати таким чином, щоб забезпечити зручність статистичної обробки та можливість об'єктивного розподілу пошкоджень за категоріями Critical, Moderate та Low.

На початковому етапі враховуються вхідні параметри, серед яких: форма корозії (визначається за розробленим довідником кодів), площа та глибина ураження, критичність локалізації (залежно від навантаженості конструктивного елемента), частота появи пошкоджень у даному вузлі за історичними даними, умови експлуатації (середовище та навантаження), а також доступність і періодичність інспекцій.

Далі відбувається кодування форми корозії: кожному виду присвоюється числовий код (наприклад, 1 - корозійне розтріскування від напруження, 2 - міжкристалітна корозія, 3 - пітінг, 4 - гальванічна та інші). Це дозволяє агрегувати статистику за типами пошкоджень. Після цього здійснюється оцінка площі та глибини корозії. Отримані значення порівнюються з пороговими критеріями для відповідного типу конструкції, що дає змогу визначити ступінь пошкодження: низький (значення суттєво нижчі за порогові), середній (наближені до порогових значень) або високий (перевищення порогів, критичне для міцності конструкції).

Окремо визначається критичність місця пошкодження, яка кодується залежно від функціональної ролі елемента: первинна несуча конструкція (Principle Structure Element - PSE) отримує найвищий рівень критичності, вторинна конструкція оцінюється на середньому рівні, а некритичні елементи відносяться до найнижчого рівня.

На наступному етапі проводиться зважування усіх факторів та розрахунок інтегрального балу пошкодження R за формулою:

$$R = w_f \cdot F + w_s \cdot S + w_c \cdot C \quad (1)$$

де F - код форми корозії, S - ступінь пошкодження, C - критичність місця локалізації, w_f, w_s, w_c - вагові коефіцієнти, визначені на основі статистичного аналізу чи експертних оцінок.

При оцінюванні рівня корозійного пошкодження доцільно враховувати ймовірність виявлення (Probability of Detection – POD) [5] корозійного пошкодження. Корозійні пошкодження, на відміну від тріщин, часто мають складні тривимірні форми з спрямованістю, представляючи реальний об'ємний дефект в матеріалі конструкції. Використання POD як вагового коефіцієнта дозволяє перейти до відносних величин оцінки ризику, які автоматично враховують геометрію і складність дефекту і при цьому є незалежними від конкретного методу виявлення корозії (ультразвуковий, вихрострумівий та інші). Крім того, в подальшому це може бути інтегровано у бортові методи безперервного моніторингу технічного стану конструкції (Structural Health

Monitoring - SHM). Тому POD можна розглядати як додатковий ваговий коефіцієнт і тоді формула 1 прийме вигляд:

$$R' = \frac{R}{POD} \quad (2)$$

де R' - скорегований бал пошкодження.

Фінальним кроком є класифікація пошкодження за категоріями ризику. Якщо отримане значення R' перевищує або дорівнює порогу $T_{critical}$, пошкодження відносять до категорії Critical Corrosion.

Якщо R' знаходиться між порогами $T_{moderate}$ та $T_{critical}$, воно класифікується як Moderate Risk Corrosion.

У випадку, коли R' є нижчим за $T_{moderate}$, пошкодження вважається Low Risk Corrosion. Значення порогів встановлюються на основі аналізу даних з експлуатації та вимог безпеки.

Висновок

Запропонований підхід класифікації корозійних пошкоджень націлений на вирішення ключового завдання - оцінки впливу корозійних ушкоджень на безпеку повітряного судна та прогнозування ймовірності появи корозії. Використання цього методу класифікації відкриває нові перспективи для впровадження систем безперервного моніторингу технічного стану конструкцій (SHM), здатних ефективно враховувати об'ємну природу корозійних дефектів. Це суттєво підвищує точність і оперативність управління безпекою та технічним обслуговуванням літаків. Водночас ефективність запропонованого підходу залежить від подальшого глибокого аналізу із застосуванням статистичних даних, що будуть отримані від експлуатантів, та адаптації вагових коефіцієнтів у математичній моделі на основі реальних експлуатаційних умов і показників.

Список джерел

1. Ignatovich S., Yutskevych S., Makarov I. Features of aircraft structures corrosion damage during storage under COVID-19 restrictions. *Procedia Structural Integrity*, 2022, Vol. 36, pp. 66–70. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.01.004>.
2. Federal Aviation Administration. AC 43-206 CHG 1. [Електронний ресурс]. Режим доступу: https://www.faa.gov/documentLibrary/media/Advisory_Circular/AC_43-206_CHG_1.pdf.
3. Federal Aviation Administration. Advisory Circular AC No: 43-4B. Corrosion Control for Aircraft. 09.11.2018. [Електронний ресурс]. Режим доступу: https://www.faa.gov/documentLibrary/media/Advisory_Circular/AC_43-4B.pdf (дата звернення: 11.10.2021).
4. Swiss Aviation Software Ltd. AMOS | MRO. [Електронний ресурс]. Режим доступу: <https://www.swiss-as.com/amos-mro>.
5. Department of Defense. MIL-HDBK-1823A. Nondestructive Evaluation System Reliability Assessment. 7 April 2009. [Електронний ресурс]. Режим доступу: https://quicksearch.dla.mil/qsDocDetails.aspx?ident_number=36072.

Fatigue Monitoring in Metallic Materials

Fatigue in metals is more than fracture being monitored visually. Non-destructive testing provides a gamut of techniques which allow a material's fatigue response to be monitored. A way on how to get these techniques assessed and applied in view of monitoring is presented using thermography as an example.

1. Introduction

Fatigue is a major issue for structures under cyclic loading. This specifically applies to aerostructures, where the principle of damage tolerant design (DTD) is a major building bloc. DTD allows damage in a structure to exist as long as a tolerable damage is not to occur. To get this achieved prognostic and diagnostic tools are required. Damage (or better degradation) is traditionally seen as material separation and hence fracture. In that context various approaches based on fracture mechanics have been proposed for fatigue life evaluations over the past. To get this applied a reliably detectable as well as a critical (tolerable) crack length has to be determined, where the former is defined by methods of non-destructive testing (NDT) while the latter is defined by structural design. Depending on a loading sequence applied to the structure a time interval is then determined, which defines the time after which an inspection is required.

To cope with uncertainties in the DTD related process, the time to inspection is usually considered half of the time interval determined between detectable and tolerable damage. This results in many of the inspections performed to no failures found (NFF). This can make the operation of those structures costly, specifically if these are difficult to access. Means to get the inspection process automated are therefore in big need. Consequently, structural health monitoring (SHM) has emerged over the past to get the inspection process automated where a lot of research work has been performed, not limited to aerospace only (i.e. [1]).

Fatigue degradation in metallic materials is not just limited to fracture only. There are various mechanisms prior to this including dislocation movements and clustering, phase transformation and plasticity, to just name a few. To get this covered in terms of prognostic fatigue life evaluation a load sequence (spectrum), an S-N curve and a damage accumulation rule is required, where the latter is mainly based on the rule Palmgren-Miner rule. For a given load spectrum as an input the material's/structure's response is provided through the S-N curve and the Palmgren-Miner rule as a simple linearization of damage accumulation in accordance to the load sequence applied. Structural components being shaped result in an inhomogeneous loading (i.e. stress and strain) distributions which leads to S-N curves dependent on the structure's geometry. This problem can be avoided in a way that a load vs. notch relationship such as Neuber's rule or others [2] is applied, which allows a material's behaviour in a notch, a structure's most fatigue critical location, to be described. In

that case only the material's S-N curve is required and fatigue life can be evaluated for virtually any structure made of the respective material.

Determination of an S-N curve can become highly laborious and costly. Following traditional rules a set of 20 to 30 fatigue experiments have to be performed under constant amplitude loading at different loading levels. Recently, short term evaluation procedures (STEP) have been developed where three or even less fatigue experiments are required to determine an S-N curve of decent quality [...]. Conventionally two constant amplitude tests (CAT) are performed, one at a higher and the other at a lower loading amplitude. This is added by a strain or load (stress) increase test (SIT or LIT) where fatigue cycling starts at a lower amplitude under constant amplitude and is stepwise increase after a defined number of cycles until the specimen fractures while the material response in terms of stress, strain or any other parameter is continuously monitored. This reduces the effort for generating an S-N curve by a factor of 10 easily and allows DT principles to be applied to a wider extent.

Fig. 1 shows an S-N curve in terms of total strain amplitude versus life where the curve has been determined based on STEP for a conventional C45E (SAE 1045) low alloy carbon steel [...]. The two CATs used in STEP are shown as red data points. Data points of additional tests performed additionally are shown in black and approve the validity of the approach taken.

2. NDT as a Means of Materials' Response and Monitoring

NDT is widely used for materials' characterization in terms of detecting flaws and fracture but also for sorting materials with respect to their different characteristics. NDT techniques can be mainly differentiated between those based on mechanical and electromagnetic principles. The former ones range from low frequency vibration (modal) analysis to high frequency ultrasound while the latter ranges from low frequency radar to high frequency gamma rays. All of the techniques measure a material response and it is the big question, what the signal monitored represents in terms of material response in the end.

Fig. 2 shows a portion of the set-up of a fatigue test on the righthand side. What can be seen is the unnotched specimen to be tested as well as a thermographic camera behind, recording the specimen while being fatigue tested. The lefthand side of Fig. 2 shows a sample recording of the thermographic camera. It can be seen that the specimen heats up more in the minimum cross-section than it does at the shafts. To characterize the material's response with respect to temperature, temperature was recorded at the three locations indicated as T_1 to T_3 and a temperature difference ΔT has been determined in accordance to the following equation:

$$\Delta T = T_3 - \frac{T_1 + T_2}{2} \quad (1)$$

The result of different CATs and a SIT performed in stress-control mode is shown as ΔT versus normalized fatigue life in Fig. 3. Looking at the material response provided by the SIT first it can be seen that there a very limited response (the thermoelastic effect) before the material becomes plastic. For the CATs the material becomes plastic directly after the first loading cycles before it then stays on a plateau

with a slight decrease, possibly due to cyclic hardening, followed by a significant increase at the end due to fracture.



Figure 1: Material strain-life curve for C45E estimated with STEP

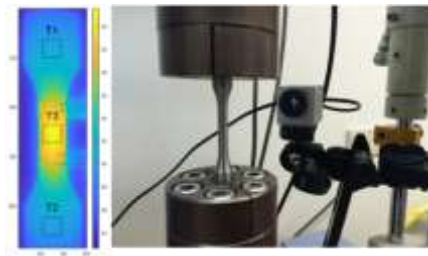


Figure 2: Fatigue experiment on unnotched specimen monitored by a thermographic camera; thermographic image (left) and experimental set-up (right)

When looking at an S-N curve such as in Fig. 1, action (strain) as an input parameter applied is plotted versus reaction (the number of cycles to failure) as the output parameter received. The disadvantage of this description is, that for the output parameter only a single value for the condition of full fracture is given while for any condition in between only the Palmgren/Miner-rule can give an estimate and this only on the basis, that the load sequence applied is known and can be used as an input parameter as well. Numerous discussions over the past have clarified that fatigue damage accumulation can be far from a linear process as assumed by the Palmgren/Miner-rule. Hence, the question arises, if the material response recorded along the fatigue performance allows the non-linearity of fatigue degradation to be described. To get this visualized a 3D plot is required as shown in Fig. 4. This plot spans loading versus normalized life, similar to an S-N curve, and is added by the material response measured with the NDT technique being the temperature difference ΔT for the case presented here. As has been shown in [...] the loading parameter may not be limited to stress or strain only but may rather include additional parameters that

influence the NDT parameter. In the present case a suitable parameter P turned out to be

$$P = \varepsilon_{a,p} \cdot \omega \cdot (\sigma_a - \sigma_y) \quad (2)$$

where $\varepsilon_{a,p}$ is the plastic strain amplitude, ω the circular frequency of the loading, σ_a the stress amplitude and σ_y the yield stress respectively. The fatigue data recorded and plotted in such a 3D space looks to build a topography which does allow a material's fatigue degradation to be better characterized than this has been traditionally possible with an S-N curve only.

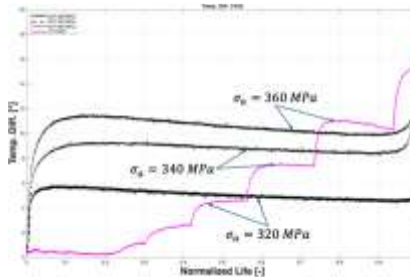


Figure 3: Temperature difference monitored versus normalized fatigue life for three load-controlled CATs and a LIT

What is additionally shown in Fig. 4 is the way how the results from LIT perform in the 3D plane. Bearing in mind that results have been obtained from different tests and specimens the material response from the LIT pretty well match with the response from the CATs. Hence, this proves that the assumed topography of the material's fatigue performance determined seems to be valid.

Conclusions

What can be concluded from the results obtained is that a topography of a material's fatigue performance can be described for an NDT-based parameter defined, provided that fatigue loading is associated with the physics of the NDT principle considered and fatigue life is plotted in a normalized way. Considering any service load sequence applied to the material and monitored with the respective NDT technique accordingly would principally have to follow the plane the topography spans. With this some lacks in fatigue life evaluation resulting from the linearization within the Palmgren-Miner rule could be overcome. However, this still requires a detailed proof.

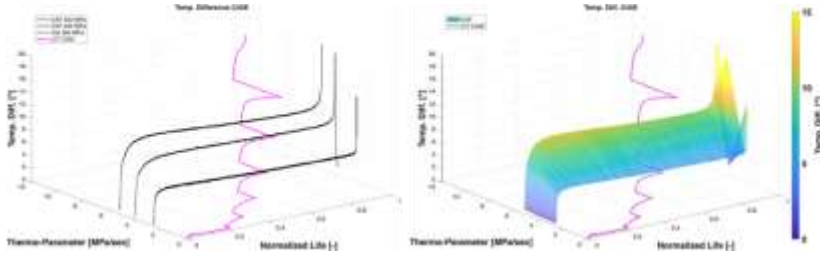


Figure 4: 3D display of material's fatigue performance for three CATs and a LIT; individual results (left) and topography (right)

What the topography shown in Fig. 4 also provides is a possibility to assess the respective NDT technique in view of its SHM application. Assuming that an engineering structure should be assessed with respect to its degree of degradation, a sensor could be placed on the structure and data could be recorded for a limited period of time. The dataset recorded should describe a portion of the topography described and the question would be if this could be identified for the material response shown in Fig. 4. If this would be possible then the degree of degradation would be equivalent to the portion of normalized life in the 3D diagram. Looking at the example shown in Fig. 4 assessment of the degree of degradation looks rather difficult since the topography of the material response is fairly constant over a wide range. To get this issue solved is either the provision of more data to get the topography more differentiated, if possible, or to declare the NDT technique less suitable for SHM in case fracture is not the sole criterion for assessing the material's degradation. Further analysis might be required for the future.

References

1. C. Boller, F.-K. Chang, Y. Fujino: (2009);
2. H. Neuber.

*N.V. Smetankina, Doctor of Technical Sciences, Professor
(Anatolii Pidhornyi Institute of Power Machines and Systems of the National
Academy of Sciences of Ukraine, Ukraine)*

Aircraft Engine Fan Strength Analysis of Bird Collision

Numerical simulation of the process of birds hitting the fan blades of an aircraft gas turbine engine. The aim of modelling is to determine the criticality of the strength state of fan blades after the impact of birds. Parameters of the stress-strain state of blades depending on time are obtained.

An approach to numerical simulation of bird strike on the fan blades of an aircraft gas turbine engine (GTE) is proposed. The purpose of the study is determining the most critical cases of bird impact from the strength viewpoint of blades that is determined by the Airworthiness Standards for aircraft engines. However, only some of them are the most critical and subject to in-depth verification. To identify such cases, finite-element modelling using explicit dynamics methods is applied. The choice of the most critical case from the strength viewpoint of the blades is made between two variants simulating a flock of medium-size birds or a single big bird with given sets of parameters (mass, sizes, speed, angle) with the rotating fan wheel.

The model of the fan impeller is used as a circular assembly of the sector of fan blades on a model disk with a hydrodynamic model of a single big bird or a flock of medium-size birds with discretization by the SPH method. A feature of the proposed approach is an algorithmic solution for damping parasitic oscillations of the blades that occur during the instantaneous application of the angular speed. The parameters of the stress-strain state allow assessing the possibility of failure of the material of blades and the overall bird resistance of the structure. These virtual experiments make it possible to conclusively narrow the number of tested parameter sets for a given design class in compliance with the Airworthiness Standards. The proposed computational models and algorithmic schemes for carrying out numerical analyses are verified according to the data of bench experiments. The use of such computational analysis tools makes it possible at the design stage to reduce the time and resources spent by reducing the number of bench experiments required for certification (Ivchenko& Smetankina, 2021).

Conclusion

Results of the study demonstrated the possibility of adequate replacement of bench tests with computational virtual experiments in the design of rotor blades of the GTE. This allows to reasonably reduce the experimental checks of design options.

References

Ivchenko, D., Smetankina, N. (2021). The Validation of the Bird-Impactor Model for Mathematical Modelling of Damage Processes in Turbofan Engine Parts. Lecture Notes in Networks and Systems, vol. 188, pp. 403–414. Springer, Cham.

Л.В. Капітанова д.т.н, доцент В.І. Рябков д.т.н, професор
(Національний аерокосмічний університет
“Харківський авіаційний інститут”), Україна

Вплив додаткових конструктивів у крилі і у стійках шасі на умови приземлення і наступний пробіг літака транспортної категорії

Розглядається проблема забезпечення безпеки посадок літаків транспортної категорії шляхом введення нових додаткових конструктивів у крило, основні стійки шасі. Нові конструктиви: щільні інтерцептори у висувних багатощільних закрилках крила (ЩІЗ) та додаткові енергетичні камери в амортизаційних системах основних стійках шасі літака (ДЕК). ЩІЗ дозволили забезпечити прискорене приземлення літака по ЗПС, а ДЕК – знизити величину посадкового перевантаження та прискорене включення в роботу колісних гальм на пробігу.

Актуальність. Проблема забезпечення безпеки посадок літаків транспортної категорії загострюється при створенні їх модифікацій зі збільшеною рейсовою продуктивністю, що спричиняє необхідність збільшення потрібної довжини злітно-посадкової смуги L(ЗПСХ). Така обставина призведе до необхідності перебазування модифікації на аеродроми вищого класу, ніж у базового літака, а це, у свою чергу, істотно знизить конкурентоспроможність модифікації.

Вирішення проблеми запропоновано здійснити шляхом застосування нових конструктивів у крилі та в амортизаційних стійках шасі літака. Шляхом введення щільних інтерцепторів у висувних закрилках крила (ЩІЗ) та додаткових енергетичних камерах (ДЕК), в амортизаційних стійках шасі.

На рисунку 1 наведено пристрій та схема використання щільних інтерцепторів у крилі літака транспортної категорії.

З наведеної геометрії випливає, що новий конструктив ЩІЗ використовується одночасно з верхнім криловим інтерцептором, що призводить до різкого і істотного адіння підйомної сили врівноважує літак приземлення на ЗПС [1-4].

Така зміна аеродинамічної сили приводить до швидкого приземлення літака на ЗПС і подальшого безперервного руху по ЗПС.

Природно, що збільшується навантаження і шасі, і літака загалом.

Для зниження цього негативного показника запропоновано встановити в амортизаційних стійках шасі додаткові енергетичні камери (ДЕК) як новий конструктив (рис.2).

З наведених даних на рис. 2 випливає, що додаткова енергетична камера (ДЕК) розташована у верхній частині звичайної амортизаційної стійки шасі і працюють вони послідовно в міру силового впливу на колесо стійки. Така двоїста структура нової амортизаційної стійки (тобто містить ДЕК) дозволяє в оптимальному режимі сприймати як малі коливання при переїзді нерівностей

аеродрому, так і гасить значні коливання, що виникають у момент першого посадкового удару.

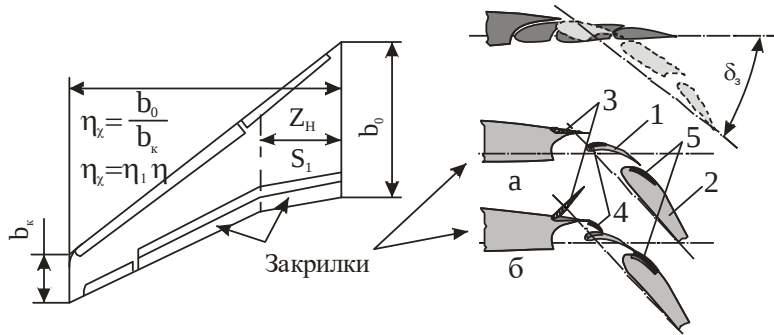


Рисунок 1. Використання модифікаційних змінень в механізації заднього кромки крила: а – на етапі планування й вирівнювання; б – у момент приземлення і при пробігу; 1, 2 – основні секції закрилка; 3 – основні інтерцептори на крилі; 4,5 - щілинні інтерцептори у висувних закрилках крила (ЩІЗ)

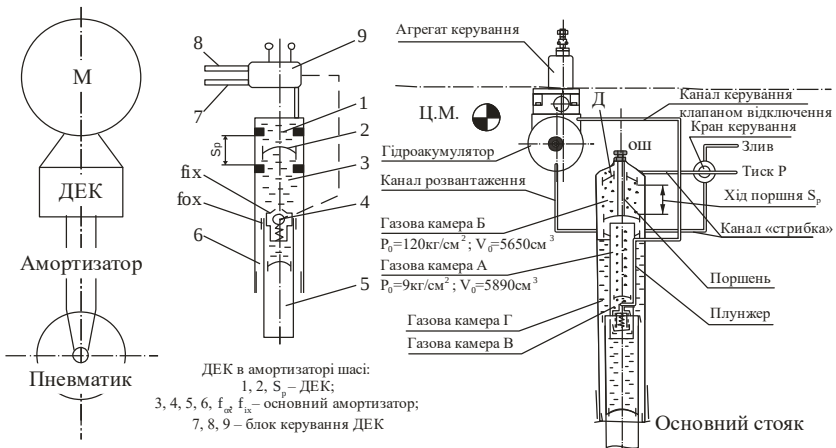


Рисунок 2. Схема розташування ДЕК в амортизаційних стояках шасі та її основні параметри: S_p – хід поршня в розвантажувальній камері ДЕК;

f_{px} , f_{ox} – прохідні перерізи на прямому і зворотному ході; k_d – коефіцієнт демпфування ДЕК на зворотному ході нової амортизаційної системи

Введення двох нових конструктивів ЩІЗ у конструкцію висувних закрилків крила та додаткових енергетичних камер (ДЕК) у стійки шасі дозволяє за новим підійти до оцінки всієї посадкової дистанції літака (рис. 3).

Основні параметри та етапи посадкової дистанції: 1 – планування; 2 – вирівнювання; 3 – парашутування; 4 – не гальмівний пробіг; 3-4 – зона дії ШЦЗ та ДЕК; 4-5-6 – пробіг; 5-6 – гальмівний пробіг (табл.).

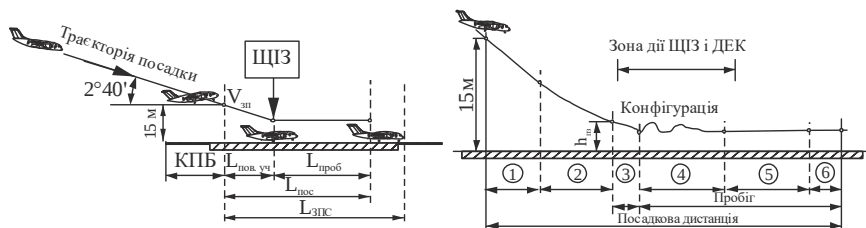


Рисунок 3. Основні параметри й етапи посадкової дистанції

Проблематичність подібного завдання полягає в тому, що на різних ділянках посадкової дистанції повинні суттєво змінюватися аеродинамічні характеристики крила, такі як $C_y(\alpha)$, а отже, і поляр $C_y(C_x)$.

Зміни конфігурації та аеродинамічних якостей крила на різних ділянках посадкової дистанції

Номера посадкової конфігурації		1	2	3	4	5	6
Параметри літака							
Положення руля висоти		$\delta_{\text{бал}}^0$	$\Delta\delta_{\text{р.в}}^0$	$\Delta\delta_{\text{р.в}}$	$\delta_{\text{бал}}^0$	$\delta_{\text{бал}}^0$	0
Положення погашувачів піднімальної сили	на крилі	прибрані	прибрані	відхилені	відхилені	відхилені	відхилені
	ШЦЗ	прибрані	прибрані	відхилені	відхилені	відхилені	відхилені
Кут тангенса літака		$\theta_{\text{пл}}$	$\theta_{\text{пос}}$	$\theta_{\text{торк}}$	$\theta_{\text{торк}} \dots \theta_{\text{зп}}$	$\theta_{\text{проб}}$	$\theta_{\text{ст}}$
Кут атаки крила		$\alpha_{\text{пл}}$	$\alpha_{\text{пос}}$	$\alpha_{\text{торк}}$	$\alpha_{\text{торк}} \dots \alpha_{\text{пос}}$	$\alpha_{\text{проб}}$	$\alpha_{\text{ст}}$
Посадкова швидкість		$V_{\text{пл}}$	$V_{\text{пос}}$	$V_{\text{торк}}$	$V_{\text{проб(нт)}}$	$V_{\text{проб(т)}}$	$V_{\text{проб(т)}}$
Коефіцієнт піднімальної сили		$C_{y \text{ пл}}$	$C_{y \text{ пос}}$	$C_{y \text{ торк}}$	$C_{y \text{ торк}}$	$C_{y \text{ проб}}$	$C_y(\alpha_{\text{ст}})$
Аеродинамічна якість		$K_{\text{пл}}$	$K_{\text{тах}}$	$K_{\text{торк}}$	$K_{\text{торк}}$	$K_{\text{проб}}$	$K(\alpha_{\text{ст}})$

Використання нових конструктивів у крилі та у стійках шасі призводить до зміни параметрів практично на всіх ділянках посадкової дистанції.

Наведено дослідження дозволяють формувати прийнятні параметри посадкової дистанції з урахуванням вимог:

– до класу аеродрому базування;

- кваліфікації пілотів, що здійснюють подібні посадки;
- при розробці нових конструктивів, що забезпечують безпеку посадок літаків транспортної категорії.

- додаткові енергетичні камери (ДЕК), в амортизаційних стійках шасі.

Введення цих нових конструктивів у стійки літака мало істотний вплив на всі ділянки посадкової дистанції від моменту першого удару коліс про ЗПС до включення в роботу гальмівних коліс.

Використання ЩІЗ у момент першого удару про ЗПС дозволяє притиснути літак до ЗПС і знизити рівень, і час повторних підскоків, що знижує рівень вимог до аеродрому базування та часу включення в роботу гальмівних коліс. А це все спричиняє зменшення потрібної довжини ЗПС.

Висновки

У доповіді розглянуто багатогранну проблему забезпечення безпеки посадок літаків транспортної категорії, оскільки на цьому етапі польоту відбувається найбільша кількість льотних пригод і навіть катастроф з людськими жертвами.

Часткове вирішення цієї багатогранної проблеми запропоновано здійснити шляхом введення в крило та стійки шасі нових конструктивів, такі як:

- щілинні інтерцептори, у висувних закрилках (ЩІЗ);
- додаткові енергетичні камери (ДЕК), в амортизаційних стійках шасі.

Введення цих нових конструктивів у стійки літака мало істотний вплив на всі ділянки посадкової дистанції від моменту першого удару коліс про ЗПС до включення в роботу гальмівних коліс.

Використання ЩІЗ у момент першого удару про ЗПС дозволяє притиснути літак до ЗПС і знизити рівень, і час повторних підскоків, що знижує рівень вимог до аеродрому базування та часу включення в роботу гальмівних коліс. А це все спричиняє зменшення потрібної довжини ЗПС.

Впровадження додаткових енергетичних камер (ДЕК) в амортизаційних стійках шасі дозволяє знизити експлуатаційне навантаження при першому торканні планера літака ЗПС, тобто забезпечити достатню статистичну міцність і стійок і агрегатів, до яких вони кріпляться.

Чисельна реалізація запропонованих нових конструктивів щодо їхнього впливу на посадкову дистанцію здійснена на прикладі посадки літака з параметрами властивими Ан-178. Тестова апробація отриманих результатів на військово-транспортному літаку з посадковою масою 27т показала, що потрібна довжина ЗПС для його регулярної та безпечної експлуатації покращена на 343 м, тобто такий літак може успішно експлуатуватися на аеродромах нижчого класу, що покращує його конкурентоспроможність.

Список літератури

1. Капітанова Л. В. Метод оцінки впливу додаткових енергетичних камер (ДЕК) у стійках шасі на ефективність літака транспортної категорії [Електронний ресурс] // Авіація, промисловість, суспільство : матеріали IV Міжнар. наук.-практ. конф., Кременчук, 18 трав. 2023 р. Харків, 2023.

C. 270–272.ISBN

978-966-610-270-9.

URL: <https://dspace.univd.edu.ua/handle/123456789/16985>.

2. Капітанова Л. В., Рябков В. І., Поліпшення умов пілотування літака у момент його приземлення і на етапі післяпосадкового пробігу // XX Міжнародна наукова конференція Харківського національного університету Повітряних Сил імені Івана Кожедуба “Новітні технології – для захисту повітряного простору” (02-03 травня 2024р. м. Харків). Харків, ХНУПС ім. Івана Кожедуба. – 2024. – С.787-788. <https://hups.mil.gov.ua/nauka/novitni-tehnologii-dlya-zahistu-povitryanogo-prostoru/>

3. Капітанова Л. В., Зайцев В. Є. Тенденції змінення основних параметрів при створенні модифікацій літаків транспортної категорії // Авіаційно – космічна техніка і технологія. 2017. № 7 (142). С. 18–22. ISSN 1727-7337
URL: <http://195.88.72.95:57772/csp/nauchportal/Arhiv/AKTT/2017/AKTT717/Kapitanova.pdf>.

4. Formation of basic parameters areas of transport aircraft modifications under conditions of its basing / V. Ryabkov, A. Dveirin, L. Kapitanova, M. Kyrylenko // Авіаційно-космічна техніка і технологія. 2021. № 4 (172). С. 11–19. DOI: 10.32620/aktt.2021.4.02. ISSN 1727-7337, eISSN 2663-2217.

V.V.Kislyuk, *Cand. Phys. Math. Sci., Dotsent, V.M.Shyvaniuk, Dr. Phys. Math., Senior Researcher (G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics NAS, Ukraine), V.V.Trachevskij, Cand.Chem.Sci.,Senior Scientist (Technical Center NAS,Ukraine), I.V.Zahorulko, Cand. Phys. Math. Sci., Yu.A.Polushkin, Cand. Tech. Sci., S.O.Kotrechko, Dr.Phys.Math.Sci.,Corresponding Member of NAS of Ukraine,Prof., (G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics NAS, Ukraine),*

Temperature-dependent fatigue phenomena in EVA encapsulant under mechanical load.

The film of ethylene vinyl acetate (EVA) being an integral part of Si-based solar photovoltaics is subjected to the fatigue load while operation. The reason is found to be the irreversible processes of the nanocrystal unravelling of nanocrystalline particles of polyethylene fragments.

1. Introduction

The co-polymer of ethylene vinyl acetate (EVA) consists of two polymers of polyethylene and poly-vinyl acetate (polymer with vinyl acetate unit – VA) [1]. Meanwhile, this definition is rather formal, and as a matter of fact, the EVA molecule is a long polyethylene chain with acetate side groups randomly distributed along the main skeleton in proportion which depends on the percentage of the VA component [2]. The latter makes the EVA co-polymer to be a unique material with adjustable rheological properties determined by two parameters: the VA content and the curing level (the ratio of cross-linking between adjacent acetate groups). Thus, the mechanical behavior of EVA can vary from that of resins (low VA %) to elastomers (high VA %), and curing (vulcanization synonym – the intentional thermal treatment at the presence of a curing agent) renders additional elasticity and strength, which makes this material to be applied in many fields: medicine, automotive and consumer goods industry [3–5] and others. The EVA with 28 – 33 wt. % of VA is an appropriate material for encapsulation of solar photovoltaic modules [6]. It has been used since early years of PV era due to successful combination of both rheological behavior and commercial practice. Despite a numerous disadvantages and challenges associated with its application, EVA foil still remains the most requested encapsulant material dominantly because of the relative ease of the existing technology and some inertia inherent to an industry in general. Anyway, once PV modules don't live the declared service time in accordance with standards (25 years with the minimal loss of performance as to IEC 61215 standard [7]), the challenge becomes more and more evident – the “bottle neck reason” is the degradation of the encapsulant material [8] due to fatigue while operation in severe environment under complex synergistic impacts of UV, temperature and mechanical stresses (due to thermal expansion mismatch between the components of cover glass, silicon wafer and encapsulant embedded between them. This problem needs thorough study and finding solutions in many aspects such as: i) revealing the whole spectrum of the degradation mechanisms; ii) looking for alternative materials or modification of existing ones; iii) developing

effective testing techniques able to make a brief diagnostic of the life time in order to range new materials to select the as alternatives.

This is the objective of our research to develop such express techniques based on the mechanical testing in the first turn [9]. The initial research revealed that existing models of the EVA aging (based mainly on oxidation due to not sufficient Oxygen-blocking functioning of the encapsulant) should be supplemented with additional understanding mechanistic mechanisms which is equally important as well. The mechanical testing along with the results of other techniques such as nuclear magnetic resonance (NMR) and differential scanning calorimetry (DSC) make it possible to outline our approach with additional experimental evidences.

2. Experiment

Samples and tensile testing. The PV encapsulant foil of EVA was purchased from a commercial supplier [9]. Initially the rectangular fragments of the foil were cured in oven at 135°C temperature in the camera for 16 minutes. Then the samples for mechanical testing were cut from the cured work pieces with special cutting profile in accordance with ISO 37 standard [10] describing the sample geometry as shown on Fig. 1. inset. The EVA specimens were studied at various temperatures (around a room temperature in the range of 16 – 27.5 °C) using electromechanical test machine HOUNSFIELD (now Tinius Olsen), H5KT model. The tensile rate was 50 mm/min. The stress-strain dependences are presented in terms of F/A_0 vs. $\varepsilon_{eng} = \delta G/G_0$, where F is force value; A_0 is the sample cross-section area ($A_0 = 3.6 \text{ mm}^2$); ε_{eng} is engineering strain defined as the ratio of relative displacement of the grasps δG to G_0 , the initial distance between them ($G_0 = 65 \text{ mm}$).

DSC. The EVA samples of the form of small strips were studied by NETZSCH 404 F1 Pegasus equipment for differential scanning calorimetry (DSC). The probes of ~20 mg were scanned in the camera with pure helium at 5 °C/min rate of both heating and cooling. Preliminary measurements were performed at various heating/cooling rates of 20 and 10 °C/min to choose an optimal condition for the analysis. The whole temperature range of scanning was from room temperature to 200 °C. The measurement data were treated with purposeful software of NETZSCH Proteus Thermal Analysis. The samples analyzed with the DSC were strips of uncured EVA encapsulant. Each sample was subjected to a two-fold heating/cooling cycle to determine the background (basis) line with its subsequent subtraction from the test curve.

¹H NMR broad line spectra. The spectroscopy of broad NMR lines is used to study activity of mobile polymer chains [9]. NMR spectra of samples in solid state are usually broad lines unless special techniques are applied. The existence of narrow components points to the presence of mobile segments, whereas usually the same material in a solution, for instance, has narrowed spectral components as compared with its spectrum for the solid state. We used this approach to analyze the influence of temperature on the broad band ¹H NMR spectra of cured EVA samples measured with Bruker Avance 400 NMR spectrometer (9.4 T magnetic field) at 400.130 MHz (¹H) frequency. The temperature was varied *in situ* within 302 – 362 K in both directions of heating and cooling to reveal the changes induced by the temperature

activated release of individual chain fragments and to monitor the reversibility of this process.

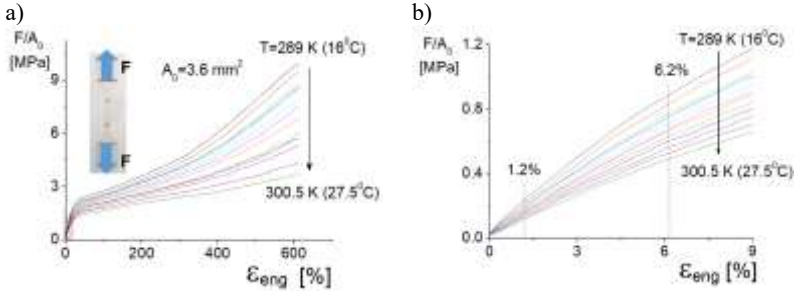


Figure 1. a) The series of the stress-strain dependences at various temperatures; b) The zoomed-in fragment highlighted as red rectangle in the left bottom corner on fig. (a). Inset. The sample shape and testing force geometry.

3. Results and Discussions

Fig. 1 presents the data of the tensile testing of the cured EVA samples at various temperatures. They demonstrate rather strong dependence on the temperature variation even at a small range of several kelvins, the whole range being 11.5°C which corresponds to only 1 meV energy, whereas the stress at 600% strain differs in more than 3 times. We studied the stress dependence on the temperature at various values of the strain. Figs. 1b and 2 are illustrations to the procedure as applied to small range at the initial segment of the whole load curve (fig. 1 b) corresponding to the elastic deformation and marked as the small red rectangle. Two values of the strain are taken as examples (1.2% and 6.2%, dotted line outlines the “bundle” of curves each corresponding to some temperature value. Thus, as an example several dependences were plotted on fig. 2, with the lowest one relating to 1.2 % strain and the upper being associated with 6.2% strain. These dependencies are approximated well with straight lines which intersect with T-axis at various points (we call them T_{un} – unraveling). Fig. 3 contains the dependence of this cut-off temperature (T_{un}) on the engineering strain ϵ_{eng} for the whole range of the load curve (fig. 1a). For the sake of simplicity, the series presented on fig. 2 is restricted by the initial elastic region (fig. 1b), whereas the whole set of data from the stress-strain characteristics on fig. 1a is much more enormous which allows for plotting the $T_{un} - \epsilon_{eng}$ dependence thoroughly with high resolution. However, even this selected set presented on fig. 2 is illustrative enough to reveal two specific features: i) the lines tend to converge to one point (so called “pole”); ii) the line extrapolations intersect temperature axis. They represent the bunch of curves with the pole (the point where they mutually intersect). The former has a sense which is not easy to interpret, since the “pole” point accounts for negative values of stress. In contrary, the intersection point (the latter case) has rather clear meaning as a temperature corresponding to the condition of free transformations which carry out with zero stress once a certain level of strain is reached. The DSC data (fig. 4) complements our assumption about what kind of transformations it could

be. Fig. 4 presents the heating run. It contains multiple endothermic peak correlated with a thickness distribution of polyethylene nanoparticles (lamellae) [11] and represent the melting zone of the nanocrystals. After curing this peak remains as a broad shoulder from $\sim 30^\circ\text{C}$ to 80°C , which confirms the model of the nanocrystal size dispersion.

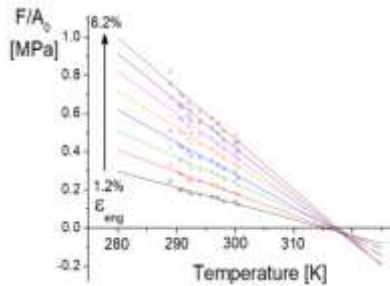


Figure 2. The stress – temperature dependences reconstructed with the data of fig. 1a at various values of ϵ_{eng} within 1.2 – 6.2 % range

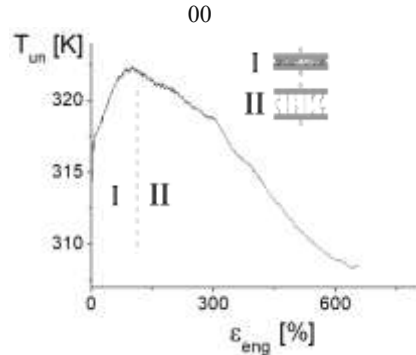


Figure 3. Dependence of the cutoff temperature (unraveling temperature) defined as intersection of $F/A_0 - T$ dependences with abscise axis on fig. 2.

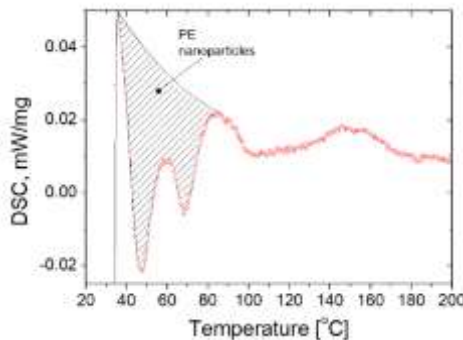


Figure 4. DSC scan after the subtraction of the residual DSC measured during the second scan. (exo – upward).

The larger the crystal the higher is the melting temperature. The nanocrystal in question is not a crystal in a common sense. It is rather the linear polymer chain folded multiple times and fixed by a collective van der Waals interaction (fig. 5, inset). The process of melting is associated with destroying this interaction. The mechanical load facilitates the melting process. Conversely, the temperature increase stimulates the destruction of the nanocrystals under mechanical stress, which can be compared with unraveling of knitted sweater, when the yarn is released easily once a small effort

is applied. The bunch of lines in fig. 2. is consistent with this “unraveling” concept, with increased unraveling temperature. However, at higher deformation levels this dependence becomes non-monotonous (fig. 3) with the characteristic maximum which is, likely, reflects transition point between two modes of loading [2 ,9]: I – deformation mode; II – fracture mode. They are illustrated schematically in fig. 3, inset. Actually, the function of $T_{un}(\varepsilon_{eng})$ is the superposition of several factors, one of which, the most principal one, is the above dispersion of the nanocrystal size. It is a matter of a separate paper to study the relation between the $T_{un}(\varepsilon_{eng})$ dependence and the crystal size distribution.

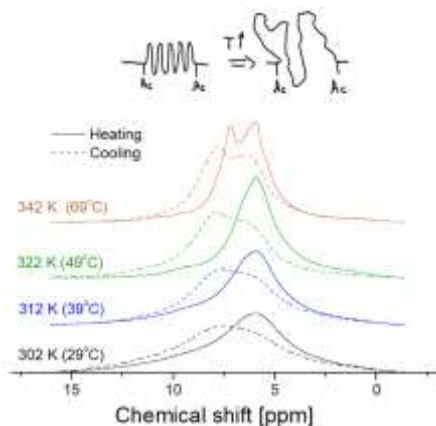


Figure 5. The series of the ^1H NMR broad lines at various temperatures measured during heating to 362 K and subsequent slow cooling down. Inset. Schematic illustration of unraveling of the PE quasi nanoparticle.

^1H NMR spectroscopy of broad lines is one more technique facilitating our understanding of the underlying mechanisms of the unraveling concept. The advantage of this experimental approach consists in using the NMR spectrum of a solid sample as it, is in contrast to application of rather sophisticated methods of line resolution [12]. But the solid state spectra of NMR are always widened by their nature. The lines become narrower with temperature increase (fig. 5), which is the evidence of the enhancement of the molecular fragment activity. The spectra measured at various temperatures were reduced to the same integral intensity (the area under the curve is unity for all spectra). The temperature increase demonstrates clearly the tendency of the resolution amelioration. In particular, the broad featureless band at 302 K (29 °C) with far extending tails from both sides acquires the bel-like shape at 312 K which is then transfer into the shape with sharp peak at 322 K and further into two-peak feature at 342 K. Hence, the broad line spectra follow the melting process with subsequent release of the polymer fragments of more and more crystals involved in the process with temperature increase. The reverse run (cooling from the highest temperature of 362 K) reveals some hysteresis, i.e. the spectra do not coincide with

those measured at the same temperature at the heating run (dashed lines vs. solid lines in fig. 5). The return to the initial 302 K temperature demonstrates major discrepancy both by width and spectral profile (the spectrum after return run is downfield shifted as compared with initial one). In terms of our knitting analogy (fig. 5, inset), it looks like sweater, once being unraveled, remained in this state (the entropy wins). Though the polymer molecules are permanently in thermal motion looking for the proper configuration, and this is what distinguishes them the knitting yarn. This is temperature as well as the cooling rate that determine the final state of the moving molecules and time constant of the process of their capturing into the collective periodic nanostructure. The competitive factor which suppresses the above recrystallization is the mechanical stress which inevitably appears in an intermediate layer embedded between two solid media once temperature varies if their coefficients of thermal expansion (TCE) differ. This is what happens in Si-based solar photovoltaic modules. There are three uppermost components (in order they meet solar beams): cover glass, EVA encapsulant and Si wafer with their TCE listed in table 1.

Table 1.

TCE values for the key uppermost components of the Si PV module.

No.	Component	Role in PV module	TCE [$10^{-6}/^{\circ}\text{C}$]	Source
1.	Cover glass	Protect against mechanical damage	$8 \div 9$	[14,15]
2.	EVA encapsulant	Prevent from entering air and humidity	$160 \div 200$	[16]
3.	Si wafer	Functional element	$2 \div 3$	[15,17]

Conclusion

The load – strain dependences measured for EVA encapsulant material are strongly influenced by the ambient temperature, which should be kept in mind while analyzing the data of tensile testing. The main mechanism responsible for such tremendous thermal sensitivity of the material rheology is the existence of the polyethylene quasi-nanocrystalline particles (lamellae) which act as “internal grips” which transfer the external load to the polymer molecules directly. The synergetic impact of temperature and stress causes the process similar to unraveling, which can be described as releasing the molecular segments of polyethylene from the nanocrystals. The stress makes this process irreversible so that the system does not return to its initial state after cooling. The unraveling can proceed without the stress if the temperature reaches the melting point or, in other words, unraveling temperature – T_{un} . This parameter is derived from the series of the stress-strain curves measured while tensile testing at various temperatures within $16^{\circ}\text{C} - 29.5^{\circ}\text{C}$. The value of T_{un} is determined as the intersect of linear interpolation of the above data in stress vs. temperature terms at fixed strain each. The resultant $T_{un}(\epsilon_{eng})$ function reflects the size dispersion of the PE nanocrystals. This model is in proper consistency with DSC data and ^1H NMR spectra measured at various temperatures. The latter series of experiments demonstrate hysteresis at heating-cooling runs, which is the evidence of

the unraveling process during the melting, and in addition, that this process is irreversible at some time scale. Thus, simultaneous impact of temperature and stress is able to cause the fatigue phenomena within the EVA encapsulant. The main challenge to be overcome for better characteristics of PV solar modules, in particular to extend their service life, may include three basic points: 1) to find materials with similar functions and close values of TCE; 2) to block the unraveling process via incorporating some chemical radicals capable to keep the nanoparticles from melting; 3) to avoid crystallization as a principal origin of the rheological irreversibility of the EVA encapsulant.

Conflict of interest statement

There are no conflicts of interest to declare.

Acknowledgement

This project was supported by National Academy of Sciences of Ukraine (Grant No. 0121U107569) and COST Action CA23109 (FABER).

References

1. Kislyuk, V., Shyvaniuk, V. & Kotrechko, S. (2024). Creep lifetime of ethylene vinyl acetate co-polymer film after pre-load relaxation. *Preprint Research Square*, 1 April, <https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-4171360/v1>
2. Kislyuk, V., Shyvaniuk, V. & Kotrechko, S. (2025). Creep lifetime of ethylene vinyl acetate co-polymer film after pre-load relaxation. *Polym. Bull.* 82, 1499–1530. <https://doi.org/10.1007/s00289-024-05567-5>
3. Aitola, K., Sonai, G.G., Markkanen, M., Kaschuk, J.J., Hou, X., Miettunen, K., Lund, P.D. (2022). Encapsulation of commercial and emerging solar cells with focus on perovskite solar cells. *Sol Energy*, 237, 264–283. <https://doi.org/10.1016/j.solener.2022.03.060>
4. Bianchi, I., Forcellese, A., Simoncini, M., Vita, A. (2023). Mechanical characterization and sustainability assessment of recycled EVA for footwears. *Int J Adv Manuf Technol*, 126, 3149–3160. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11332-1>
5. Schneider, C., Langer, R., Loveday, D., Hair, D. (2017). Applications of ethylene vinyl acetate copolymers (EVA) in drug delivery systems. *J Controlled Release*, 262, 284–295. <https://doi.org/10.1016/j.jconrel.2017.08.004>
6. Hirschl, Ch., Biebl-Rydlo, M., DeBiasio, M., Mühleisen, W., Neumaier, L., Scherf, W., Oreski, G., Eder, G., Chernev, B., Schwab, W., Kraft, M. (2013). Determining the degree of crosslinking of ethylene vinyl acetate photovoltaic module encapsulants—A comparative study. *Sol. En. Mater. Sol. Cells.* 116, 203–218. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2013.04.022>
7. Yang, H.E. (2019). Overview: Durability and Reliability of Common PV Module and Polymers/Materials. In: Yang HE, French RH, Bruckman LS (eds.) *Durability and Reliability of Polymers and Other Materials in Photovoltaic Modules* (pp. 23–45), Elsevier <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-811545-9.00002-1>

8. Riedl, G., Haselsteiner, P., Säckl, G., Wallner, G.M. (2024). Environmental fatigue crack growth of PV glass/EVA laminates in the melting range. *Prog. Photovolt. Res. Appl.* 32, 623–635. <https://doi.org/10.1002/pip.3800>
9. Kislyuk, V.V., Shyvaniuk, V.M., Trachevskij, V.V., Ostapyuk, S.M., Polushkin, Yu.A., Kotrechko, S.O. (2022). Mechanical properties of the encapsulant material for photovoltaics, *J. Mater. Sci.* 57, 21117–21134 <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07900-7>
10. Rabek, J.F. (1995). Experimental methods in polymer degradation. In *Polymer Photodegradation*. (pp. 433–598). Dordrecht: Springer. https://doi.org/10.1007/978-94-011-1274-1_10
11. Stark, W., Jaunich, M. (2011). Investigation of Ethylene/Vinyl Acetate Copolymer (EVA) by thermal analysis DSC and DMA. *Polymer Testing* 30, 236–242. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2010.12.003>
12. Kim, E., Choi, S.S. (2015). Comparison of vinyl acetate contents of poly(ethylene-co-vinyl acetate) analyzed by IR, NMR, and TGA. *Elastom. Compos.* 50(1), 18–23. <https://doi.org/10.7473/EC.2015.50.1.018>
13. Polanský, R., Pinkerová, M., Bartůňková, M., Prosr, P., (2013). Mechanical behavior and thermal stability of EVA encapsulant material used in photovoltaic modules, *J. El. Eng.*, 64(6), 361–365. <https://doi.org/10.2478/jee-2013-0054>
14. Fluegel, A., (2005) Thermal expansion measurement of glasses. <https://glassproperties.com/expansion/ExpansionMeasurement.htm>
15. Novikova, S.I. (1966). Thermal Expansion. In *Semiconductors and Semimetals*, 2, 1966, Pages 33-48
16. British Plastics Federation, <https://www.bpf.co.uk/plastipedia/polymers/EVA.aspx>
17. Integrated Microfabrication Lab. Electrical and computer engineering. https://cleanroom.byu.edu/cte_materials.

O. Karuskevych, PhD, V. Korchuk
(State University "Kyiv's Aviation Institute", Ukraine)

Effect of Surfactants on the Fatigue Behavior of Aluminium Alloys

Liquid compounds used in aviation for different purposes are considered as substances influencing metals fatigue behavior. The impact of oleic acid, Corrosion Preventive Compounds and greases, which are supposed to have surfactants in their composition have been studied. Fatigue tests have been conducted at the stress levels close to those in service. Fatigue lives were accepted as criteria of the surfactants influence on metals physical state.

1. Introduction

The paper is focused on the effect of the oleic acid, contemporary Corrosion Preventive Compounds (CPCs) and greases on metal fatigue. These materials belong to the category of surface active agents (surfactants), widely used in contemporary machines and mechanisms.

CPCs may include: an oil, grease or resin based film former, a volatile, low surface tension carrier solvent, a non volatile hydrophobic additive and various corrosion inhibitors or surface active agents [1]. The main components of Ardrex AV8, for example, are: 1,1,1,2-Tetrafluoroethane; Hydrotreated heavy naphtha; 1-Methoxy-2-propanol, aliphatic mineral spirits [2]. CPCs were invented and have been used recently to ensure long and safe service life of the aircraft by the reduction of harm effects of environment. Effects of CPCs application are studied by different methods [3-6] the corrosion suppression is referred to as protection factor (PF), calculated by comparing the averaged weight loss for samples that had no CPC treatment to the weight loss for a specific CPC.

One of the CPCs attractive features is a possibility to penetrate into the gaps between the components, for example between the stringers and skin of the aircraft, and to push out the moisture [7]. Unfortunately, there are some researches which revealed unexpected and undesirable results of the CPCs penetration into the gaps of airplane structure.

2. Early observed side effects of Corrosion Preventive Compounds application

In the work [8] specimens of the lap riveted joints of aluminium alloy sheets where tested in different environment. The use of an oil-based penetrant reduced the fatigue endurance to 33% at high stress and to 50% at low stress. In the work [9] two different CPCs, one oil-based, and one a soft-waxy CPC, were investigated. The influence of CPCs has led to reduction of the fatigue life. It was concluded that application of CPCs probably reduced the friction at the faying surface of joints. Fatigue behavior of the riveted joints of aviation application was studied also in the works [10-12].

Taking into account the role of friction in the CPCs influence on riveted joints fatigue, original method for the assessment of friction between the elements of riveted joints has been developed [13].

Effect of the fatigue life reduction can be caused also by the influence on the process of the fatigue crack propagation [14]. Moreover, possible detrimental effect of CPCs on fatigue life can be comparable with its beneficial effect in protection against corrosion.

The impact of surfactants with emphasize on CPCs on the initial stage of the metal fatigue recently has not been studied yet. One of the first experimental attempts in the field is considered below.

3. Materials and methods

Metal fatigue process includes two main periods: a) initiation of the crack, and b) fatigue crack propagation. The total number of cycles to failure can be considered as preliminary general characteristic of the process.

The clad aluminum alloy D16AT (analogue of the 2024T3) was selected for the tests as material widely used for aircraft skin manufacturing. Specimens for loading by bending were made of the sheets with thickness 1.0 mm and had stress concentrator as a hole of 1.0 mm diameter.

The following variants of the environment were considered:

- a) Loading in laboratory air;
- b) loading after the treatment by CPC ARDROX AV8;
- c) loading after the treatment by commonly accepted surfactant in the form of 0.2% oleic acid dissolved in the glycerol;
- d) loading after the treatment by penetrant LPS-2;
- e) loading in the petrolatum.

ARDROX AV8 is a penetrating, water displacing, corrosion inhibiting compound.

Oleic acid (cis-9-octadecenoic acid $\text{CH}_3(\text{CH}_2)_7\text{CH}=\text{CH}(\text{CH}_2)_7\text{COOH}$) is monounsaturated fatty acids. Oleic acid is a traditional surfactant in the study of the Reh binder effect. Glycerol is used as a solvent of oleic acid.

LPS-2 is multi-purpose lubricant and penetrant with corrosion protection.

Petrolatum is a mixture of mineral oil and solid paraffin hydrocarbons. It does not saponify alkalis, does not oxidize, does not rancid in the air and does not change under the action of concentrated acids.

Fatigue tests have been conducted by the cyclical bending at the maximum stress 180,0 MPa, stress ratio $K = 0$; frequency 25 Hz.

4. Preliminary results of the surfactants and CPCs effects study

All fatigue lives of specimens treated by oleic acid, corrosion preventive compounds, petrolatum, as well as without treatment, belong to the range of cycles $10^5 - 2 \times 10^5$. In each group 5 specimens have been tested. The fatigue cracks initiated and propagated from the 1,0 mm hole as a stress concentrator. The computer aided analysis of the specimens surface revealed the formation and monotonic evolution of the surface relief. Results of the fatigue tests are shown in table 1.

Results obtained by the described experiments reveal detrimental effect of the metal contact with air: these tests provide the minimum fatigue life of the specimens.

At the same time covering of the specimens by the compounds containing oily component creates the protective layer against the air oxygen impact on fatigue process. The strongest protective effect has petrolatum.

Protective effect of the oily substance becomes slightly less for the substances containing surfactants; these are solution of oleic oil, ARDROX AV-8, LPS-2.

Table 1.

Reduction of the fatigue life due to the environment (compared with petrolatum surrounding)

Ambient conditions	Dry Air	ARDROX AV8	LPS-2	Oleic acid solution	Petrolatum
Cycles to failure, average	114 750	159 500	133000	145 800	180 500
Reduction of the average life	36,4%	11,6%	26,3%	19,2%	-

Computer aided analysis of the surface deformation relief was aimed to reveal surfactants influence on the initial stage of the fatigue. Accelerated growth of the deformation relief due to the Rehbinder's effect was not found. The difference in the intensity of the deformation relief after 60000 cycles is negligible; it is in the range of 43-46%. Thus, the only factor of the surfactants influence is their impact on the fatigue crack propagation stage.

Conclusion

The observed effects offer preliminary insights into the mechanism by which surfactants influence fatigue damage in alclad alloys.

1. Dry air should not be used as a reference point for comparing fatigue lives, since air itself is a complex mixture of substances that influence metal behavior under mechanical loading. The lowest fatigue lives had the specimens tested in the dry air of the laboratory.

2. The biggest fatigue lives have the specimens covered by the layer of petrolatum. This substance plays the role of barrier for the environment.

3. Analysis of the deformation relief intensity have not revealed the influence on the initial stage of the fatigue, but taking into account the visible difference of the fatigue lives, the effect of surfactant on the fatigue crack propagation stage is suggested as highly probable.

Obviously, mentioned effects require more targeted detailed investigation in statistical aspect; attention should be drawn to both initial stage of the fatigue and crack propagation.

References

1. Corrosion Prevention Compounds (CPCs). URL : <https://corrosion-doctors.org/Inhibitors/CPCs.htm>

2. Corrosion Inhibitor. URL : <https://aerospace-acc.com/58-corrosion-inhibitor>.
3. Corrosion tests in artificial atmospheres – Salt spray tests (ISO Standard No.9227:2022). *International Organization for Standardization*. 2017. URL : <https://www.iso.org/standard/81744.html>.
4. Corrosion of metals and alloys — Alternate immersion test in salt solution (ISO Standard No. 11130:2017). *International Organization for Standardization*. URL : <https://www.iso.org/standard/71867.html>.
5. Brian E. Placzankis, Chris E. Miller, Scott M. Grendahl, Tracey L. Miller, and Stephanie M. Piraino. Evaluation of Corrosion Preventive Compounds for Aviation Materials Applications. *Army Research Laboratory*, ARL-TR-3457. April 2005.
6. Akinymy O.O. Evaluation of corrosion prevention compounds in aircraft. *Journal of Engineering and Environmental Studies*. 2012. Vol.3, No.2. P. 5–15.
7. Kevin Cooper, Keith Furrow, Feng Gui, R. G. Kelly. Wicking and Water Displacement by Corrosion Prevention Compounds in Simulated Aircraft Aluminum Alloy Lap Joints. *CORROSION*. 2005. Vol. 61, No. 2. P.155 – 166.
8. O'Neill P.H. A short study of the effect of a penetrant oil on the fatigue life of a riveted joint. *Aeronautical research council*. 1973. Current paper No.1305.
9. Corrosion treatments and the fatigue of aerospace structural joints / A. Jaya et al. *Procedia Engineering*. 2010. P.1523–1529.
10. Starikov R. Fatigue behaviour of mechanically fastened aluminium joints tested in spectrum loading. *International Journal of Fatigue*. 2004. 26(10). P.1115 – 1127.
11. Shankar K., Baird J.P., Clark R., Williamson HM. Optical examination of load transfer in riveted lap joints using portable holographic interferometry. *Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering*. 1997. P. 158 – 163.
12. Morris G. Defining a standard formula for fastener flexibility in lap joints : PhD dissertation, Delft University of technology, 2004.
13. I. Gavrylov, M. Karuskevich, S. Ignatovich, S. Yutskevych, T. Maslak. Influence of corrosion preventive compounds on the friction force in aircraft lap joints. *Fatigue and Fract Eng Materials Struct*. 2022. No. 45. P. 938–941.
14. Purry C. ,Fien A., Shankar K. The effect of corrosion preventative compound on fatigue crack growth properties of 2024-T351 aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*. 2003. No. 25. P. 1175–1180.

Гібридне машинне навчання для прогнозування втомного ресурсу деталей авіаційної техніки

Запропоновано гібридний підхід, що поєднує машинне навчання та фізичні принципи для прогнозування втомного ресурсу деталей авіаційної техніки за умов неповних даних про матеріали. Методологія дозволяє оцінювати параметри втомної міцності та росту тріщини на основі обмеженої інформації, забезпечуючи фізичну узгодженість результатів та зменшуючи потребу у коштовних експериментах.

Подовження ресурсу та сертифікація модифікованих (додатковий сертифікат типу) повітряних суден транспортної категорії часто стикаються із ключовою проблемою – відсутністю повних даних щодо втомних характеристик та параметрів росту тріщини для матеріалів, що використовуються при ремонті чи конверсії (наприклад, параметри рівнянь Волкера, Периса та NASGRO). Традиційне прогнозування, засноване на «інженерному розсуду» та схожості статичних властивостей, призводить до значних похибок у визначенні інтервалів огляду [1, 6]. Хоча «чисті» data-driven підходи, такі як машинне навчання (МН), демонструють потенціал, їхня природа «чорної скриньки» та відсутність фізичної узгодженості ускладнюють сертифікацію [4]. Парадигма гібридних моделей, що поєднують фізичні принципи та дані (HPDM), пропонує вирішення шляхом інтеграції фізичних знань із потужністю даних [5], що є особливо актуальним в умовах дефіциту даних.

Метою дослідження є розробка та валідація гібридного фреймворку машинного навчання для прогнозування втомного ресурсу та параметрів росту тріщини елементів конструкції повітряних суден, коли повний набір властивостей матеріалу є невідомим.

В роботі [7] розглянуто практичний випадок пошкодженої корозією панелі шасі, де матеріал заміни має відомі статичні властивості, але невідомі втомні характеристики. проведено класифікацію та порівняльний аналіз алгоритмів штучного інтелекту (ШІ), придатних для розв'язання задачі в умовах часткової невизначеності властивостей матеріалів та запропоновано процес підбору параметрів матеріалу за допомогою алгоритмів штучного інтелекту із функцією валідації даних, отриманих за допомогою алгоритмів регресії та класифікації, даними отриманими за допомогою нейромережі (Рис. 1). Запропонований підхід проводить звірку та валідацію даних із застосуванням глибоких нейронних мереж як еталону високої точності, але не враховується ситуація, коли результати роботи алгоритмів регресії/SVM не збігаються з результатами нейромережі.



Рис. 1. Блок-схема робочого процесу [8]

Наразі задля забезпечення фізичної узгодженості в процес навчання МН запропоновано вбудовувати обмеження, що випливають із механіки руйнування, штрафуючи прогнози, що порушують фундаментальні закони.

Остаточний запропонований метод включатиме (Рис. 2):

1. Структурування та попередня обробка даних: Консолідація набору даних з авторитетних джерел [1, 2, 6], що містить статичні властивості (межа плинності, межа міцності), хімічний склад та параметри втоми (криві Велера, діаграми швидкості росту тріщини) для різних авіаційних сплавів.
2. Розробка гібридної моделі: використовується дворівневий підхід:
 - 2.1. Рівень 1 (Інтерпретовані моделі): використання множинної лінійної регресії та методу опорних векторів (SVM) для створення прозорі, інтерпретованої базової моделі прогнозування невідомих втомних параметрів на основі відомих фізичних властивостей.
 - 2.2. Рівень 2 (Звірка та валідація): застосування глибоких нейронних мереж (DNN) як еталону високої точності. Прогнози DNN використовуються для валідації та уточнення результатів інтерпретованих моделей. Аналіз важливості ознак (наприклад, SHAP) застосовується до обох типів моделей для підвищення зрозумілості.
3. Функція втрат з урахуванням фізики: Для забезпечення фізичної узгодженості в процес навчання МН вбудовуються обмеження, що випливають із механіки руйнування, штрафуючи прогнози, які порушують

фундаментальні фізичні закони (наприклад, від'ємні швидкості росту тріщини).

Таким чином, якщо нейромережа та регресія дали близький результат – це сильний аргумент, робота алгоритму припиняється. Якщо ні – проводиться аналіз причин, для чого планується використовувати метод XAI (Explainable AI), наприклад, аналіз важливості ознак (Feature Importance) для лінійної моделі або SNAP/LIME для нейромережі, для демонстрації, які фізичні параметри найсильніше вплинули на прогноз.



Висновки

1. Сформовано структурований підхід до застосування ШІ для прогнозування втомного ресурсу компонентів літака в умовах невизначеності властивостей матеріалів.
2. Запропоновано гібридний фреймворк машинного навчання з інтеграцією фізичних принципів, що використовує як інтерпретовані алгоритми (лінійна регресія, SVM), так і потужні DNN, валідовані одна проти одної.
3. Запропонований метод має на меті мінімізувати необхідність у проведенні коштовних стендових випробувань під час модифікації та конверсії літака, прискоривши процес сертифікації при збереженні необхідного рівня безпеки та фізичної узгодженості.

Список літератури

1. Metallic Materials Properties Development and Standardization, MMPDS-04: Metallic Materials design data acceptable to Government procuring or certification agencies – Federal Aviation Administration, 2008.
2. Fatigue Crack Growth Database for Damage Tolerance Analysis, DOT/FAA/AR-05/15 – Office of Aviation Research Washington, D.C. 20591
3. Бондар Ю. І. Структуризація потоків інформації оптимального проектування авіаційних конструкцій із використанням штучного інтелекту – *Механіка гіроскопічних систем*, Випуск 48, 2024. с. 124-136. DOI: 10.20535/0203-37714820243180524.
4. Gorji, M. B., et al. Machine learning predicts fretting and fatigue key mechanical properties. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2022. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2021.106949
5. Wang, H., Li, B., Gong, J., & Xuan, F.-Z. (2023). Machine learning-based fatigue life prediction of metal materials: Perspectives of physics-informed and data-driven hybrid methods. *Engineering Fracture Mechanics*, 284, 109242. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2023.109242
6. US Department of Defence, *Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures (MIL-HDBK-5J)*.
7. Posthoff, C., *Artificial Intelligence for Everyone* – Springer Nature Switzerland AG, 2024.
8. Лісідин О.Г., Бондар Ю.І. Аналіз алгоритмів машинного навчання для прогнозування ресурсу авіаційних конструкцій в умовах невизначеності властивостей матеріалів – *Механіка гіроскопічних систем*, Випуск 49, 2025. с. 127-136. DOI: 10.20535/0203-3771492025334116.

A. Chemin, Ph.D., Postdoctoral Researcher
(State University of Campinas, Brazil)
V. Dharaia, MSc., PhD Candidate
(Indian Institute of Technology Bombay, India)
C.O. Ruchert, PhD, Associate Professor
(University of São Paulo, Brazil)

Fatigue crack growth behavior of Al alloy AA2050-T84 under miniTWIST and miniFALSTAFF loading

The main aim of this paper is to present a discussion about fatigue crack propagation behavior under flight load of AA2050 T84. For the experimental procedure, an M(T) specimen was used and submitted under miniTWIST and miniFALSTAFF flights. The results showed that specimens fractured with the same crack size but under different cycles.

Keywords: Al-Li alloy, fatigue crack propagation, flight simulates loading.

1. Introduction

The development of lightweight alloys, which exhibit good mechanical strength and fracture toughness, is crucial for designing aircraft, as it significantly impacts size and fuel consumption. Moreover, fatigue is the primary issue that affects the aircraft's structure. The load interaction, specifically the loading sequence, promotes changes in the crack tip that affect fatigue crack growth. For the last four decades, experiments, models, and alloys have been developed to understand fatigue as a phenomenon and to characterize new alloys under cyclic loading (Mikhchevskiy et al., 2013; Newman, 1984; Newman et al., 2015, 2014; Newman Jr, 1997; Schijve, 1973, 1988, 2003; SIEGL et al., 1991). The AA2050 T84 presents good mechanical strength, fracture toughness, Young's modulus, corrosion resistance, and fatigue crack propagation resistance (N Eswara Prasad et al., 2003) Lithium has a particular aspect: each 1% of Li decreases 3% alloy weight (Jata et al., 2014).

2. Material and Methodology Information

AA2050 alloy used for this research was received in the form of $800 \times 550 \times 50$ mm laminated blocks. Table 1 describes the composition, which is in accordance with SAE AMS 4413. Table 2 shows the tensile and fracturing toughness properties obtained at room temperature.

Table 1

Tensile properties in L direction, and K_{IC} in L-T direction			
σ_u (MPa)	σ_y (MPa)	E (GPa)	K_{IC} (MPa. $\sqrt{m}$)
511	472	75	41.9

Table 2

Composition (wt%) of AA 2050 T84 alloy.										
Li	Cu	Mg	Mn	Zr	Ag	Si	Ti	Fe	Zn	Al
0.87	3.54	0.31	0.37	0.08	0.37	0.03	0.03	0.06	0.02	Base

A fatigue crack growth under constant amplitude loading was previously run to pre-crack the samples as follows: $R=0.1$, $f=20$ Hz, and $K = 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. The flight loadings were simulated using Genesys for Fatigue software. Mini TWIST was simulated under 55 mean stress, and Mini FALSTAFF under 200 maximum stresses. The M(T) specimen was machined in dimensions 244x100x4mm in the L-T orientation (crack plane perpendicular to the rolling direction). The specimen surface was sanded, followed by polishing to reduce roughness, which provides a better visualization of the crack. Figure 1 shows the details of M(T) and the sensors used for this investigation.

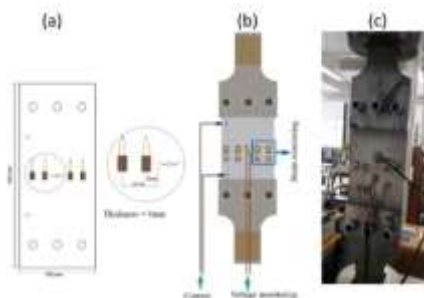


Figure 1: M (T) specimen for fatigue testing and sensors selected for monitoring strain and crack growth. In (a) dimension of sample and distance between strain gages, (b) Illustration of M(T) specimen clamped, and wires fixed on the surface for electrical potential difference measurement for crack size determination, (c) M(T) samples after fatigue test.

The fatigue test was performed in an MTS servo-hydraulic testing machine, with a Flex Test GT 439.10 driver and a load compensator, at a frequency of 1 Hz. The crack size was determined by measuring the electrical potential difference, as specified in ASTM E647-15e1. Deformation was measured by strain gages. All test data from the fatigue test, including loading, time, cycles, and strain, were recorded by Catman Easy software of the Data Acquisition System – HBM at an acquisition frequency of 100 Hz. The fracture surfaces were cleaned and then examined using a scanning electron microscope.

3. Results and Discussion

Figure 3 presents the grain morphology and intermetallic particle microstructure, as analyzed by scanning electron microscopy, along with a composition map obtained by EDS, which indicates the Fe, Cu, and Mn content in the particle. Figure 3 shows the fatigue crack growth (FCG) of AA2050 T84 alloy under miniTWIST and MiniFALSTAFF loading and the strain curve, in front of the crack, for the events of growth changing in the FCG curves.

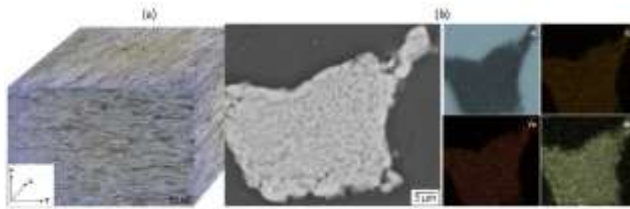


Figure 2: Microstructure of AA2050 T85 alloy. In (a), grain morphology(Maciél, 2013), and (b) the intermetallic particle and composition mapping showing Al, Fe, Cu, and Mn.

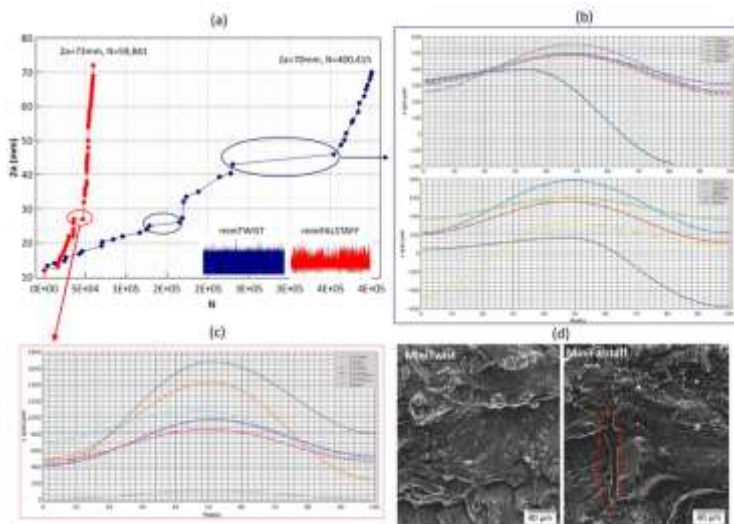


Figure 3: Fatigue crack growth (FCG) behavior of AA2050 T84 alloy. In (a) FCG curve of fatigue tests performed under miniTWIST and miniFALSTAFF loading, (b) the strain curves from $a = 12$ to 16mm and from 17 to 23mm for FCG under miniTWIST, (c) the strain curve from $a = 11.5\text{mm}$ to 16mm for FCG under miniFALSTAFF, and (d) Fracture morphology for both FCG tests.

The intermetallic particle presented in Figure 2 (b) is usually formed in aluminum alloys of other series, such as 7xxx and 2xxx (Chruscielski et al., 2014; Mrowka-Nowotnik, 2008). They are a result of solute segregation during the solidification process. Those particles are harder than the matrix. Previous studies have identified these particles as preferential sites for crack nucleation, and their size

can modify the fracture morphology and influence the corrosion (Chemin et al., 2014; Mrowka-Nowotnik, 2008).

Figure 3 (a) shows the $2a$ vs N curve of fatigue crack propagation under flight loading of AA2050 T84 alloy, while Figures 3 (b) and (c) show the strain for the cycles during which the crack showed a change in growth for miniTWIST and miniFALSTAFF flight, respectively. Figure 3(a) shows that specimens fractured with a crack close to the same size for both flight loads. However, the cycles to final failure were larger for miniTWIST than for miniFALSTAFF. However, it is important to consider the influence of the microstructure alloy. For both tests, the crack propagated continuously until 24 mm ($a=12\text{mm}$), and then the behavior of growth changed. For the miniFALSTAFF at 27 mm (13.5mm), the crack stopped growing. Figure 3(c) shows a high strain level when the crack stopped growing, followed by a decrease in strain until the crack grew again. From there, the crack continued to grow until it fractured. For miniTWIST loading, a change in crack growth was observed, but without stopping. The changes in crack growth behavior may be explained by the plastic zone induced by loading in front of the crack. However, as the results show, the shape of the loading, which includes characteristics such as stress level and sequence, influences the damage accumulation that affects fatigue crack growth.

Figure 3 (d) shows the fracture surfaces resulting from the FCG tests performed under miniTWIST (left side) and miniFALSTAFF (right side) loadings. The fracture of the FCG under the miniFALSTAFF test shows a microcrack between grains. Previous studies have shown that the AA2050 T84 exhibits a grain boundary precipitate-free zone, which decreases mechanical strength. Furthermore, the miniFALSTAFF flight loading generates more severe and random loads, which may result in the formation of microcracks, as shown in Figure 3(d). The microstructure has a direct influence on the FCG behavior of a material. For the D16Cz aluminum alloy (clad), for example, submitted to fatigue crack growth under miniFALSTAFF (220 MPa), the sample failed after 150.000 cycles and $2a=52\text{mm}$; for the 2024 aluminum alloy, submitted to miniTWIST loading, it was observed that the specimens failed with 28.000 cycles and $2a=70\text{mm}$ (SIEGL et al., 1991; Ziegler et al., 2011).

Conclusions

The fatigue crack growth of AA2050 T84 exhibited different behavior under miniTWIST and miniFALSTAFF flight conditions. The alloy fractured under the same crack size, but the cycles to failure were larger for miniTWIST than miniFALSTAFF. The FCG tests under miniFALSTAFF exhibited a crack growth event stopped at 27mm (13.5mm); however, as discussed, the crack grew again at low strain. The FCG tests under MiniTWIST show changes in crack growth but without a stopped event.

References

1. Chemin, A., Marques, D., Bisanha, L., Motheo, A. de J., Bose Filho, W. W., & Ruchert, C. O. F. (2014). Influence of Al₇Cu₂Fe intermetallic particles on the localized corrosion of high strength aluminum alloys. *Materials & Design*, 53, 118–123. doi: 10.1016/j.matdes.2013.07.003

2. Chruscielski, G., & Korusiewicz, L. (2014). The role a second phase intermetallic precipitates in fatigue fracture mechanism for aluminum alloy AW 7075. *Key Engineering Materials*, 809–812. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.592-593.809.
3. Jata, K. V., & Singh, A. K. (2014). Texture and Its Effects on Properties in Aluminum - Lithium Alloys. In N. E. Prasad, A. A. Gokhale, & R. J. H. Wanhill (Eds.), *Aluminum - Lithium Alloys* (1st ed., p. 561). Oxford: Elsevier.
4. Maciel, C. (2013). *ESTUDO DA TENACIDADE À FRATURA E PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA EM MEIO ASSISTIDO DA LIGA DA AA2050-T84*.
5. Mikhchevskiy, S., Glinka, G., & Lee, E. (2013). Fatigue Crack Growth Analysis Under Spectrum Loading in Various Environmental Conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(3), 1301–1310. doi: 10.1007/s11661-012-1577-7
6. Mrowka-Nowotnik, G. (2008). The effect of intermetallics on the fracture mechanism in AlSi1MgMn alloy. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 30(1), 35–41.
7. Newman, J. C. (1984). A CRACK OPENING STRESS EQUATION FOR FATIGUE CRACK GROWTH. *International Journal of Fracture*, 24(5), 131–135.
8. Newman, J. C., & Elber, W. (2014). *Mechanics of Fatigue Crack Closure*.
9. Newman, J. C., Walker, K. F., & Liao, M. (2015). Fatigue crack growth in 7249-T76511 aluminium alloy under constant-amplitude and spectrum loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 38(5), 528–539. doi: 10.1111/ffe.12253
10. Newman Jr, J. C. (1997). *Prediction of crack growth under variable-amplitude loading in various materials*. March.
11. Prasad, N Eswara, Gokhale, a a, & Rao, P. R. (2003). Mechanical behaviour of aluminium – lithium alloys. *Starke*, 28(April), 209–246.
12. Schijve, J. (1973). *Effect of load sequences on crack propagation under random and program loading*. 5, 269–280.
13. Schijve, J. (1988). Fatigue Crack Closure : Observations and Technical Significance. E. W. Newman JC (Ed.), *Mechanics of Fatigue Crack Closure* (pp. 5–34). Philadelphia: American Society for Testing and Materials. doi: 0-8031-0996-2
14. Schijve, J. (2003). Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. *International Journal of Fatigue*, 25(8), 679–702. doi: 10.1016/S0142-1123(03)00051-3
15. SIEGL, J., SCHIJVE, J., & PADMADINATA, U. (1991). Fractographic observations and predictions on fatigue crack growth in an aluminium alloy under miniTWIST flight-simulation loading☆. *International Journal of Fatigue*, 13(2), 139–147. doi: 10.1016/0142-1123(91)90006-K
16. Ziegler, B., Yamada, Y., & Newman, J. C. (2011). Application of a strip-yield model to predict crack growth under variable-amplitude and spectrum loading – Part 2: Middle-crack-tension specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, 78(14), 2609–2619. doi: 10.1016/j.engfracmech.2011.06.018.

Energy Methods in Fatigue Analysis

The use of classical fatigue analysis methods with FEA is challenging. The integration often requires subjective inputs with substantial loss of information. This paper outlines the use of energy to more holistically integrate FEA with fatigue analysis. A new energy damage equation is introduced to better utilize FEA information.

1. Introduction

Fatigue methods have remained relatively unchanged over many decades. Force and stress have become the standards to categorize fatigue in engineering. Analysts have become highly familiar with these terms over the years. What if energy not stress is the primary driver of fatigue damage?

Energy is a more physics-based criterion for characterizing fatigue performance. DTA uses energy but requires a definable crack. The use of a total energy volume scalar could prove to be the primary indicator of internal damage due to cyclic loading. Energy fits nicely with the second law of thermodynamics which states that entropy is increasing. Increasing entropy can explain cumulative cyclic loading damage.

Fatigue analysts must support highly customizable geometries made possible through modern manufacturing technologies such as 3D printing. Current manufacturing advances have made possible what was not even thinkable when stress-life methods were originally conceived.

Finite elements give the ability to fully understand the internal stress fields of complex loadings and geometries. Fatigue analysis methods need to fully utilize finite elements in order to keep up with FEA and manufacturing technologies.

2. Energy Method

The calculation of internal stress has moved from simple equations to very detailed finite element modeling. Applying highly detailed finite element stress output can be challenging when attempting to employ classic stress-life. A decision to either include all finite element information or reduce to a simplified state can be hidden in a methodology. Reducing information is the opposite of holistic analysis. The analyst must always strive to use all information to the maximum extent possible.

While stress is a continuous and familiar tensor function the fatigue damage caused by the stress field is neither a continuous function nor a tensor. Fatigue damage accumulation is a single nucleation site scalar. A point of origin is the only point where fatigue damage should be calculated.

Energy in a given volume or surface is a discrete scalar as is fatigue damage. Energy presents a more efficient and physics-based factor. The application of stress tensors in determining fatigue damage at a nucleation point may unnecessarily increase complexity while also introducing additional subjectivity.

Energy is a much more physics-based driver for fatigue damage. Energy presents a factor which is based on work being done in a defined volume. Energy and

entropy can assess any physical system. Using constantly increasing entropy and losses during energy conversion the fatigue phenomena can be defined in highly physics-based functions. Energy nearer the nucleation site will obviously have greater impact on fatigue damage. Cyclic energy combined with a distance influence factor greatly simplifies fatigue life calculations.

Currently most complex structural analyses utilize finite elements. Finite elements give much greater insight into internal stress fields than classic hand analysis techniques. Finite elements determine a precise peak stress along with the entire local stress field. What it often does not clearly provide is a constant net section stress, which is the primary benefit of finite elements. This benefit is often seen as an issue in applying classic stress-life methods where stress calculations need to be unified with test results. Figure 1 illustrates the challenges of selecting test results with FEA output when stress concentration is not definable.

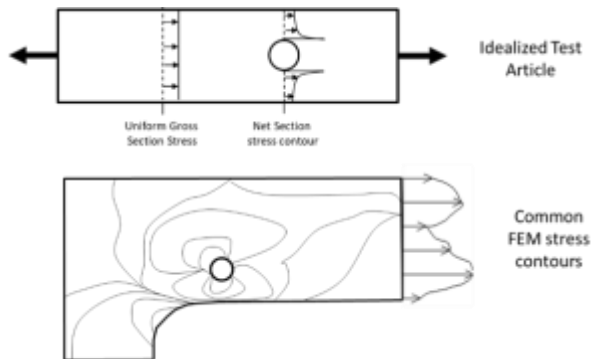


Figure 1. Test article compared to FEA output

Defining a stress concentration is a quandary in many FEA based stress-life fatigue analyses. To integrate finite elements with classic stress-life methods many techniques neglect all the detailed stress field information provided by finite elements in order to calculate an approximated net section stress.

Neuber and Peterson's methods [1,2] use a characteristic distance from the peak stress to adjust local stress fields. Both methods still rely on stress concentration factors. In any case the total FEA stress field is not applied. How can it be a positive to degrade knowledge?

Energy is a universal criterion which is a primary driving factor in many systems. It is used as a driver of cyclic loading damage in fracture mechanics. Energy is found in many applications from Einstein's ($E=MC^2$) to how many calories are needed for a given mammal. It is hypothesized that fatigue damage accumulation is not a direct function of geometry and load but that geometry and load influence the primary damage driver which is local cyclic strain energy.

Energy cannot be created or destroyed in a typical engineering scenario yet perpetual motion is impossible due to energy losses and inefficiencies. This holds true for all physical systems. The repeated stretching and contracting of materials is no

exception. With each energy loading cycle losses will damage a stressed volume. This cyclic damage will accumulate until possible system failure. Energy is therefore proposed as the key physics-based factor in determining failure.

Figure 2 illustrates how a universal factor such as energy can be used to unify all test data. No longer is data from a single stress concentration utilized. Energy makes it possible to define a material-based function that can be applied to all geometric configurations.

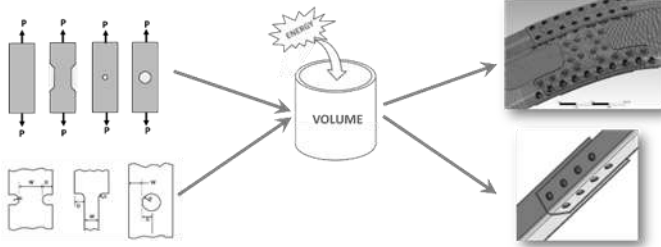


Figure 2. Unification of data with analysis using energy criterion.

Associating energy in a volume to its impact at a fatigue origin point is a key factor. Questions do arise. How do distance effects differ for different materials? Does the distance effect along the surface differ from the distance into the material? These issues have to be addressed in defining a material-based factor.

Applying a decay function to the influence of strain energy precludes the need to define a fixed volume. The function will naturally converge to a solution. All that is needed is a material distance decay property. This material property can be easily incorporated with finite element strain energy fields to allow for highly objective conversion of strain energy field scaler factors into fatigue calculations for each and every point of damage origin.

Prior to energy methods a local stress based gradient method was developed. The method, like Peterson and Neuber employs a stress at a distance factor. Energy-based methods apply a decay function utilizing the entire stress field which is a clear advancement over applying a single characteristic distance or gradient [3].

Energy decay functions address two critical characteristics. First, fatigue life prediction is only valid at a point of origin where stress decreases in all directions. Second, total stress field information is used in selecting material data in lieu of a stress concentration factor determined using subjective methods.

A function H [4] is proposed to represent the energy field from a nucleation point. The function sums the energy from the nucleation to a convergent location or the free edge of a detail.

$$H = \int \frac{E}{I} dv$$

Where: H = Cyclic damage; E = Available internal energy; I = Distance decay function

The values are integrated over a volume. An exception is integration over an area when a plane of failure is known

Conclusion

Forcing current finite element output into a stress-life analysis that was developed, refined, and accepted for slide rule techniques cannot optimize results. Fatigue analysis must fully utilize the full power of finite elements without introducing excessive subjective inputs. Highly precise finite element results give great insight into local stress fields. Finite elements should never have its capabilities “adjusted” to fit outdated methods. The adjustments can result in significant loss of knowledge.

Energy scalar values are highly effective in updating stress-life for use in the finite element age. Experimental data can be much more objectively integrated with finite element analyses when net section stress, uniform stress, and concentration factors are not required to select test data.

Stress concentration factors are straightforward for many simplified test articles. This is not true for finite element output of most design configurations. Finite elements provide the opportunity to extract significant local stress-field information. The stress-field information comes at the cost of not being able to determine stress concentration factors without the loss of knowledge. Knowledge should never be lost in an attempt to retain older methods that were not developed to fully utilize finite element methods.

Stress is not the primary driver of cyclic load damage. Energy is a more physics-based direct value in the calculation of damage. Using energy-life in lieu of stress-life will provide a clearer more objective physics-based approach that can effectively unify finite element, energy-life testing, and fracture mechanics.

References

1. Neuber H. Theory of Notch Stresses: Principals for Exact Stress calculations. J. W. Edwards, 1946
2. Pilkey W.D., Peterson’s Stress Concentration Factors, John Wiley & Sons, New York NY USA. 2nd ed. 1997
3. Urban, M.R., Bauer, G., Meyer, T.G., Ghoshal, A., Bordick, N., Integrated Statistical Stress Life Analysis Methodology Utilizing Local Stress Fields. AHS Forum 66, Phoenix Az, May 11-13 2010
4. Urban, M.R., Fatigue Analysis of a Paper Airplane, Covenant Books Murrells Inlet South Carolina USA, ISBN 979-8-88851-419-1, 2023.

Спосіб розрахунку втомої довговічності елементів авіаційної техніки за концепцією еквівалентних напружень

Розглянуто задачі прогнозування циклічної довговічності стержнів при одновісному багатоцикловому асиметричному навантаженні та тонкостінних циліндричних оболонок в умовах двовісного багатоциклового комбінованого навантаження. Розв'язки ґрунтуються на використанні концепції еквівалентних напружень та класичних критеріїв довготривалого руйнування.

1. Вступ

Однією з основних причин передчасного виходу з ладу багатьох відповідальних деталей сучасних машин та елементів конструкцій є втома. Актуальною є проблема забезпечення довготривалої працездатності елементів конструкцій сучасної авіаційної техніки, які експлуатуються під дією широкого спектру статичних, циклічних, багатовісних навантажень. Розв'язок такого класу задач будуватиметься, як правило, із використанням різного роду емпіричних співвідношень або експериментально на основі даних натурних випробувань.

В роботі розглядається підхід, який ґрунтується на концепції еквівалентних напружень та дозволяє асиметричні цикли навантаження звести до симетричного, а складний напружений стан до одновісного. Структура еквівалентних напружень задається, виходячи із гіпотези існування єдиної діаграми граничних напружень в нормованій системі координат, яка є інваріантною по відношенню до числа циклів до руйнування.

Мета роботи полягає в експериментальній апробації методу розрахунку довготривалого руйнування внаслідок втоми за умов одновісного асиметричного та двовісного комбінованого навантаження.

2. Прогнозування втомої довговічності при одновісному асиметричному навантаженні.

Розглядається довготривале руйнування призматичних ізотропних стержнів внаслідок багатоциклової втоми за умов одновісного асиметричного розтягу-стиску, згину, кручення. Умови навантаження задаються співвідношеннями виду

$$\begin{cases} \tilde{\sigma} = \sigma_m + \sigma_a \sin(2\pi n); & \sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a < \sigma_Y & (a) \\ \tilde{\sigma}^b = \sigma_m + \sigma_a^b \sin(2\pi n); & \sigma_{\max}^b = \sigma_m + \sigma_a^b < \sigma_Y & (b) \\ \tilde{\tau} = \tau_m + \tau_a \sin(2\pi n); & \tau_{\max} = \tau_m + \tau_a < \tau_Y & (в) \end{cases} \quad (1)$$

де $\tilde{\sigma}$, $\tilde{\sigma}^b$, $\tilde{\tau}$ – змінні напруження асиметричного циклу розтягу-стиску, згину, кручення; σ_m – середнє напруження; σ_a , σ_a^b , τ_a – амплітуди циклічного

напруження розтягу-стиску, згину, кручення; $\sigma_{\max}$, $\sigma_{\max}^b$, $\tau_{\max}$ – максимальні напруження в циклі; σ_Y – межа течії матеріалу стержня; $n = ft$ – число циклів навантаження; ($f \geq 10$ Гц) – частота навантаження; t – фізичний час.

Концепція еквівалентних напружень за умов асиметричного навантаження. Застосовується концепція еквівалентних напружень, яка дозволяє асиметричний цикл навантаження звести до еквівалентного симетричного. Структура еквівалентних напружень задається виходячи із гіпотези існування єдиної діаграми граничних напружень в нормованій системі координат, яка є інваріантною стосовно числа циклів до руйнування n_R . В якості еквівалентного напруження розглядаються обмежені межі втоми $\sigma_n(n_R)$ при симетричному циклі навантаження. Таким чином, асиметричне циклічне навантаження (1а) зводиться до еквівалентного стосовно n_R симетричного циклу.

$$\tilde{\sigma} = (\sigma_a)_{eqv} \sin(2\pi m), \quad (\sigma_a)_{eqv} = \left[\cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_B}\right) \right]^{-\eta} \sigma_a = \sigma_n(n_R), \quad (2)$$

де $(\sigma_a)_{eqv}$ – амплітуда еквівалентного напруження симетричного циклу; σ_B – межа короткочасної міцності матеріалу пластини; η – коефіцієнт чутливості матеріалу до асиметрії циклу навантаження. Аналогічним чином можна записати навантаження для (1б), (1в).

Вважаємо, що руйнування стержнів внаслідок втоми є наслідком розвитку процесу пошкодження. Кінетика накопичення пошкоджень внаслідок втоми задається еволюційним рівнянням виду

$$\frac{d\omega_f}{dn} = D \left(\frac{\sigma_{eqv}(n)}{1 - \omega_f} \right)^q, \quad (3)$$

де ω_f – скалярний параметр пошкодження, що змінюється від 0 при $n = 0$ до 1 при $n = n_R$; n_R – число циклів до руйнування; q , D – матеріальні константи, які визначаються з кривих втоми при симетричному циклі для кожного виду навантаження, відповідно.

Рівняння для розрахунку числа циклів до руйнування стержнів внаслідок втоми отримано інтегруванням (3) має вид

$$n_R = \frac{1}{(1+q)D[(\sigma_a)_{eqv}]^q} \quad (4)$$

Для гладкого стержня еквівалентне напруження σ_{eqv} в (3) співпадає з (2).

Коефіцієнти для розрахунків визначені за методикою роботи [1] та наведені в таблиці.

Таблиця

Сплав	σ_B , МПа	q	D , МПа $^{-q} \cdot \text{цикл}^{-1}$	η
Д16Т <i>Розтяг-стиск</i>	529,7	10,852	$4,797 \cdot 10^{-33}$	1,57
Сталь2 <i>згин</i>	354,1	4,65	$6,852 \cdot 10^{-18}$	0,75
SAE4340 <i>кручення</i>	737	12,39	$1,154 \cdot 10^{-38}$	0,7

Експериментальна апробація. Результати розрахунків довговічності стержнів внаслідок втоми, отримані за рівнянням (4) для декількох фіксованих значень середнього напруження циклу представлені на Рисунок 1. Суцільними лініями нанесені криві втоми за умов симетричного ($\sigma_m = 0$, $\sigma_m^b = 0$, $\tau_m = 0$) циклу напружень.

Експериментальні дані запозичені з робіт [1-3]

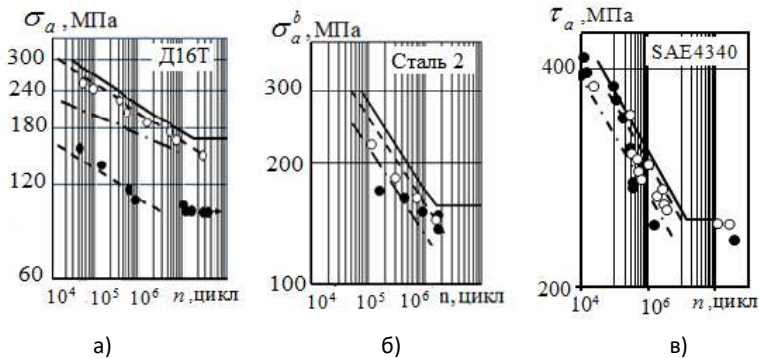


Рисунок 1. Розрахункові (лінії) та експериментальні (маркери) результати циклічної довговічності стержнів при а) асиметричному розтягу–стиску, сплав

Д16Т[1] при $\sigma_m = 98,1$ (—, ○), 392 (---, ●) МПа та $\sigma_m = \sigma_a$ (---);

б) асиметричному циклічному згині, сталь2 [2] при $\sigma_m^b = 108$ (—, ○), 177 (---, ●) МПа; в) асиметричному циклічному крученні, сталь SAE4340 [3],

$\tau_m = 147$ МПа (—, ○), 196 МПа (---, ●)

3. Прогнозування втомиї довговічності в умовах двовісного багатоциклового комбінованого навантаження.

Розглядається руйнування внаслідок втоми тонкостінних циліндричних оболонок за умов комбінованого навантаження симетричним циклічним розтягом-стиском зусиллям симетричним циклічним крученням

$$\begin{cases} \tilde{\sigma} = \sigma_a \sin 2\pi n; \\ \tilde{\tau} = \tau_a \sin 2\pi n, \end{cases} \quad (5)$$

Як критерій руйнування внаслідок втоми тонкостінних циліндричних оболонок за умов двовісного комбінованого навантаження (5), що визначають довговічність оболонок, розглядаються критерій максимальних нормальних напружень,

$$\sigma_{1a} = \frac{\sigma_a}{2} + \sqrt{\left(\frac{\sigma_a}{2}\right)^2 + \tau_a^2} = \sigma_n(n_R), \quad (6)$$

критерій максимальних дотичних напружень – у вигляді

$$\sigma_{1a} - \sigma_{3a} = 2\sqrt{\left(\frac{\sigma_a}{2}\right)^2 + \tau_a^2} = \sigma_n(n_R) \quad (7)$$

і критерій питомої енергії формозміни – у вигляді

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{2\sigma_a^2 + 6\tau_a^2} = \sigma_n(n_R), \quad (8)$$

де σ_{1a} й σ_{3a} – амплітудні значення головних напружень.

Вважається, що критерії руйнування мають задовольняти критичним значенням характеристик втоми, у якості яких розглядаються обмежені межі втоми $\sigma_n(n_R)$ за умов одновісного навантаження розтягом-стиском. Функція $\sigma_n(n_R)$, що задає залежність між обмеженою межею втоми σ_n й числом циклів до руйнування n_R за умов одновісного навантаження розтягом-стиском, конкретизується у вигляді

$$n_R = \frac{1}{(1+q_\sigma)D_\sigma(\sigma_n(n))^{q_\sigma}} \rightarrow \sigma_n(n) = \frac{1}{[(1+q_\sigma)D_\sigma n_R]^{1/q_\sigma}}, \quad (9)$$

який задовольняє еволюційному рівнянню (3).

Розв'язкові рівняння для довговічності n_R оболонок внаслідок втоми при двовісному навантаженні для вищезазначених класичних критеріїв знаходимо підстановкою (9) в (6)–(8).

Експериментальна апробація.

Результати розрахунку циклічної довговічності внаслідок втоми тонкостінних циліндричних оболонок за умов комбінованого навантаження циклічним розтягом-стиском та циклічним крученням із конструкційної сталі JIS SNCM8 при різних значеннях $\nu = \tau_a/\sigma_a$ представлено на рис. 2. Коефіцієнти для сталі JIS SNCM8 визначені з кривої втоми при симетричному розтягу-стиску ($D_\sigma = 1.154 \cdot 10^{-38}$ МПа^{-q} цикл⁻¹, $q_\sigma = 12.39$). Маркерами нанесені дані експериментів, що запозичені з [4].

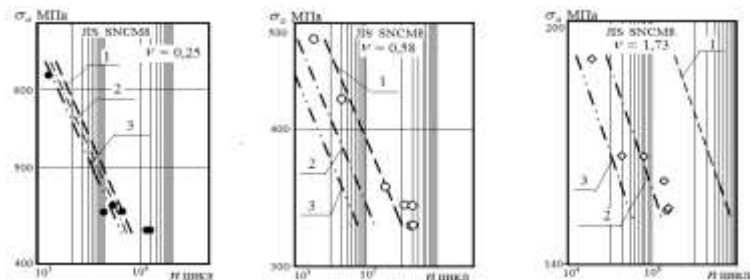


Рисунок 2. Розрахункові (лінії) та експериментальні (маркери) результати циклічної довговічності тонкостінних циліндричних оболонок сталі JIS SNCM8 при комбінованому навантаженні циклічним розтягом-стиском та циклічним крученням за критеріями (2.2) (— —), (2.3) (— · —), (2.4) (— · · —).

Висновки

Підхід щодо розрахунку втомної довговічності елементів конструкцій за умов одновісного асиметричного навантаження, що ґрунтується на концепції еквівалентних напружень, може розглядатись як один із найбільш ефективних підходів до розв'язку такого класу задач. Отримано задовільне узгодження результатів розрахунків з експериментальними даними, запозиченими з літератури. При розрахунку втомної довговічності елементів в умовах багаточиклового комбінованого навантаження точність залежить, насамперед від відповідності структури критерію руйнування внаслідок втоми до вихідної пластичної властивості матеріалу. При збільшенні значення $\nu = \tau_a / \sigma_a$ найкраще узгодження з експериментальними даними зміщується від розрахунків за критерієм максимальних нормальних напружень до критерій питомої енергії формозміни.

Список літератури

1. Golub V.P., Plashchynska A.V., Romanov O.V Determining the Fatigue Life of Prismatic Bars Under Uniaxial Asymmetric Tension–Compression// Int. Appl. Mech., 2023. – Vol. 59, N5. – P. 585 – 593
2. Афанасьев Н.Н. Усталость судостроительной стали // Сб. трудов Института строительной механики. – Киев: Изд-во АН УССР, 1948. – Том 9. – С. 37-65.
3. Findley W.N., Mergen F.C., Rosenberg A.H. The effect of range of stress on fatigue strength of notched and un notched SAE 4340 steel in bending and torsion // Proc. of the ASTM. – 1953. – Vol. 53, pp. 768-785.
4. Tanaka K., Matsuoka S. The strength of JIS SNCM8 steel under combined alternating stresses // Advances in research on the strength and fracture of materials. – New-York : Pergamon Press, 1978. – Vol. 28. – P. 1161-1168.

Effect of Stiffening Components on Secondary Bending in Multi-Row Lap Joint Structures

The problem of secondary bending in multi-row lap joints remains a critical aspect of structural integrity. This paper examines the effect of a stiffening element (stringer), modeled in Ansys R21 using FEM, on the magnitude of secondary bending stresses. Preliminary findings indicate considerable stress reduction, though further model refinement is required for realistic structural assessment.

1. Introduction

One of the key distinctions between longitudinal fuselage joints and laboratory lap-joint specimens is the presence of longitudinal stiffening elements—stringers. Vlieger (1994) investigated the effect of stiffening elements on the fatigue strength of lap joints. In that study, the stiffening element was represented by a thin, narrow plate, which was found to have an insignificant influence on the overall fatigue performance of the joint. However, modern stringers possess a fundamentally different structural configuration. Their cross-sectional geometry is designed to ensure adequate bending stiffness and to support the skin against local buckling.

As a result, the geometric characteristics of contemporary stringers are substantially greater than those of the thin plate used in Vlieger's research, particularly in terms of the polar moment of inertia - parameter governing torsional resistance. Furthermore, in real fuselage structures, each stringer is attached to a frame through a stringer clip. The combination of these two factors suggests that the stringer can resist twisting induced by secondary bending in lap joints.

Therefore, investigating the influence of stringers on secondary bending represents a promising direction for reducing the detrimental effects of this phenomenon in aircraft structures.

2. Methodology and materials

Building upon these considerations, the present study focuses on evaluating how the presence and configuration of a stringer influence secondary bending stresses in multi-row lap joints. To achieve this objective, a finite element (FE) model was developed to simulate a representative lap-joint specimen commonly used in laboratory testing.

The model represents two overlapping aluminum sheets connected by three rows of rivets, with three rivets per row. Three configurations were analyzed: a joint without a stringer, a joint with a conventional open-section stringer from the B737-200 fuselage structure, and a joint with a closed-section stringer modeled as a rectangular tube. While the latter design is not used in real aircraft structures, it was included to investigate the potential effect of a closed section, which is known to provide greater torsional rigidity. This consideration is particularly relevant since secondary bending induces a twisting response in the stringer.

The following section provides a detailed description of the modeling parameters, material properties, boundary conditions, and results obtained from the nonlinear FE analysis.

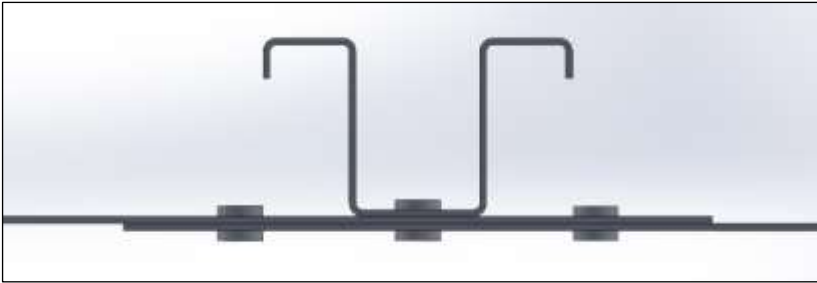


Figure 1 – Lap splice joint with head section stringer



Figure 2 - Lap splice joint with tube section stringer

The dimensions for the model were selected according to standard B737-200 parameters: skin thickness – 0.9 mm, rivet diameter – 4 mm, and stringer thickness – 0.86 mm. To simplify the analysis and isolate the effect of the stringer, protruding head rivets (not countersunk like in fuselage structure) were used, as countersunk rivets significantly influence stress concentration. At this stage, only static loading conditions were considered, with the objective of evaluating the difference between secondary bending stresses in the regular zone (away from hole-induced concentration) and the nominal stresses. The materials applied were: Al 2024-T3 for the skin and Al 7075-T6 for the stringer. A nominal tensile stress of 80 MPa was applied to the model. Since stress concentration could lead to values exceeding the yield limit of aluminum alloys, a bilinear stress–strain diagram was implemented to account for nonlinear behavior. Solid elements were used for the FEM model. The boundary conditions consisted of a movable hinge and a fixed hinge at the sheet edges, with the load applied to the movable side.

3. Preliminary results and discussion

Initially, the calculation without stringers was performed. This nonlinear analysis demonstrated that under nominal stresses of 80 MPa, the total through-

thickness stresses at the most loaded rivet row (the first row on the loading side) varied from 180 MPa in the maximum tensile zone to -30 MPa in the maximum compressive zone in the regular region away from stress concentrations. Thus, in this case, secondary bending stresses even exceeded the nominal applied stresses.

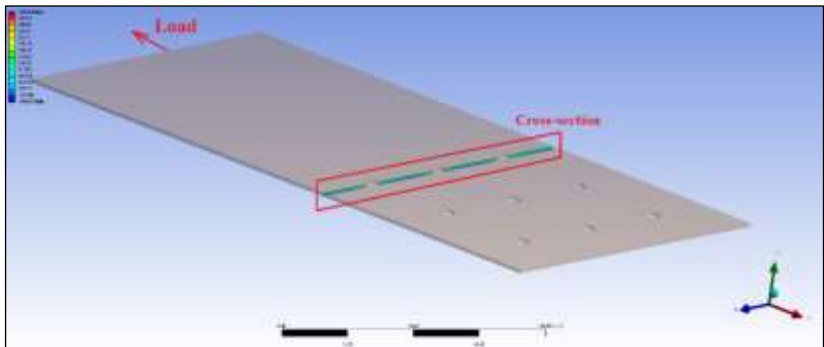


Figure 3 - Example of cross-section for normal stresses checking

When the stringer was modeled as attached only to the sheet via rivets, it rotated freely in the direction of lap joint bending. The FEM results confirmed this behavior with a 90% correlation. However, in reality, the rotation of the stringer is restricted by the stringer clip, which attaches it to the frame. To approximate this effect, an idealized model was developed, assuming the stringer to be perfectly clamped at the frame attachment, fully preventing torsional rotation at this point.

The results demonstrated significant differences. For the lap joint with an open-section stringer, the secondary bending stresses in the same regular zone ranged from 50 MPa to 110 MPa through the sheet thickness. For the lap joint with a closed-section stringer, the stresses in the same region ranged from 70 MPa to 90 MPa.

These results highlight that, while the idealized model requires further refinement to account for the actual stiffness of the stringer clip, the presence of a stiffening element considerably reduces secondary bending stresses in multi-row lap joints.

Table 1

Normal through-thickness stresses at first rivet row			
	Without stringer	Head section stringer	Tube section stringer
σ_{max}	180 MPa	110 MPa	90 MPa
σ_{min}	-30 MPa	50 MPa	70 MPa

Conclusion

Although the model considered in this study was idealized and differs from real aircraft structural configurations, the obtained results are significant. They demonstrate that accounting for stringer attachment conditions has a substantial

influence on secondary bending stresses. This finding highlights the importance of considering both the torsional stiffness of the stringer and its fastening to the frame when analyzing the structural behavior of lap joints.

References

1. A., H. (1954). *A comparative investigation on the influence of sheet thickness, type of rivet and number of rivet rows on the fatigue strength at fluctuating tension of riveted single lap joints of 24 ST Alclad sheet and 17 S rivets*. Amsterdam: NLR.
2. H., V. (1994, September 1). Results of uniaxial and biaxial tests on riveted fuselage lap joint specimens. *FAA/NASA International Symposium of Advanced Structural Integrity Methods for Airframe Durability and Damage Tolerance*, pp. 911–930.
3. J., H. A. (1969). *The effect of secondary bending on the fatigue strength of 2024-T3*. Amsterdam: NLR.
4. J., S. (2009b). Fatigue damage in aircraft structures, not wanted, but tolerated? *Int. J. Fatigue* 31, 998–1011.
5. Niu, M. C. (1997). *AIRFRAME STRESS ANALYSIS AND SIZING*. HONG KONG: CONMILIT PRESS LTD.
6. Skorupa, A. (2012). *Riveted Lap Joints in Aircraft*. Dordrecht: Springer Science+Business Media.

*М.М. Свирид, к.т.н., доцент (ДУ «Київський авіаційний інститут», Україна)
С.А.Толстой, завідувач відділення (Київський авіаційний фаховий коледж, Україна),
С.М. Бурейко, студентка 3 курсу
Д.В. Фіалковський, студент 3 курсу
(ДУ «Київський авіаційний інститут», Україна),
Я. Д. Волочнюк, студент 3 курсу (Київський авіаційний фаховий коледж, Україна),*

Вплив магнітної складової на параметри застигання епоксидних клеїв і смол для виробничих потреб.

Розглянуто вплив зовнішнього енергетичного впливу на структурні і фізичні зміни зшитой складової епоксидних смол і клеїв. Визначені активні параметри зміни фізичних і механічних параметрів епоксидних смол та клеїв при внесенні нанопорошків в технологічний заміс епоксидної маси. Широко представлені технологічні прийоми зміни основних параметрів об'ємної епоксидної маси для виробництва та склеювання деталей із алюмінієвих сплавів та сталей.

Загальний цикл застигання епоксидних сумішей проводиться в термічних печах при температурах 150...250 С⁰. Новітні технологічні прийоми дають можливість уникати використання нагрівального обладнання в зв'язку з енергетичними затратами.

Нетермічні ефекти застигання епоксидної смоли (ЕС) під впливом в роботі [1] розглянуто ультразвукові замітники енергії активації за рахунок внутрішнього нагріву. Вказано, що нетермічний ефект ультразвуку має вплив на вібраційну міцність при збереженні хімічних зв'язків. Більше того, аналіз молекулярних орбіталей на межі показав, що хімічна реакційна здатність молекул епоксидної/аміної смоли збільшилася, а енергетична заборонена зона зменшилася майже на 16% під впливом ультразвуку.

Двокомпонентні епокси-амінні органічні покриття для антикорозійного застосування на таких конструкціях, як автомобілі, мости, вітряки, нафтові платформи, для затвердіння потребують сумісних процесів ступінчастої полімеризації обох груп епоксидних з амініними затверджувачами. В процес включаються реакції розкриття епоксидних кілець з утворенням декількох груп амінів формуючи розгалуження або зшивання.

Враховуючи, що епоксидна смола є полярною речовиною і під впливом електричного і магнітного полів її молекули орієнтуються дипольними моментами в об'ємі виробу або при склеюванні в проміжку між металічними поверхнями. Зорієнтовані молекули посилюють механізми склеювання металів за рахунок підвищеного змочування поверхні металу епоксидним клеєм. ЕС класична гетероциклічна сполука характеризується наявністю у молекулі оксиранового епоксидного кільця, для смоли ЕД-20, відображається як C₂₁H₂₅ClO₅. Хімічні процеси зшивання молекул підсилюються вмістом різних кореагентів, при цьому результат реакції, тривимірна термореактивна структура по всьому об'єму деталі. Підвищена температура затвердіння прискорює процеси стехіометрії суміші смоли та затверджувача.

Оцінку кінетичних параметрів затвердіння на кожному етапі процесу епоксидно-амінної полімеризації проводилася різними авторами на великому спектрі епоксидних смол [2], [3.], [4 [5] та затверджувачів [6.], [7.], [8] з використанням каталізаторів [9], [10], [11].

Як відомо магнітне поле формується при переміщенні електронів в вузлах кристалічної ґратки. Передбачене направлення електричного поля провокує виникнення магнітного поля направленого в одному напрямку але хвильові сигнали розташовуються під кутом 90^0 з відповідними енергетичними показниками. Отже електричні і магнітні поля одночасно впливають на все, що існує в природі, особливо в період розвитку їхнього внутрішнього стану або суцільного переміщення в об'ємі електромагнітних хвиль навколишнього середовища.

Проте взаємодія МП з достатньо великою масою молекули епоксидного клею в період застигання чи внутрішніх термічних змін використовує інший механізм структурного формування молекулярного зшивання. Суть якого полягає в дипольному діаманітному походженні епоксидних смол. Молекула «диполь» буде слідувати згідно направленню МП. Вплив МП на трансформацію структурної складової діаманітних неметалічних матеріалів проходить в період формування їх застигання або розм'якшення. Процеси застигання епоксидних смол або клеїв досягають стану гелію за 24 години, або при нагріванні значно швидше, проте склоутворення подовжується більше ніж 72 години до повного формування об'ємної структури. Такий довгий час можливо зменшити за рахунок збільшення кількості затверджувача, що змінить хід хімічних реакцій при формуванні кінцевого продукту та погіршить його параметри.

Проте цей недолік дає можливість на протязі реального часу впливати на молекулярну структуру магнітним або електричним полями. Швидкісні параметри впливу МП значно перевищують швидкість

застигання або зшивання молекулярної структури епоксидних смол і клеїв, що дозволяє поступово переміщувати дипольну структуру в заданому напрямку. Дана технологічна можливість дозволяє оперувати параметрами впливу на формування структурної складової епоксидних смол і клеїв в умовах зміни їх структурної складової на протязі всього виробничого часу при формуванні об'ємної маси виробу.

Таким чином ціллю нашого дослідження є розробка технологічного процесу застигання епоксидної смоли (ЕС) при конструюванні необхідних деталей формуючи їх структурні силові порядки або умови склеювання металічних поверхонь епоксидним клеєм за енергетично зберігаючими технологіями ефекту нетермічного застигання.

Основою клейових технологічних операцій є забезпечення: - адгезії епоксидних клеїв за рахунок утворення подвійного електричного шару на межі розділу між клеєм та матеріалом; - когезії самого епоксидного клею. Епоксидні клеї як і смоли є діаманетичні які поляризуються маючи набуті властивості витіснення з міжполярної зони МП, проте його вплив дуже слабкий на структурну складову смол і клеїв. Значного впливу, при формуванні

структурної складової надають домішки композиційних матеріалів з підвищеної магнітної сприйнятливості.

Необхідним параметром кінцевого продукту суміші «епоксидна смола – затверджувач» є когезійна міцність яка забезпечується хімічними зв'язками, щільністю зшивання молекул та механічною складовою в об'ємі затверділого матеріалу і залежить від технологічних прийомів і використання енергетичних потоків якими є електричні і магнітні поля і їх різновиди.

Поточні дослідження зосереджено саме на зміні когезійних властивостей полімерної матриці, оскільки МП впливає на внутрішні процеси при формуванні сітки розташування і направлення молекул, що є основою в об'ємі матеріалу. Фіксація маси виробу проходить в рідкофазній стадії з переходом в стадію гелеутворення контролюючи рухливість молекулярних ланцюгів. Автори [12] досліджували полімеризацію композитів на основі полілактидного полімеру та епоксидної смоли в середовищі постійного магнітного поля $B=0,5$ Тл та без впливу магнітного поля. Композити містили домішки магнетиту Fe_3O_4 разом з кристалічною целюлозою за масою до 30%, та крохмалю до 10%. При цьому підвищувалася міцність на розтяг та вигин, ударна в'язкість. Збільшувалась стійкість хімічних показників, водопоглинання, морозостійкості, стійкості до кислот та лугів. Електронний мікроскоп відзначив, що вплив МП на суміш ЕС насиченою модифікаторами з кристалічної будови феромагнітного класу Fe_3O_4 під дією МП ($B=0,5$ Тл) містять менше вуглецю (діамагнетик) і кисню (парамагнетик) при цьому збільшується масова кількість заліза в порівнянні до умов без впливу магнітного поля. Це пояснюється переміщенням елементів під впливом направленої МП. Феромагнетик втягується в магнітний потік і підвищує його зусилля в тисячі разів, а парамагнітний кисень на соті долі проценту. Діамагнітний вуглець зовсім виштовхується в перпендикулярному напрямку до направлення МП, якщо він переміщається або знаходиться в потоці магнітних ліній.

Висновки

1. Показано направлення зміни фізичних параметрів при взаємодії магнетиту на процес склування в об'ємній масі епоксидної смоли під дією магнітного поля ($B=0,5$ Тл).

2. Відмічено переміщення хімічних елементів по структурі епоксидної смоли під впливом магнітного поля в напрямку перпендикулярному до потоку магнітних ліній заліза в середину магнітного потоку з зусиллям в тисячі разів а кисню надолі процента меншим. Вуглець в силу своїх діамагнітних властивостей виштовхується з магнітного потоку.

3. Додавання оксиду алюмінію при підготовуванні епоксидного клею збільшується температура експлуатації з'єднаних деталей у виробі.

Список літератури

1. Study on Curing Kinetics and the Mechanism of Ultrasonic Curing of an Epoxy Adhesive Polymers **2022**, 14(3), 512; <https://doi.org/10.3390/polym 14030512>.

2. Бхунія, С.; Нійорі, Д.; Марру, П.; Неорі, С. Моделювання кінетики затвердіння епоксидних смол, затверділих аміном, для вакуумного інфузійного

формування. Can. J. Chem. Eng.; 2014; 92 , стор. 703-711. DOI: <https://dx.doi.org/10.1002/cjce.21862>

3. Екбрант, БЕФ; Сков, А.Л.; Даугард, А.Є. Епоксидно-багаті системи з перевагою естерифікації над амін-епоксидними реакціями для третинних амініх прискорювачів. Макромолекули ; 2021; 54 , с. 4280-4287. DOI: <https://dx.doi.org/10.1021/acs.macromol.0c02630>

4 Гаффарі, М.; Ехсані, М.; Хонакдар, Х.А.; Ван Аше, Г.; Террін, Х. Оцінка кінетичних параметрів затвердіння системи епоксидна смола/ поліаміноамід/ наносклопластика за допомогою неізотермічної диференціальної скануючої калориметрії. Thermochim. Acta ; 2012; 533, с. 10-15. DOI: <https://dx.doi.org/10.1016/j.tca.2012.01.009>

5. Ласкано, Д.; Кілес-Каррільо, Л.; Баларт, Р.; Боронат, Т.; Монтанес, Н. Кінетичний аналіз затвердіння частково біорозробленої епоксидної смоли з використанням динамічної диференціальної скануючої калориметрії. Полімери ; 2019; 11 , 391. [DOI: <https://dx.doi.org/10.3390/polym11030391>

6. Ван, Дж.; Бу, З.-Ю.; Сюй, К.-Дж.; Лі, Б.-Г.; Фан, Х. Вивчення нових амін-адуктів-затверджувачів для епоксидних смол: полі(пропіленімінові) дендримери, модифіковані бутилгліцидилетером. Thermochim. Acta ; 2011; 519 , с. 72-82. [DOI: <https://dx.doi.org/10.1016/j.tca.2011.02.038>]

7. Лю, Ю.; Ван, Дж.; Сюй, С. Синтез та кінетика затвердіння затверджувачів на основі карданолу для епоксидної смоли шляхом деполімеризації параформальдегіду in situ. J. Polym. Sci. Part A Polym. Chem. ; 2014; 52 , стор. 472-480. DOI: <https://dx.doi.org/10.1002/pola.27018> 8. Маккой, Дж. Д.; Ансіпінк, В. Б.; Кларксон, К. М.; Кропка, Дж. М.; Селіна, М. К.; Гірон, Н. Г.; Хайлесілассі, Л.; Фредж, Н. Механізми затвердіння епоксидної смоли дигліцидилового ефіру бісфенолу А (ДГЕБА) з діетаноламіном. Polymer ; 2016; 105 , с. 243-254. [DOI: <https://dx.doi.org/10.1016/j.polymer.2016.10.028>]

9. Чой, С.; Джаніс, А.П.; Лю, К.; Дуглас, Е.П. Вплив додавання води на кінетику затвердіння епокси-амінного термореактивного матеріалу. J. Polym. Sci. Part A Polym. Chem. ; 2011; 49 , стор. 4650-4659. DOI: <https://dx.doi.org/10.1002/pola.24909>], [10 Хесабі, М.; Салімі, А.; Бехешті, М.Х. Вплив третинних амініх прискорювачів з різними замісниками на кінетику затвердіння та реакційну здатність епоксидної/дициандіамідної системи. Polym. Test.; 2017; 59 , стор. 344-354. DOI: <https://dx.doi.org/10.1016/j.polymertesting.2017.02.023>]

10.1002/pola.24909], [10 Хесабі, М.; Салімі, А.; Бехешті, М.Х. Вплив третинних амініх прискорювачів з різними замісниками на кінетику затвердіння та реакційну здатність епоксидної/дициандіамідної системи. Polym. Test.; 2017; 59 , стор. 344-354. DOI: <https://dx.doi.org/10.1016/j.polymertesting.2017.02.023>]

11. Хаяти, М.; Хонаркар, Х.; Бехешті, М.Х. Поведінка затвердіння системи дициандіамід/епоксидна смола з використанням різних прискорювачів. Iran. Polym.J; 2013;22, с. 591-598. DOI: <https://dx.doi.org/10.1007/s13726-013-0158-y>].

12. Modification of the Properties of Polymer Composites in a Constant Magnetic Field Environment Ewa Miękoś 1,*, Michał Cichomski 2, Marek Zieliński 1, Tomasz Klepka 3, Dariusz Sroczynski 1, Anna Fenyk Materials (Basel) . 2021 Jul 7;14(14):3806. doi: 10.3390/ma14143806.

M.Karuskevych, Dr.Sc.,
T.Maslak, Ph.D.,
S.Ignatovych, Dr.Sc.,
O. Karuskevych, Ph.D.

(State University "Kyiv's Aviation Institute", Ukraine)

Metal Fatigue Indicators for Planes, Bridges and Gas Transportation Systems

*The concept and recommendations for the application of **Fatigue Indicators for Metal Structures (FIMS)**, developed at the Kyiv Aviation Institute, are presented. Originally designed for aircraft fatigue monitoring, this family of fatigue indicators has been further adapted for use in different metal engineering systems, such as steel bridges and compressed gas transportation systems. The operation of these indicators is based on the concept that the **extrusion–intrusion pattern** formed on a metal surface under cyclic loading can be used to quantitatively assess accumulated fatigue damage.*

1. Introduction.

A fatigue is the main cause of the failure of most metal structures. It is worth noting that the one of the first impetus for studying the phenomenon of metal fatigue was associated with a transportation disaster [1].

In aviation, the recognition of the importance of this issue led to the evolution of design principles: initially, the main criterion was ensuring strength Static Strength Criteria, and later, principles reflecting an understanding of the specifics of structural fatigue were gradually introduced: Safe-Life, Fail-Safe, and Damage Tolerance.

Steel bridges are one more very specific category of the transportation system. Loads on the bridges also cause fatigue damage. These are dead loads, which are the weights of structural and nonstructural members, live loads, which are loads from vehicles, wind, snow, people, and dynamic load [2].

Gas Transportation Systems also require fatigue damage assessment. The loads are generated by internal pressure in pipes, pipelines and cylinders being used in the transportation of natural gas by ships [3].

For metal structures subjected to the irregular repeated loading the challenge is to assess accumulated fatigue damage. The used nowadays Palmgren-Miner's linear damage summation rule provides only an approximate estimate of accumulated damage.

2. Concept of Fatigue Indicator for Metal Structures (FIMS)

It was found early [4] that, as a result of cyclical loading of the aluminium-copper alloy, thin ribbons of material extrude from the slip bands. In the work [5] the extrusion/intrusion pattern on the surface of alclad 2024T3 alloy was proposed to be used as a quantitative indicator of the accumulated fatigue damage. Damage parameter D , describing the saturation of the two-dimensional images of the deformation relief was used in the analysis of the fatigue.

For metal components which do not respond cyclical loading by the surface relief it was proposed to use attachable fatigue indicators made of structurally sensitive metal. Fatigue Indicator for Metal Structures (FIMS) looks like a tiny specimen for fatigue test. Firstly the uniaxial FIMS was developed, and then the idea was extended to the development of a fatigue indicator for biaxial cyclic loading [6].

3. FIMS application for Aircraft.

Fatigue indicators may have a wide range of applications in aviation. At the same time, in terms of practical implementation, the shortest and simplest way to implement such a system into the practical sphere is to use it for monitoring fatigue damage in light aircraft [7]. Fatigue indicator must be installed in the root section of the wing (for cantilever wing), where the bending moment is a maximum one as well as normal stresses. In figure 1 fatigue indicator is shown.

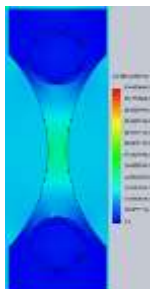


Fig. 1. Fatigue indicator for metal structures

4. FIMS application for steel bridges.

The possibility to use FIMS, originally developed for aircraft, for fatigue monitoring in steel bridges is grounded on a key feature of the FIMS: its surface relief responds cycles of strain regardless material of the inspected structure.

According to the work [8] typical zones pron to fatigue are: Connections between floor beams and the main load-carrying members; diaphragms and cross-bracing connections; coped and cut-short beam ends; orthotropic decks; stringer-to-floor-beam connections; welding; change in section. Following the trend to design Structural Health Monitoring (SHM) systems the complex of data, including strain, temperature, and displacements are collected, but this information do not provide direct information regarding the transformation of the metal microstructure and the level of accumulated fatigue damage.

The first generation of indicators for steel bridges is currently under development. After analysis of bridge components strain it was found that indicators made of alclad alloy 2024T3 are able to respond the operational strains of bridges components made of steels S275 and S355 by formation of extrusion/intrusion structure.

5. FIMS application for Oil and Compressed Gas Transportation Systems.

Work [9] presents a compelling comparison between the human circulatory system and energy transportation systems such as those for oil and gas.

This analogy between technical and biological systems highlights both their complexity and their critical importance. In the work [3] prospects of the compressed natural gas (CNG) transportation on vessels are described. CNG transportation does not require gas liquefaction plants and low temperature storage tanks. The cylinders are subjected to pressure cycles between 2.5 MPa and 25.0 MPa and therefore require dedicated fatigue design.

The commonly used pipelines today are made from materials that comply with API Specification 5L, an international standard developed by the American Petroleum Institute. This standard specifies the technical requirements for steel pipes used in the transportation of oil, gas, and other media. The most popular steel grades include: a) Grade B – a standard carbon steel, and b) high-strength steels such as X42, X52, X60, X65, X70, and X80. To improve the accuracy of the fatigue damage assessment the indicator's mechanical properties should be close to the inspected components. In this connection the Armko iron can be used because of the known property of this metal to manifest persistent slip bands under the action of repeated loads [10].

Conclusion.

The informative parameter of the Fatigue Indicators for Metal Structures (FIMS) reflects a direct sign of metal fatigue - the formation of extrusions/ intrusions deformation relief. The intensity of this deformation relief is closely correlated with the accumulated fatigue damage. Since not all structural materials exhibit the formation of such a deformation relief, fatigue monitoring can be carried out by analysis of attachable fatigue indicators.

It is advisable to install fatigue indicators on the primary structural elements of aircraft, bridges, and gas transportation systems.

References

1. Ribeiro, A., Correia, J., Silva, A., de Jesus, A.. Evolution of fatigue history. *21st Brazilian Congress of Mechanical*. 2011. October 24-28, Natal, RN, Brazil. 1-10.
2. Tabsh, S.W., Nowak, A. S.. Reliability of highway girder bridges. *J. Struct. Eng.*, 1991. 117, 2372-2388. [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)0733-9445\(1991\)117:8\(2372\)](https://doi.org/10.1061/(ASCE)0733-9445(1991)117:8(2372))
3. Knauf, G., Erdelen-Peppler, M., Marewski, U., Reepmeyer, O. Internal pressure fatigue of pipes, pipelines and cylinders. *International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry*, 2007. 499-512.
4. Forsyth, P.J.E. Exudation of material from slip bands at the sur face of fatigued crystals of an aluminium-copper alloy. *Nature*. 1953. 171(4343), 172-173
5. Karuskevich, M, Karuskevich, O, Maslak, T, Schepak, S. Extrusion/intrusion structures as quantitative indicators of accumulated fatigue damage. *Int J Fatigue*, 2012.39, 116-121. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.02.007>

6. Karuskevich, M. , Maslak, T., Vlasenko, Yu., Pejkowski, Ł. Biaxial fatigue indicator // *Procedia Structural Integrity*,59, 2024. 642–649. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2024.04.091>
7. Karuskevich, M., Ignatovich, S. Karuskevich, O., Maslak, T., Pejkowski, Ł., Kurdel, P.. *Fatigue and overstress indicators for ultralight and light aircraft. Fatigue Fract Eng Mater Struct.*, 44(2), 2021. 595–598. <https://doi.org/10.1111/ffe.13396>
8. Haghani, R., Al-Emrani, M., & Heshmati, M. Fatigue-prone details in steel bridges. *Buildings*, 2012. 2(4), 456–476. <https://doi.org/10.3390/buildings2040456>
9. Liepsch, D.W. *Flow in tubes and arteries – a comparison. Biorheology*, 198).23(4), 395–433. <https://doi.org/10.3233/BIR-1986-23408>
10. Wang, C. , Wagner, D. , Wang, Q.Y., Bathias, C. Gigacycle fatigue initiation mechanism in Armco iron. *International Journal of Fatigue*, 2012. 45, 91-97. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.06.005>.