National University “Kyiv Aviation Institute”
Department of Aviation Engineering

Second International Round Table “FATIGUE, WEAR and FRACTURE of ENGINEERING MATERIALS & STRUCTURE”

October 20, 2026

Book of Short Papers

Kyiv - 2026

DOI 10.18372/kai.2026.fwfems

“FATIGUE, WEAR and FRACTURE of ENGINEERING MATERIALS & STRUCTURES”

National University “Kyiv Aviation Institute”
Department of Aviation Engineering
Kyiv. October 20, 2026

Organizing Committee:

Chair:
D.Sc., Prof. Mykhailo Karuskevych
Secretary:
Ph.D., Assoc. Prof. Oleksandr Yakobchuk

Members:
D.Sc., Prof. I.H. Hrabar;
D.Sc., Prof. S.R. Ignatovych;
Prof. Jan Papuga (Czech Republic);
Prof. Jean-Bernard Vogt (France);
D.Sc., Prof. O.O. Mikosianchyk;
D.Sc., Prof. P.O. Marushchak;
Ph.D. Assoc. Prof. M.M. Hladskiy;
Ph.D., Assoc. Prof. T.P. Maslak
Lead Engineer. V.O. Yeltsova

Анотація

У збірнику представлено матеріали доповідей Другого міжнародного круглого столу «Втома, зношування та руйнування інженерних матеріалів і конструкцій» (Fatigue, Wear and Fracture of Engineering Materials and Structures), організованого 20 жовтня 2026 року кафедрою авіаційної інженерії Аерокосмічного факультету Національного університету «Київський авіаційний інститут».

У роботі круглого столу взяли участь науковці та фахівці з України, Індії, Німеччини, Польщі, Франції, Чеської Республіки, Туреччини, Норвегії, Тайваню та США. Тематика представлених доповідей охоплює широке коло актуальних наукових і практичних проблем пощкодження та руйнування матеріалів і конструкцій.

Особливу увагу приділено дослідженню механізмів втомного пошкодження та руйнування, прогнозуванню довговічності матеріалів, впливу мікроструктури на циклічну міцність, корозійно-втомному руйнуванню, трибологічним властивостям матеріалів, а також особливостям поведінки конструкційних матеріалів за складних умов навантаження. Значне місце посідають питання моніторингу технічного стану конструкцій та моделюванню процесів пошкодження.

Збірник відображає сучасні напрями розвитку досліджень у галузі втоми, зношування та руйнування матеріалів і конструкцій, сприяє міжнародному науковому обміну та розвитку міждисциплінарної співпраці.

Ключові слова: втома матеріалів, зношування, руйнування, втомна довговічність, механіка руйнування, корозія, кристалографічна текстура, композиційні матеріали, моніторинг технічного стану, інженерні конструкції.

Abstract

The proceedings present papers delivered at the Second International Round Table on Fatigue, Wear and Fracture of Engineering Materials and Structures, organized on October 20, 2026, by the Department of Aviation Engineering of the Aerospace Faculty of the National University “Kyiv Aviation Institute”.

The event brought together researchers and engineering professionals from Ukraine, India, Germany, Poland, France, the Czech Republic, Türkiye, Norway, Taiwan, and the United States. The presented contributions address a broad range of current scientific and practical challenges in the mechanics of deformation and failure of engineering materials and structures.

Particular attention is devoted to the mechanisms of fatigue damage and fracture, fatigue life prediction, the influence of crystallographic texture and microstructure on cyclic strength, fatigue behaviour of metallic and composite materials, corrosion-fatigue failure, and tribological properties of engineering materials. Other important topics include the behaviour of materials under complex loading conditions, structural health monitoring, additive manufacturing technologies, computational modelling of damage processes.

The proceedings reflect current research trends in fatigue, wear and fracture of engineering materials and structures. They provide a platform for the exchange of scientific knowledge, the presentation of new research findings, and the promotion of international and interdisciplinary collaboration among researchers and engineering professionals.

Keywords: material fatigue, wear, fracture, fatigue life, fracture mechanics, corrosion, crystallographic texture, composite materials, structural health monitoring, engineering structures.

Content

Jan Papuga.
Why Fatigue Life Predictions Do Not Agree with Experiments: Quantifying the prediction scatter through the FABEST benchmark competition…… 5
Laís Ávila de Oliveira Silva, Diana Bondarchuk, Isadora M. O. Anício Costa, Jérémie Bouquerel, Jean-Bernard Vogt.
Fatigue of pearlitic steels……..……... 6
N. V. Smetankina.
Simulation of Bird Strike on an Aircraft Stabilizer Leading Edge…….. 11
Christian Boller
Structural health monitoring in aviation current status and challenges… 14
H. W. Lee.
Modeling high cycle fatigue of FCC aluminum through Microplasticity and entropy production……..…… 15
I. G. Grabar.
Synthesis of percolation-fractal materials using the Brownian point dynamics method……...…… 17
І. Г. Грабар.
Синтез перколяційно-фрактальних матеріалів методом броунівської динаміки точки……. 22
B. P. Maslov.
Phase stress concentration and long-term strength of elastomers with a regular structure ……...…. 27
А. Гребеніков, Д. Конишев.
Метод інтегрованого проєктування хвостової частини фюзеляжу літаків транспортної категорії……..……. 32
Л. В. Капітанова, Д. М. Крицький, В.І. Рябков.
Напрямок збільшення дальності дії БпЛА ударного типу……..…. 41
Tamer Saracyakupoglu.
Corrosion-Induced Fatigue Failure and Partial Separation of a Boeing 747-400F Inboard Foreflap: A Case Study……..…. 45
S. Novoselac, A. Schmidt
Moment-adapted complex invariants Linear Wave Interference (MA-COIN LiWI): Damage accumulation through moment-weighted scaling of S-N parameters……. 50
Michael Urban.
Piecewise linear curves in Holistic fatigue analysis of aerospace components…… 55
A. Mazurkiewicz, Ł. Pejkowski, A. Karolczuk, K. Moj.
Fatigue behaviour and cyclic deformation of 316L stainless steel specimens produced by material extrusion……..…….. 60
O. G. Lisitsyn, Yu. I. Bondar.
Data-Driven Reconstruction of Missing Fatigue and Damage Tolerance Properties of Aircraft Aluminum Alloys…….. 63
O. Mikosianchyk, O. Yakobchuk.

Evaluation of the Tribological Properties of Aviation Lubricants
at Sub-Zero Temperatures……..… 68
Р. В. Білицький, Ю. І. Бондар.
Втомні характеристики металевих деталей, виготовлених
адитивними методами……...…. 72
Р. Мнацаканов, В. Корчук.
Втома, корозія та зношування сталевих канатів……..…….. 77
O. Karuskevych, D. Tsapodoi.
Multiaxial Fatigue Tabletop Testing Machine…… 82
Б. М. Мордюк, О. С. Гаценко, Т. В. Турчак.
Молекулярно-динамічне та експериментальне дослідження
структурних змін приповерхневих шарів сплаву Д16
під впливом УЗУО……..…….. 88
**V. Kislyuk, V. M. Shyvaniuk, I. Zahorulko, Yu. Polushkin,
S. Kotrechko, V. Trachevskij, M. Gumenna.**
Thermo-Mechanical and Photo-Induced Creep Kinetics in Highly-
Deformable EVA Copolymer Films……..…. 93
P. Lukianov.
Rotation of a brittle cylinder with a crack: necessary conditions
for the minimum of the potential energy functional……..….. 98
А. М. Хімко, О. Філоненко.
Проблеми контакту титанових сплавів із композиційними
матеріалами в номінально нерухомих з'єднаннях на літаках
типу Boeing 787 Dreamliner……..…. 101
V. Krasnopolskyi, D. Solin.
Test Challenges of FDM-plastics…….…. 106
O. Zhosan.
Design and Experimental Evaluation of a Hydrostatic Linear
Bearing for a Granite Guideway……..…. 110
**Aline E. Albuquerque Chemin, Vishesh Dharaiya,
Éder Sócrates Najar Lopes.**
Instrumented Cyclic Nanoindentation in Coatings for Medical
Applications – A Review……..…… 113
M. Karuskevych, Dr. Sc., Yu. Bielikova.
Methodology for Accounting for Crystallographic Texture
in Fatigue Crack Research…….…. 119
M. Karuskevych, S. Ignatovych, T. Maslak.
Influence of Rolling Crystallographic Texture on the Fatigue of
Aluminium Alloys……..... 124

J. Papuga, PhD., Chair of FABER CA23109 Action
(Czech Technical University in Prague)

Why Fatigue Life Predictions Do Not Agree with Experiments: Quantifying the prediction scatter through the FABEST benchmark competition

Abstract

Fatigue-life calculations can be remarkably sophisticated, yet their predictions still frequently disagree with experimental results. Why? Is the problem in the material data, the stress analysis, the fatigue model, or in effects that the model simply does not capture?

The presentation will introduce this problem from an engineering perspective, starting with the basic principles of S–N based fatigue-life prediction and gradually addressing the factors that complicate the apparently simple transition from material fatigue data to the life of a real component. Mean stress, size and notch effects, surface condition, residual stresses, loading frequency, material orientation, multiaxial loading and other factors can substantially affect fatigue behaviour. Different methods exist to account for them – but how much does the analyst's choice of method ultimately affect the predicted life?

Simple examplex will demonstrate how seemingly moderate differences in the treatment of such effects can propagate into very substantial differences in predicted fatigue life.

This question is at the heart of FABEST, a benchmark competition organized within FABER – Fatigue Benchmark Repository, COST Action CA23109. FABEST provides participating analysts with a common set of carefully generated experimental input data on a single heat of 42CrMo4 +QT and asks them to predict fatigue behaviour for test cases initially withheld from them. The subsequent comparison with experimental results provides a unique opportunity not only to assess individual prediction methods, but also to quantify the scatter of predictions produced by the fatigue community when solving the same engineering problem from the same starting information.

The experimental campaign and its resulting dataset are therefore an essential foundation of FABEST, but not its final objective. The broader aim is to understand how reliably fatigue life can presently be predicted, which modelling choices contribute most strongly to prediction scatter, and where further methodological development and standardisation are needed.

Laís Ávila de Oliveira Silva[1,] (Dr.), Diana Bondarchuk[2] (BSc), Isadora M. O. Anício Costa [1,**] (Dr), Jérémie Bouquerel[1] (Assit. Prof.), Jean-Bernard Vogt[1] (Emerit. Prof.)*
1 Centrale Lille Institut, France
** now with CBMM, The Netherlands*
2: formerly with Centrale Lille Institut, France and LPNU, Lviv, Ukraine
***: now with CBMM Brazil*

Fatigue of pearlitic steels

Abstract

The paper reports the effect of the interlamellar spacing (72 ± 15 nm and 143 ± 32 nm) on the low cycle fatigue behaviour of a fully pearlitic steel. Low cycle fatigue tests performed under positive strain control at different total strain variations (0.6% ≤ $\Delta\varepsilon_t$ ≤ 1.6 %) show that the interlamellar spacing promotes higher cyclic stress and affects negatively the fatigue resistance. Extrusions/intrusions formed in the α phase independently of the interlamellar spacing.

Introduction

Though carbon steels may appear as old and basic in terms of chemical composition, they are widely employed for any engineering field. Especially, civil engineering is a big consumer of ferrous high strength materials and claim for those that can be produced easily at large scale and at moderate cost. High carbon steels fulfil these requirements. Moreover, they can provide the required performances thanks to the addition of appropriate alloying elements and the right selected heat treatment. For instance, high carbon steels are employed in the form of wires for long span suspension bridges as for the Millau viaduct, crossing the Tarn River valley in the Occitanie region, France. For the cable stays, 1500 tons of grade 1860 high carbon steel were employed [1]. This steel has a yield stress (YS) of about 1750 MPa and an ultimate tensile strength (UTS) of 1860 MPa. In order to reduce the weight of the cable while being able to support the same external load, it is necessary to increase the yield stress of these steels. Basically, steel is an iron matrix enriched with carbon. The microstructure of these steels is fully pearlitic with 0.8 wt. % C Thus, it means that it contains only two phases, the Fe_3C phase and the α phase. Pearlite is typical of a lamellar arrangement resulting of the transformation from the parent austenite phase into the cooperating growth of the Fe_3C phase and the α phase. Contrary to what one might think, a pearlite grain is not a simple material but bears a hierarchical microstructure (see Figure 1a). Indeed, pearlite is organized in blocks or nodules, which comprise colonies. Each colony contains parallel lamellae of Fe_3C phase and α phase. A pearlite block can originate from part of several former austenitic grains.

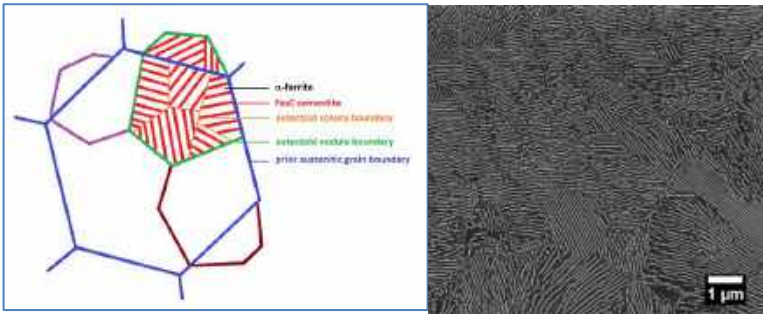


Figure 1: (a, left) Schematic image showing the hierarchical microstructure of pearlite and (b, right) optical micrograph of the coarse lamellar pearlite

Pearlite can be characterized by the interlamellar structure and the very high number of interfaces.

Because civil engineering structures are subjected to cyclic loading, especially bridges and viaducts, it is of interest to understand how the microstructure of pearlite can affect the low cycle fatigue (LCF) of the material. The paper will focus on the determination of crack nucleation site and on the sensitivity of LCF response on one of the microstructural parameters, here the interlamellar spacing (ILS).

Experimental details

The investigated steel contained (in wt. %) 0.776 C, 0.587 Mn, 0.235 Si, 0.020 Cr, 0.020 Ni, 0.009 S, Fe bal. The material was austenitized at 950 °C, then cooled in a lead bath at 540 °C and 640 °C followed by the final cooling in water to room temperature. A metallographic micrograph is shown in Figure 1b where the global microstructure is the same for both soaking temperatures. However, they differ in their ILS, with an ILS of 72 ± 15 nm for the lowest soaking temperature and an ILS of 143 ± 32 nm for the highest soaking temperature. The materials will be referred to fine pearlite (FP) and coarse pearlite (CP) respectively.

LCF tests were performed on specimens with 50 mm in total length, 2.5 mm in gauge diameter and 16 mm in gauge length. Because of a low ratio gauge diameter/gauge length, LCF strain-controlled tests were conducted using a triangular wave form, at different total strain variations (0.6 % $\leq \Delta\varepsilon t \leq$ 1.6 %) with positive values, the minimum one being between 0.05 % and 0.1 % for all tests. The strain rate was kept constant at 4.10^{-3} s^{-1}. The deformation was measured by means of a strain gage extensometer directly stuck on the gauge length. The fatigue life was defined as the number of cycles for which a stress drop of 25% was measured. However, most of the specimen was completely fractured before this value.

Results

Effect of ILS on cyclic stress response

The evolution of the stress response to strain cycling is shown Figure 2a and Figure 2b for the FP and CP materials respectively.

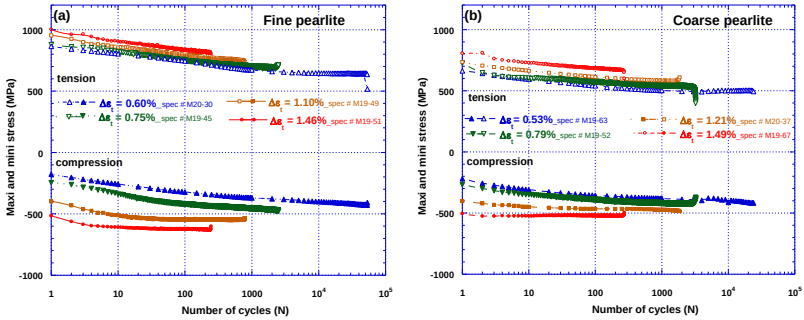


Figure 2: Evolution of the tension stress peak and the compression stress peak with the number of cycles (a) fine pearlite steel, (b) coarse pearlite steel

For both FP and CP materials, though the tests were performed under strictly positive strain values, the stress values are positive at the tension peak and negative at the compression peak. And considering a given strain range, the absolute values of the tension stress are always higher than those of the compression stress. Increasing the applied strain range resulted in higher tensile and compressive stresses. Also, for both FP and CP steels, one can see that the tension stress decreases slowly with the number of cycles while the compression becomes more negative especially at the beginning of cycling. The strong variation in compression and tension stress value occurs in fact during a short part of the fatigue life of these materials, about during the first 5% of the fatigue life. Then the compression stress remains mainly constant for the rest of the fatigue life while the tension stress tends to decrease very weakly up to the final failure. Therefore, the main difference between the FP and CP steels is the higher stress value for the former steel especially in tension.

Effect of ILS on fatigue resistance

The fatigue resistance was evaluated by plotting the total and plastic strain ranges against the number of cycles to failure (Figure 3a) and the stress amplitude recorded at mid-life versus the number of cycles to failure (Figure 3b).
In LCF, it is usual to refer to the Manson-Coffin relation [2] to connect the fatigue life N_f with the plastic strain range $\Delta\varepsilon_p$ with a power law equation such as:

$$\Delta\varepsilon_p = \varepsilon_f \times N_f$$

where ε_f and c are the fatigue ductility coefficient and fatigue ductility exponent, respectively.
For the CP and FP steels, one obtains:

$$\Delta\varepsilon_p = 93.00 \times N_f^{-0.862} \quad \text{for the FP steel}$$
$$\Delta\varepsilon_p = 28.26 \times N_f^{-0.582} \quad \text{for the CP steel}$$

With the criterion based on plastic deformation, the CP steel has a higher fatigue resistance than the FP steel. However, considering the stress amplitude, one can see

with the representation of Figure 3b that now FP is more resistant to fatigue than CP steel.

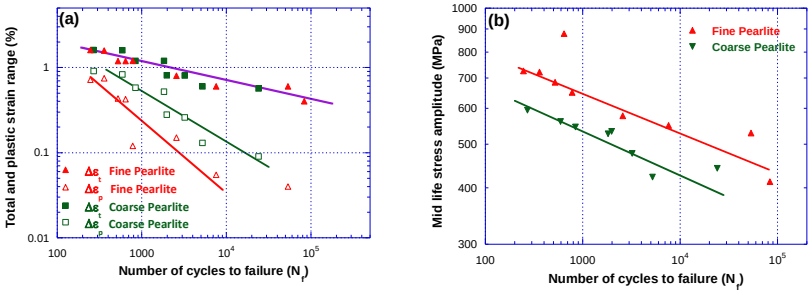


Figure 3: Fatigue resistance of coarse pearlite and fine pearlite based on (a) plastic strain or (b) on stress approach

Fracture surface analysis

The fracture surface imaged with the digital optical microscope allowed to have well focused images with information of the relief (see Figure 4a).

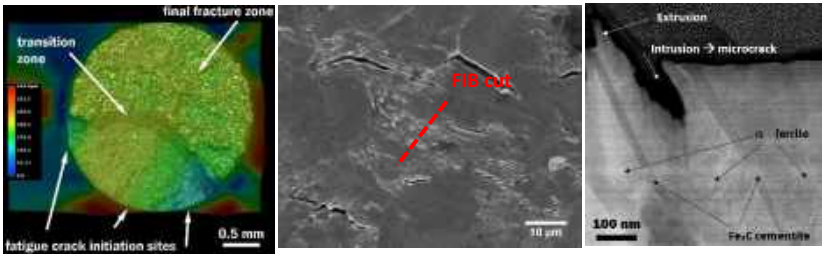


Figure 4: (a, left) Overview of the fracture surface images by digital optical microscopy of the CP specimen after fatigue at $\Delta\varepsilon_t$ = 1.2%, (b, middle) surface relief in the CP induced by cyclic deformation (SEM image) with location of FIB cut for further TEM observations, (c, right) TEM image of the FIB lamella showing an intrusion involving into short crack and an extrusion in α-ferrite

The global morphology of the fracture was nearly the same for both CP steel and FP steel. All fracture surfaces comprise three different zones: a rather flat zone where the crack propagated by cyclic loading, a shiny and flat zone corresponding to the final fracture that occurred during the last tension loading and between them, a narrow transition zone. The wideness of the transition zone was higher in the CP specimen than in the FP ones. The fatigue zone examined by SEM appeared to be transgranular. However, it was difficult and scarce to observe fatigue striations. The

final fracture was typical of a brittle transgranular rupture. The transition zone exhibits a ductile fracture with presence of dimples.

Fatigue crack initiation

The gage parts of both CP and FP materials were observed by SEM (Figure 4b). Extrusions covered the surface with a density that increases with the increase of applied strain. They were more developed in the CP steel than in the FP steel, for which it was not easy to find them especially at low strain range. Extrusions were accompanied by intrusions. Classical metallographic techniques did not allow to determine the crack initiation site in regards with the microstructure. For that, thin foils cut by focused ion-beam milling (FIB) as indicated in Figure 4c were observed by high resolution transmission electron microscopy (HR TEM). Extrusions and intrusions, the latter being the embryos of fatigue short cracks [3], were observed inside the α-ferrite bands. Intrusions were not located exactly along α-ferrite bands/Fe3C cementite interfaces but a little bit shifted.

Conclusion

The present study aimed at investigating the effect of interlamellar spacing in a fully pearlitic steel on the LCF response. Decreasing the ILS increases the cyclic stresses but decreases the fatigue resistance in regards with the Manson Coffin diagram. Fatigue cracks initiate in the α phase for both small and large ILS suggesting that ILS does not affect the very initiation. However, since the fatigue resistance comprises the number of cycles to initiate the embryo and to form the short cracks and since it appears to be ILS dependent, the LCF resistance of pearlitic steels can be managed. Indeed, ILS resulting from heat treatment, the soaking temperature appears to be one of the parameters to optimize the fatigue resistance. More details of the presented results can be found in [4, 5].

References

1. Millau viaduct https://structurae.net/en/structures/millau-viaduct

2. S.S. Manson, Fatigue: A complex subject - Some simple approximations. Experimental Mechanics (1965) doi:10.1007/bf02321056

3 J. Polak and J. Man, Mechanisms of extrusion and intrusion formation in fatigued crystalline materials, Mater. Sci. Eng. A 596 (2013) 15-24 doi/10.1016/j.msea.2013.12.005

4 L. Ávila de Oliveira Silva, G. Adinolfi Colpaert Sartori, D. Bondarchuk et al. Effect of Interlamellar Spacing on the Low Cycle Fatigue Behaviour of a Fully Pearlitic Steel. Metallogr. Microstruct. Anal. (2021) 10, 692–699 (https://doi.org/10.1007/s13632-021-00775-1

5 J.-B. Vogt, I. M.O.A. Costa, A. Addad, J. Bouquerel, Fatigue intrusion-extrusion in a fully pearlitic steel, Materials Letters, Volume 267, (2020),127539, https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127539.

UDC 621.45.017

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)

Simulation of Bird Strike on an Aircraft Stabilizer Leading Edge

A numerical approach to modelling the collision of an aircraft stabilizer leading edge with a bird strike. The bird is modelled as a fluid-like body based and the Smoothed Particle Hydrodynamics method. The aircraft structure is discretized using a high-fidelity shell-plate model. The numerical results are confirmed by experimental results.

According to the International Civil Aviation Organization (ICAO), bird strikes most often damage an aircraft's engine and wing, with these components accounting for more than 40% of all cases. Less commonly affected are the windshield, radar antenna, fuselage, stabilizer, landing lights, and landing gear.

It is generally accepted that a reliable assessment of the wing and tail structure's resistance to bird strikes is possible only through full-scale tests, as specified in aviation regulations CS-E, FAR-33, and AP-33. During field tests for bird strikes, a criterion-based assessment of the actual structure's strength is typically performed at a single fixed impact velocity corresponding to regulatory documents. The experimental research method is, on the one hand, extremely expensive, and on the other, does not allow for the full acquisition of the data necessary to develop a corresponding theory. This is very important because, by studying the nature of the phenomenon and developing its mathematical models, it is possible to analytically or numerically simulate such processes, predict the behavior of the structure, and create simplified yet reliable engineering approaches. Currently, empirical relationships based on the results of experiments and field tests are widely used. However, they have a number of limitations and were derived for regular structures, whereas more complex structures require additional analysis.

The purpose of this work is to develop a computational method for studying the deformation of the leading edge of an aircraft wing stabilizer during a bird strike, using an explicit dynamic solver.

Numerical simulation of bird strikes against aircraft structural components involves the complex problem of dynamic interaction between a deformable rigid structure and a soft body, whose behavior at high impact speeds is hydrodynamic in nature (Smetankina, Kravchenko, et al., 2020). In modern practice, several fundamentally different numerical approaches are used to solve such problems, differing in how they describe the kinematics of the medium and handle large deformations.

The classical approach is the Lagrangian method, in which both the structure and the bird's body are discretized using finite elements that move along with the material. This method is widely used in impact modeling due to its high accuracy in determining the stress-strain state of the structure and its advanced models of plasticity and failure. However, when modeling a bird impact, the Lagrangian approach faces serious difficulties associated with the extremely large deformations

of the soft body, which leads to severe mesh distortions, loss of computational stability, and the need to use element erosion.

The most modern and widely used approach is the Smoothed Particle Hydrodynamics (SPH) method, which is a mesh-free Lagrangian method. In this approach, the material is described by a system of particles, each of which carries information about mass, velocity, density, and energy, while interactions between particles are modeled via smoothing functions. This allows for the natural simulation of large deformations, failure, and the transition of the material into a flowing state without introducing mesh distortions. SPH is particularly effective in bird strike problems, as it allows for an accurate reproduction of the bird's hydrodynamic behavior upon impact. For this reason, most modern studies favor the SPH approach, particularly when combined with a Lagrangian description of the structure (FE–SPH), which allows for the effective consideration of fluid–structure interaction.

This study employs a combined FE–SPH approach, in which the structure is modeled using the finite element method in the Lagrangian formulation, and the bird is modeled using the SPH method. This choice is motivated by the need to accurately describe both the bird's hydrodynamic behavior and the nonlinear deformation of the structure simultaneously.

In numerical simulations of bird strikes, various simplified geometric shapes of birds are used, the most common of which are spheres, ellipsoids, cylinders, and cylinders with hemispherical ends. The choice of a specific geometry is determined by the need to strike a balance between computational efficiency and the accuracy of the impact process simulation. The cylinder with hemispherical ends is widely used in experimental and numerical studies because it corresponds to the shape of the bird carcasses used in certification tests. As noted in a number of studies, it is precisely this geometry that ensures the most accurate reproduction of the time history of the impact load, including the initial impact phase and subsequent material flow. A similar approach is also used in modern studies of the impact strength of aircraft structures, where it is shown that a cylindrical model with fillets provides the best agreement with experimental data on pressure and momentum.

From a physical standpoint, this is explained by the fact that during a high-speed impact, a bird behaves like a hydrodynamic medium, and the key factor is not so much the precise external shape as the accurate reproduction of the volume, mass, and distribution of material in the direction of the impact. A cylinder with hemispherical ends ensures the formation of a stable shock wave front and adequate development of stagnation pressure, in contrast to an ellipsoidal shape, where the distribution of mass along the impact axis leads to a smoother and less pronounced impulse. For this reason, a cylinder with hemispherical ends is adopted as the primary geometric model of the impact bird in this study (Fig. 1).

The main geometric parameters of the bird model are determined based on its mass and density. The density of the bird is specified by the empirical relationship.

The bird's geometry is discretized using the SPH method, in which the model volume is filled with particles at a specified step size. This approach ensures accurate modeling of fracture, flow, and mass redistribution upon impact. The structural model is represented as a shell finite element model corresponding to the geometry of the leading edge of an aircraft stabilizer (see Fig. 1). Implementing the SPH method in

the LS-DYNA software package requires detailed tuning of the numerical algorithm parameters, which directly affect the stability and accuracy of the calculation.

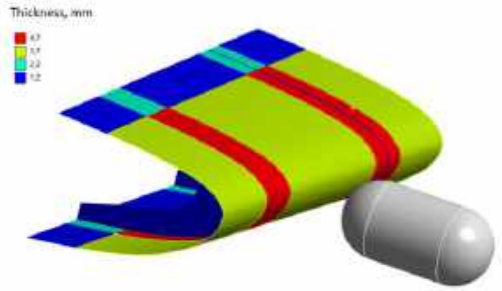


Fig. 1. Computational geometric model: impact bird and front edge element of the stabilizer

A study was conducted on the leading edge of an aircraft wing stabilizer using the following data: the bird's mass is 1.81 kg, and its speed is 128 m/s. The contact occurred between the stabilizer's leading-edge ribs. To verify the developed approach, the calculated results were compared with experimental data.

A comparison of the experimental and calculated data shows qualitatively similar results regarding the deformation of the aircraft structure upon bird strike, indicating the feasibility of applying the developed methodology.

Conclusion

A computational methodology has been developed to study the stress-strain state of transport aircraft wing components during bird strikes. The stress-strain state of a structural model of the aircraft wing of was analyzed in the LS-DYNA system. The simulation results were compared with experimental results. The results of the work demonstrated the possibility of adequately replacing bench tests with computational virtual experiments in the design of aircraft stabilizers. This makes it possible to reasonably reduce experimental testing of design options and lower the cost of certification testing of aircraft designs.

References

1. Smetankina, N., Kravchenko, I., Merculov, V., Ivchenko, D., Malykhina, A. (2020). Modelling of Bird Strike on an Aircraft Glazing. In: Nechyporuk, M., Pavlikov, V., Kritskiy, D. (eds) Integrated Computer Technologies in Mechanical Engineering. Advances in Intelligent Systems and Computing, vol. 1113, pp. 289–297. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-37618-5_25.

Christian Boller
(Chair of NDT and Quality Assurance, Saarland University, Saarbrücken/Germany)

Structural health monitoring in aviation current status and challenges

Abstract

Aerostructures have been designed and realized since decades in accordance to the damage tolerance principle. This principle allows damage (i.e. cracks) to be present in a structure as long as it does not exceed a critical stage. The price and effort to pay for this is an increased amount of inspection. However, the gain is light weight design, which is a paramount requirement of aerostructures. Advanced technology developed over the last decades has helped to optimize the gap between the gains to be achieved and the price to be paid. This includes inspection methods based on non-destructive testing with enhanced resolution and detectability, and improved computational capabilities, that allow complex signals recorded to be processed, more complex modelling of a material's degradation process to be made, all leading in combination with more sophisticated mechanical and numerical modelling to better prognostics of a material's degradation. In combination with advanced sensing technology having resulted in miniaturization and lower cost, this has opened new options also to be explored in hardware realization.

The presentation proposed will describe this scenario in more detail before addressing its current and possible implementation into aerostructures' life cycle management. Points to be addressed will include state-of-the-art aircraft maintenance procedures, what structural health monitoring (SHM) is considered to be and how SHM implementation has progressed in the aerospace world over the last decades. It will be highlighted, that specifically the ageing process of aerostructures makes those considerations significantly important and how the required information to get this managed can be determined possibly short term, shown on the basis of generating fatigue data. This also includes the establishment of a digital twin, that needs to be established and continuously updated such that the aerostructure considered can be managed along its life cycle. This requires a variety of different expertise to be merged including assessment and monitoring of loads, geometry, and stresses and strains, leading further to fatigue analysis and prognostics, which then define inspection intervals and the NDT measures to be taken in the end. In this context also the impact of certification and will be addressed.

Keywords: Aerostructures, damage tolerance, structural mechanics, non-destructive testing, structural health monitoring

H. W. Lee, PhD, Assistant Professor (Department of Aeronautics and Astronautics,National Cheng Kung University, Taiwan)

Modeling high cycle fatigue of FCC aluminum through microplasticity and entropy production

A Unified Mechanics Theory (UMT) model is developed for fully reversed high cycle fatigue (HCF) of FCC aluminum [1]. A two-scale microplasticity model, consisting of an elastic matrix containing active microplastic regions, is used to represent irreversible deformation localized around micro-defect regions under nominally elastic loading. Microplastic flow within these localized regions is described using an Eyring-type thermally activated slip law, and the associated irreversible dissipation generates entropy that governs the evolution of a thermodynamic state index (TSI). For FCC aluminum, the flow law does not impose an explicit threshold stress for the onset of microplastic slip, consistent with the absence of a distinct fatigue limit in many FCC aluminum alloys. The TSI evolves with cumulative entropy production without requiring a separately fitted empirical degradation law and is subsequently used to predict fatigue life. The results show that finite microplastic deformation and dissipation persist even at low nominal stress amplitudes, leading to continued entropy accumulation and fatigue degradation. The simulation results are compared with available experimental data from the literature and show good agreement under fully reversed loading. Equation 1 shows the equation of TSI:

$$\phi(N) = 1 - \exp\left[-\frac{M_s}{\mathcal{R}\rho} s_{tot}(N)\right], \qquad N_f = \min\{N: \phi(N) \geq \phi_{cr}\} \qquad (1)$$

s_{tot} is cumulative entropy production per unit bulk volume, ϕ_{cr} is a critical TSI, and the remaining are material parameters. N is the number of accumulated cycles. The equations for microplastic strain increment $\Delta\varepsilon_p^{\mu}$ and entropy production Δs_{tot} are given by

$$\Delta\boldsymbol{\varepsilon}_p^{\mu} = \dot{\gamma}\,\Delta t\left(\bar{m}\sqrt{3/2}\right)\mathbf{A}/\|\,\mathbf{A}\,\|\,; \quad \dot{\gamma} = \dot{\gamma}_0 e^{-\Delta F_0/(k_B T)} \sinh\left(V_{act}\tau_{eff}/(k_B T)\right) \qquad (2)$$

$$\mathbf{A} = \mathrm{dev}(\boldsymbol{\Sigma}) - [2\mu(1-\beta)(1-f_v) + (2/3)h]\boldsymbol{\varepsilon}_p^{\mu}\,; \quad \Delta s_{tot} = (f_v/T)\textstyle\sum_i \mathbf{A}_i : \Delta\boldsymbol{\varepsilon}_{p,i}^{\mu} \qquad (3)$$

Figure 1 shows the representative microplastic hystresis loop, and the predicted resutls vs experimental data.

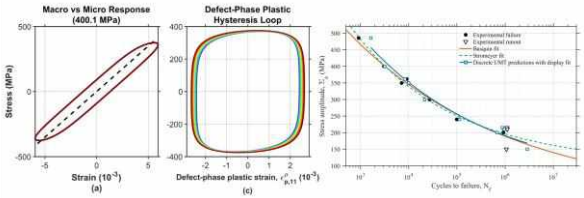


Fig. 1. The macro/micro response, local microplastic loop, and predicted SN resutls [1]

References

1. Lee, H. W. (2027). A unified mechanics theory framework for fully reversed high cycle fatigue of FCC aluminum based on two-scale microplasticity entropy production. International Journal of Fatigue, 215, 109957. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2026.109957.

UDC 539.4

I.G. Grabar, Doctor of Technical Sciences, Professor,
(Polissia, National University, Zhytomyr, Ukraine)

Synthesis of percolation-fractal materials using the Brownian point dynamics method

Each new stage in the development of aviation and space technology, mechanical engineering, structural engineering and so on is characterised by new advances in materials science. It is demonstrated that the next breakthrough in technological development – and, above all, in the aviation and space sectors – is possible on the basis of new methods for synthesis materials. The immense potential of the method developed by the author for the synthesis of multifractal and percolation-fractal materials using Brownian point dynamics in a field of N attractive forces, and its combination with the capabilities of modern 3D printing technologies, is demonstrated.

Keywords: *fractals; multifractals; synthesis; 3D printing; Brownian point dynamics.*

Among the most promising materials for aerospace engineering, composites [1–4] take pride of place, owing to their exceptional physical and mechanical properties: minimal specific weight, the highest possible short-term, long-term and fatigue strength, high noise and vibration absorption characteristics, and so on.

To date, we have developed a theory and technologies for the synthesis of mono- and multifractal structures [5–9] that best meet the specified requirements. The synthesis method we have proposed and developed is based on Brownian point dynamics (BPD) in a field of N attractive forces, and enables the synthesis of at least 10^{40} percolating fractal structures with the physical and mechanical properties optimally adapted to the requirements of a given specific task, which fits well with the modern concept of adaptive mechanical engineering.

The essence of the BDT method: within a given region Q, we specify the coordinates of points A_1, A_2, A_3, …, A_N. At these points, we place attractive forces F_1, F_2, F_3, …, F_N and specify their potentials. We carry out stochastic modelling of the displacement of this point under the action of the specified forces. Assumptions of the method: at each discrete moment in time, only a single, randomly selected force Fi acts on a given point. The point thereby traces a broken trajectory ($B_1B_2B_3$… Bi). With a large number of iterations, say ~10^5…10^7, the points $B_1B_2B_3$…Bi form a mono- or multifractal, the shape and fractal dimensions of which are entirely determined by the above-mentioned parameters of the points of application of the attractive forces, the parameters of the force field, its transparency coefficients, anisotropy, and so on.

Figures 1–4 show characteristic fractal structures that we have synthesised using the BDT method.

Figure 5 shows an example of the synthesis of multifractal square lattices in a gravitational field with N = 4; 5; 6; 7; 8; 9



N=10 N=11 N=9

Fig. 1. Isotropic multifractals synthesis using the BDT method



N=11 N=17 N=25

Fig. 2. 5×5 multifractal isotropic lattices with contour symmetry and first-generation set size ratios of 1:2:3.

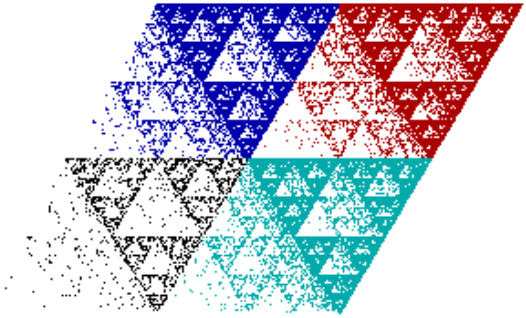


Fig. 3. A two-dimensional monofractal synthesis using the BDT method in an isotropic field of N=4 forces, with the transparency of the barrier of one of the forces adjusted.

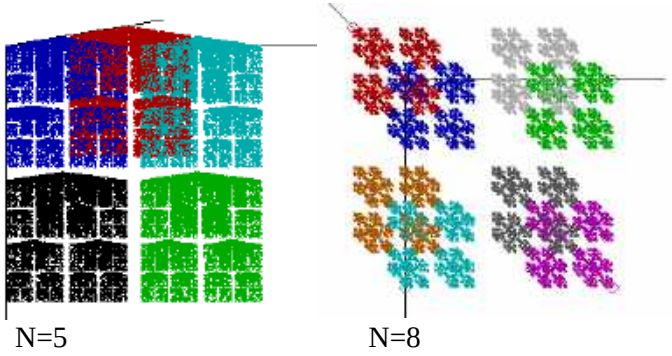


Fig. 4. Examples of the synthesis of three-dimensional multifractals using the BDT method

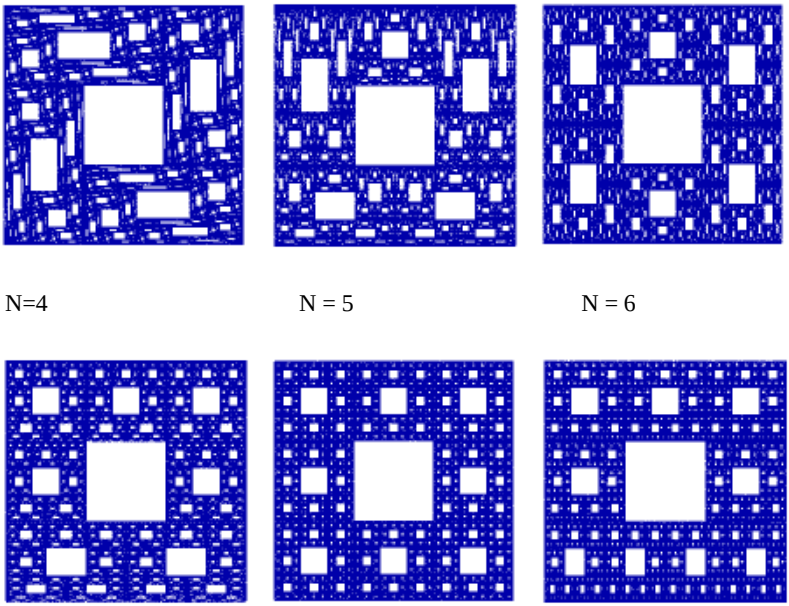


Fig. 5. Square multifractal lattices synthesis using the BDT method in a field of N = 4; 5; 6; 7; 8; 9 forces. Number of iterations: 500,000; first-generation window parameter: 0.333 for all lattices

As can be seen from Fig. 5, the number of attractive forces corresponds to the number of second-generation windows. It is easy to see that for N = 8 and a first-generation window parameter of 0.333, the BDT method accurately synthesis the well-known Sierpinski carpet.

Reference [9] presents a study of the physical and mechanical characteristics of one of the types of multifractal lattices shown in Fig. 2, namely, six types of lattices synthesis in a field of N = 4 attractive forces.

The essence of the author's BDT method for the synthesis of multifractals

This approach has the potential to be a breakthrough in the field of materials science, specifically in the synthesis of new materials based on advances in synergetics and non-linear dynamics. The main results, methodology and mathematical framework are set out in the scientific monograph [5]. Unlike classical methods of artificial fractal generation, where the formation of a fractal set occurs by means of an artificially created algorithm that transforms an initial continuous set into a fractal (for example, the Sierpinski, Koch and Wiesek fractals, etc.), the BDT method is based on a natural and physically understandable process — Brownian dynamics (BDT) in a field of N attractive forces.

Key features of the approach:

• Versatility: The BTD method makes it possible to combine and reproduce virtually all known artificial and semi-artificial methods of fractal synthesis.

• Flexibility and adaptability of the technology: The developed set of algorithms enables the generation of fractal sets with a wide range of specified characteristics: monofractal, multifractal, isotropic, anisotropic, rectangular, hexagonal, ring-shaped, single- and multi-contour, and so on.

• Extensive process control capabilities: Research has been conducted into how the steady-state and perturbed states of gravitational force fields influence the final fractal characteristics and topology of the resulting fractal.

Practical applications of the technology

The synthesis of multifractals using the BDT method serves as a tool for solving inverse problems in fractal analysis — for the design and 3D printing of real physical materials with predefined properties:

1. Percolation-fractal ceramics and composites: Modelling of microvoids and structural porosity (in particular, biocompatible hydroxyapatite ceramics for medical applications).

2. Highly sensitive sensors: Development of a new class of percolation-fractal strain-gauge devices for measuring deformations, particularly in biological specimens.

3. Synthesis of composites with special properties for the aerospace and rocket-space industries, etc.

Conclusions

1. A theory and technology for the synthesis of multifractal structures using the Brownian motion of a point in a field of N attractive forces have been developed, tested and implemented.

2. It has been demonstrated that, when this technology is used in conjunction with modern 3D printing capabilities, BDT synthesis of multifractals offers virtually unlimited possibilities for the synthesis of new percolating-fractal composites for modern mechanical engineering, the aerospace industry and other sectors.

References

1.Mandelbrot, The Fractal Geometry of Nature (W. H. Freeman and Co., San Francisco, 1982)

2. K.P. Buiskykh, Basic methodology for studying high-temperature performance of airspace structural elements made of composite materials. Part 2. Study of thermal protection. Strength Mater 57, 51–57 (2025). https://doi.org/10.1007/ s11223-025-00745-w

3.Y.Q. Ge, Y. Yin, Z.X. Chang, et al., Microstructure and mechanical properties of NB-reinforced bulk metallic glass composites prepared by laser powder bed fusion. Strength Mater 57, 168–177 (2025).
https://doi.org/10.1007/s11223 025-00755-8

4.A.S. Balankin, Physics of fracture and mechanics of self-affine cracks. Eng. Fract. Mech 57(2–3), 35–203 (1997). https:// doi.org/10.1016/S0013-7944(97)00007-6

5. I.G. Grabar, Synthesis of Multifractals, Zhytomyr/Scientific monograph (Polissia National University, 2023, 200 s.). in Ukrainian

6. I.G. Grabar, Y.O. Kubrak, Synthesis of Multifractals by Brownian Dynamics of a Point in a Field of N Central Forces, in 16th Chaotic Modeling and Simulation International Conference. CHAOS 2023 Springer Proceedings in Complexity., ed. by C.H. Skiadas, Y. Dimotikalis (Springer, Cham, 2024), pp. 157–174

7. I.G. Grabar, O.I. Grabar. Fractal Ornaments, Zhytomyr/Scientific monograph (Polissia National University, Zhytomyr, 2021, 300 s.). in Ukrainian

8.Ivan G Grabar., et al. “A New Universal General ized Method for Multifractals Synthesis". Clareus Scientific Science and Engineering 2.3 (2025): 11-19. Article Type: Research Article Received: February 05, 2025 Published: March 05, 2025 https://clareus.org/pdf/csse/CSSE-02-020.pdf

9.I.G.Grabar, O.V.Ksiukovskyi, D.A.Dubovik. Strength and stiffness o fmultifractal anisotropic oblique-symmetric structure: **Strength of Materials** (Translated from Problemy Mitsnosti, No. 4,2026, pp. 81–92) https://doi.org/10.1007/s11223-026-00940-3

УДК 539.4

І.Г. Грабар,доктор технічних наук, професор,
(Поліський Національний університет, Житомир, Україна)

Синтез перколяційно-фрактальних матеріалів методом броунівської динаміки точки

Кожен новий етап розвитку авіаційної та космічної техніки, машинобудування, будівництва споруд тощо характеризується новими досягненнями матеріалознавства. Показано, що черговий прорив розвитку техніки, і перш за все – авіаційно-космічної, можливий на основі нових методів синтезу матеріалів. Продемонстровано гігантські можливості розробленого автором синтезу мультифрактальних та перколяційно-фрактальних матеріалів методом броунівської динаміки точки в полі N сил притяжіння, та його поєднання з можливостями сучасних технологій 3D-друку.

Ключові слова: *фрактали; мультифрактали; синтез; 3D-друк; броунівська динаміка точки.*

Серед найперспективніших матеріалів для авіаційно-космічної техніки на чільному місці - композити [1-4] з особливими фізико-механічними властивостями: мінімальною питомою вагою, максимально можливою короткочасною, тривалою та втомною міцністю, високими шумо- та вібропоглинаючими характеристиками тощо.

На даний момент нами розроблена теорія та технології синтезу моно- та мультифрактальних структур [5-9], що в найбільшій мірі задовольняють вказаним вимогам. Метод синтезу, запропонований та розроблений нами, заснований на броунівській динаміці точки (БДТ) в полі N сил притяжіння, і дозволяє синтезувати як мінімум 10^{40} перколяційно-фрактальних структур з максимальною адаптацією фізико-механічних властивостей під вимоги даної конкретної задачі, що гарно вписується в сучасну концепцію адаптивного машинобудування.

Сутність методу БДТ: в заданій області Q задаємо координати точок A_1 ;A_2 ;A_3; …;A_N. В цих точках розміщуємо сили притяжіння $F_1,F_2,F_3,\ldots,F_N$ та задаємо їх потенціали. Здійснюємо стохастичне моделювання переміщення цієї точки під дією вказаних сил. Допущення методу: в кожен дискретний момент часу на дану точку діє лише одна, випадковим чином вибрана, сила Fi. При цьому точка описує ломану траєкторію $B_1B_2B_3\ldots B_i$. При великій кількості ітерацій i~$10^5\ldots10^7$ точки $B_1B_2B_3\ldots B_i$ утворюють моно- чи мультифрактал, форма та фрактальні розмірності якого повністю визначаються наведеними вище параметрами точок прикладення сил притяжіння, параметрами поля сил, його коефіцієнтами прозорості, анізотропією тощо.

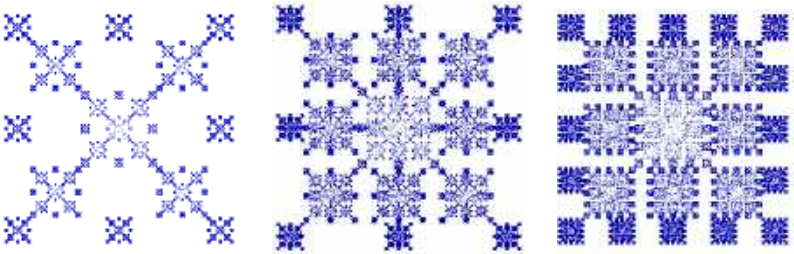
На рис. 1- рис.4 наведені характерні фрактальні структури, синтезовані нами методом БДТ.

На рис. 5 наведено приклад синтезу мультифрактальних квадратних решіток в полі притяжіння N=4; 5; 6; 7; 8; 9



N=10 N=11 N=9

Рис.1. Ізотропні мультифрактали, синтезовані методом БДТ



N=11 N=17 N=25

Рис.2.Мультифрактальні ізотропні решітки 5x5 з контурною симетрією та співвідношеннями розмірів множин першого покоління 1:2:3.

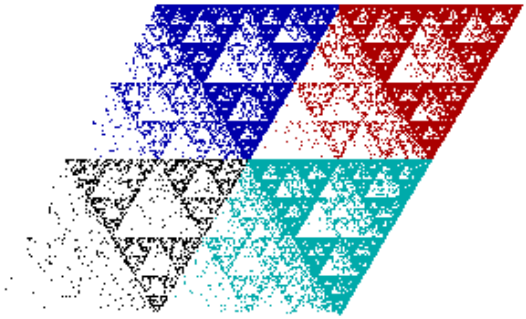
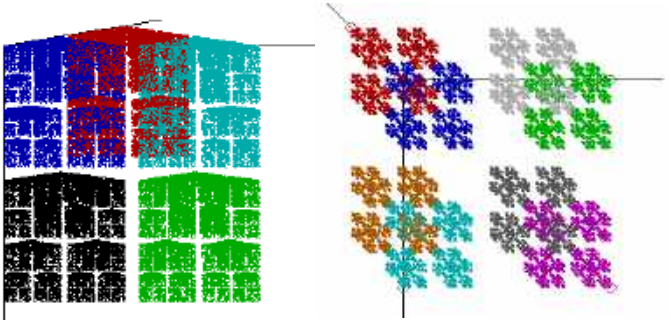
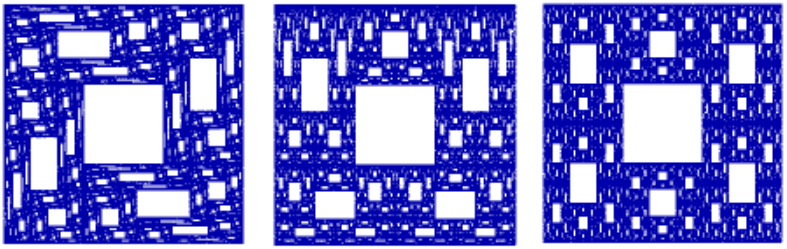


Рис.3. Двомірний монофрактал, синтезований методом БДТ в ізотропному полі N=4 сил з регулюванням прозорості бар'єра однієї з сил.

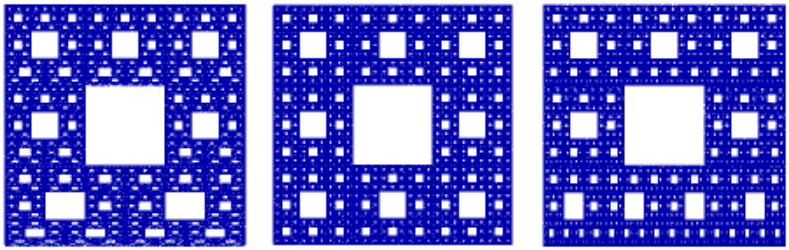


N=5 N=8

Рис.4. Приклади синтезу об’ємних мультифракталів методом БДТ



N=4 N = 5 N = 6



N=7 N = 8 N = 9

Рис.5. Квадратні мультифрактальні решітки, синтезовані методом БДТ в полі N=4; 5; 6; 7; 8; 9 сил. Кількість ітерацій – 500000, параметр вікна першого покоління – 0,333 для всіх решіток

Як слідує з рис.5, кількість сил притяжіння відповідає числу вікон другого покоління. Легко бачити, що для N=8 та параметрі вікна першого покоління 0,333 метод БДТ в точності синтезує відомий килим Серпинського.

В [9] наведено дослідження фізико-механічних характеристик одного із типів мультифрактальних решіток, зображених на рис.2, а саме, шести типів решіток, синтезованих в полі N=4 сил притяжіння.

Сутність авторського методу БДТ синтезу мультифракталів

Цей підхід може стати проривним у галузі матеріалознавства, а саме синтезу нових матеріалів на основі досягнень синергетики та нелінійної динаміки. Основні результати, методологія та математичний апарат викладено у науковій монографії [5]. На відміну від класичних методів штучної генерації фракталів, коли формування фрактальної множини відбувається за допомогою штучно створеного алгоритму перетворення вихідної континуальної множини в фрактал (наприклад, фрактали Серпінського, Коха, Вісека тощо), метод БДТ базується на природньому та фізично зрозумілому процесі — броунівській динаміці (БТД) у полі N сил притяжіння.

Ключові особливості підходу:

- Універсальність: Метод БТД дозволяє поєднати та відтворити практично всі відомі штучні й напівштучні методи фрактального синтезу.
- Гнучкість та адаптивність технології: Розроблений комплекс алгоритмів дає змогу генерувати фрактальні множини з широким спектром заданих характеристик: монофрактальні, мультифрактальні, ізотропні, анізотропні, прямокутні, гексагональні, кільцеві, одно- та багатоконтурні тощо.
- Широкі можливості керування процесом: Досліджено, як саме стаціонарний та збурений стани поля сил притяжіння впливають на кінцеві фрактальні характеристики та топологію отриманого фракталу.

Практичне застосування технології

Синтез мультифракталів методом БДТ слугує інструментом для розв'язання обернених задач фрактального аналізу — для конструювання та 3D-продування реальних фізичних матеріалів із наперед заданими властивостями:

1.Перколяційно-фрактальної кераміки та композитів: Моделювання мікропустот та структурної пористості (зокрема, біосумісної гідроксилапатитової кераміки для медицини).

2.Надчутливих датчиків: Створення нового класу перколяційно-фрактальних тензометричних пристроїв для вимірювання деформацій, зокрема в біологічних об'єктах.

3.Синтезу композитів з особливими властивостями для авіаційної та ракетно-космічної техніки тощо.

Висновки

1.Розроблено, апробовано та впроваджено теорію та технологію синтезу мультифрактальних структур методом броунівської динаміки точки в полі N сил притяжіння.

2.Показано, що в комплексному застосуванні даної технології разом з сучасними можливостями 3-D друку БДТ-синтез мультифракталів дає практично необмежені можливості синтезу нових перколяційно-фрактальних композитів для сучасного машинобудування, авіаційно-космічної галузі тощо.

Список літератури

1.Mandelbrot, The Fractal Geometry of Nature (W. H. Freeman and Co., San Francisco, 1982)

2. K.P. Buiskykh, Basic methodology for studying high-temperature performance of airspace structural elements made of composite materials. Part 2. Study of thermal protection. Strength Mater 57, 51–57 (2025). https://doi.org/10.1007/ s11223-025-00745-w

3.Y.Q. Ge, Y. Yin, Z.X. Chang, et al., Microstructure and mechanical properties of NB-reinforced bulk metallic glass composites prepared by laser powder bed fusion. Strength Mater 57, 168–177 (2025).
https://doi.org/10.1007/s11223 025-00755-8

4.A.S. Balankin, Physics of fracture and mechanics of self-affine cracks. Eng. Fract. Mech 57(2–3), 35–203 (1997). https:// doi.org/10.1016/S0013-7944(97)00007-6

5. I.G. Grabar, Synthesis of Multifractals, Zhytomyr/Scientific monograph (Polissia National University, 2023, 200 s.). in Ukrainian

6. I.G. Grabar, Y.O. Kubrak, Synthesis of Multifractals by Brownian Dynamics of a Point in a Field of N Central Forces, in 16th Chaotic Modeling and Simulation International Conference. CHAOS 2023 Springer Proceedings in Complexity., ed. by C.H. Skiadas, Y. Dimotikalis (Springer, Cham, 2024), pp. 157–174

7. I.G. Grabar, O.I. Grabar. Fractal Ornaments, Zhytomyr/Scientific monograph (Polissia National University, Zhytomyr, 2021, 300 s.). in Ukrainian

8.Ivan G Grabar., et al. “A New Universal General ized Method for Multifractals Synthesis". Clareus Scientific Science and Engineering 2.3 (2025): 11-19. Article Type: Research Article Received: February 05, 2025 Published: March 05, 2025 https://clareus.org/pdf/csse/CSSE-02-020.pdf

9.I.G.Grabar, O.V.Ksiukovskyi, D.A.Dubovik. Strength and stiffness o fmultifractal anisotropic oblique-symmetric structure: **Strength of Materials** (Translated from Problemy Mitsnosti, No. 4,2026, pp. 81–92) https://doi.org/10.1007/s11223-026-00940-3

UDC 539.3:543.1

B.P. Maslov, Dr. Sci.
(S.P. Timoshenko Institute of Mechanics NAS Ukraine, Ukraine)

Phase stress concentration and long-term strength of elastomers with a regular structure

In this work, we propose a combined numerical and analytical approach to determine the overall dynamic response of multiphase elastomers. We describe the viscoelastic behavior using a quasi-linear law. We use constitutive equations for first- and second-order displacement, nonlinear Green deformation, and nominal or Cauchy stress in the representative volume. We conducted numerical experiments using finite element modeling to determine the optimal structure of multiphase elastomer materials.

1. Introduction

Multiphase composite elastomers with a periodic structure in the modern classification of mechanical metamaterials belong to a group with mechanical properties [1, 2, 6] arising from subunit geometry, not only from material composition [1, 3, 4]. The concept of metamaterial has been introduced from electromagnetics and acoustics to mechanics. Composite structures are the object of research in the mechanics of long-term deformation and fracture [1, 5, 7]. Still, methods for three-dimensional analysis and design of these engineering microstructures are only emerging. Unlike purely elastic or viscous heterogeneous media, coupling conservative and dissipative deformation mechanisms can yield new effective properties absent at the scale of individual components. The correspondence principle [3] confirms this, allowing you to transform a viscoelastic problem into a symbolically elastic one in the Laplace–Carson variable domain. It is practically useful to use the complex properties that characterize the composite medium's response to harmonic loads [6].

2. State of the Problem

The strength of a multiphase elastomer material is the set of all critical stresses at which fracture nucleates in a specimen subjected to monotonically increasing, spatially uniform stress. Such a set of critical stresses defines a surface $F(\boldsymbol{\sigma}) = 0$ in stress space. The origin $\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{0}$ is referred to as the strength surface of the material. This definition is more complex when fracture nucleates in a sample with a non-uniform stress field. We want to determine fracture nucleation at individual material points. Experimental observations show that different materials exhibit different strength surfaces. The new idea is that the strength surface represents the macroscopic result of microscopic defects, whose specifics differ by material. Consequently, different defect types produce different strength surfaces in materials with vastly different strength surfaces. For isotropic materials, the strength surface admits the isotropic representation

$$F(\boldsymbol{\sigma}) = F(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = 0,$$

where F is a symmetric function of the principal stresses σ_1, σ_2, and σ_3. Without loss of generality, having demonstrated that it provides perhaps the simplest valid description of strength for a wide range of elastomer materials [1], we use here a Drucker-Prager strength surface:

$$F(\boldsymbol{\sigma}) = \sqrt{J_2} + \frac{\sigma_{\mathrm{cs}} - \sigma_{\mathrm{ts}}}{\sqrt{3}\left(\sigma_{\mathrm{cs}} + \sigma_{\mathrm{ts}}\right)} I_1 - \frac{2\sigma_{\mathrm{cs}}\sigma_{\mathrm{ts}}}{\sqrt{3}\left(\sigma_{\mathrm{cs}} + \sigma_{\mathrm{ts}}\right)} = 0.$$

Here,

$$I_1 = tr\boldsymbol{\sigma} = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3$$

and

$$J_2 = \frac{1}{2} tr\boldsymbol{\sigma}_D^2 = \frac{1}{3}(\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - \sigma_1\sigma_2 - \sigma_1\sigma_3 - \sigma_2\sigma_3)\,,$$

with

$$\boldsymbol{\sigma}_D = \boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{3}(\mathrm{tr}\boldsymbol{\sigma})\mathbf{1}\,,$$

stand for two of the standard invariants of the stress tensor $\boldsymbol{\sigma}$,
while the constants

$$\sigma_{ts} > 0 \text{ and } \sigma_{cs} > 0\,,\ \ s_{ts} > 0, \qquad s_{cs} > 0$$

denote the uniaxial tensile and compressive strengths of the material, that is, they denote the critical stress values at which fracture nucleates under uniform uniaxial tension. From the principle of Boltzmann superposition, the reaction to stress of a linear hereditary viscoelastic material with a given deformation history $\mathbf{e}(u)$, $u \in [0;t]$ with the initial condition $\boldsymbol{\sigma}(t=0) = 0$, we can write [3, 6]

$$\boldsymbol{\sigma}(t) = \frac{d}{dt}[\int_0^t \mathbf{R}(t-u)\mathbf{e}(u)]du$$

with $\mathbf{R}(t)$ the viscoelastic stiffness tensor (relaxation function). Tensors are in bold throughout the text. Similarly, the response of the deformation $\mathbf{e}(t)$ to the stress history $\boldsymbol{\sigma}(u), u \in [0;t]$, and the initial condition $\mathbf{e}(t=0) = 0$, is written

$$\mathbf{e}(t) = (\mathbf{J} * d\boldsymbol{\sigma})(t)$$

$\mathbf{J}(t)$ is the viscoelastic compliance tensor, the general form of which is

$$\mathbf{J}(t) = \mathbf{S} + \frac{1}{\boldsymbol{\eta}_r} t + \int_0^\infty \mathbf{H}(\tau)(1 - e^{-t/\tau})d\tau$$

with $\mathbf{S}$ elastic compliance, $\dfrac{1}{\boldsymbol{\eta}_r}$ retarded viscous compliance and $\mathbf{H}$ retardation spectrum. The relaxation and retardation spectra characterize the viscoelastic transient process of the material's long-term response.

We formulate the problem as quasi-linear hereditary creep with fractional kernels [3, 6]. The constitutive equation is used with a fractional relaxation function $\mathbf{R}_\mu(t)$, as

$$\mathbf{R}_\mu(t) = \mathbf{C}_r + \int_0^{+\infty} \mathbf{G}(\tau) E_\mu[-(t/\tau)^\mu] d\tau ,$$

where $E_\mu(t)$ is the Mittag-Leffler function [3, 6]. It is obvious that for $\mu = 1$ the relaxation function $\mathbf{R}_\mu(t)$ corresponds to the classical relaxation function $\mathbf{R}(t)$. Deformation in hereditary materials is determined by the stress history $\boldsymbol{\sigma}(u),\ (u \in [0,t])$, as well as the initial conditions $\boldsymbol{\sigma}(0) = \mathbf{0}$.

3. Harmonic loads of multi-phase viscoelastic elastomers

The local problem for harmonic loads is solved using the principle of correspondence, which transforms the fractional viscoelasticity problem into the symbolic elasticity problem. Consider an inhomogeneous medium occupying the volume Ω, and consisting of N homogeneous phases with the characteristic function $\chi^{(s)}(\mathbf{x})$ and the volume $\Omega^{(s)}$, $(s \in [0;N])$. In addition, it is assumed that $\Omega^{(s)} << \Omega$ and that the phases are perfectly connected. The fractional hereditary relaxation function of the phase (s) is denoted by $\mathbf{R}_\mu^{(s)}(t)$. It follows that the local relaxation tensor $\mathbf{R}_\mu(\mathbf{x},t)$ has the form

$$\mathbf{R}_\mu(\mathbf{x},t) = \sum_{s=1}^{N} \mathbf{R}^{(s)}(t)\chi^{(s)}(\mathbf{x})$$

with $\chi^{(s)}(\mathbf{x}) = 1$ if $\mathbf{x} \in \Omega^{(s)}$ and 0 otherwise. By definition, the characteristic function, the volume fraction of the phase (s) is $c_s = \langle \chi^{(s)} \rangle$. The reaction of a viscoelastic inhomogeneous medium to sinusoidal load is transformed into a spectral region by considering the Laplace–Carson transform of the basic equation for a purely imaginary transformation variable $z = i\omega, (i^2 = -1)$.

Assuming the total strain load $\overline{e}(t) = LC(\overline{e}^A) * e^{i\omega t}$, the local problem corresponding to the steady-state mode at angular frequency ω is written as

$$\boldsymbol{\sigma}^*(\mathbf{x},i\omega) = \mathbf{R}^*(\mathbf{x},i\omega)\mathbf{e}^*(\mathbf{x},i\omega), \qquad div\ \boldsymbol{\sigma}^*(\mathbf{x},i\omega) = \mathbf{0},$$

$$curl(curl\ \mathbf{e}^*(\mathbf{x},i\omega)) = \mathbf{0}, \qquad \forall(\mathbf{x},\omega) \in \Omega \times [0;+\infty]$$

with given boundary conditions $\langle \mathbf{e}^* \rangle = \overline{\mathbf{e}}^*$.

The constitutive equation in the complex domain is written

$$\langle \boldsymbol{\sigma}^* \rangle(i\omega) = \mathbf{R}_\mu^*(i\omega)\langle \mathbf{e}^* \rangle(i\omega), \qquad \forall \omega \in [0;+\infty[,$$

Then the relaxation tensor is represented as the sum of real and imaginary parts

$$\mathbf{R}_\mu^*(i\omega) = \mathbf{R}_{\mu'}(\omega^\mu) + i\mathbf{R}_{\mu'}(\omega^\mu).$$

Here $\mathbf{R}_{\mu'}(\omega^{\mu})$, $\mathbf{R}_{\mu''}(\omega^{\mu})$ are the accumulation and dissipation moduli proportional to the stored and dissipated energy. The effective scattering tensor $\boldsymbol{\eta}(\omega^{\mu})$, which characterizes the attenuation, is determined by

$$\boldsymbol{\eta}(\omega^{\mu}) = \mathbf{R}^{''}(\omega^{\mu})[\mathbf{R}^{'}(\omega^{\mu})]^{-1}.$$

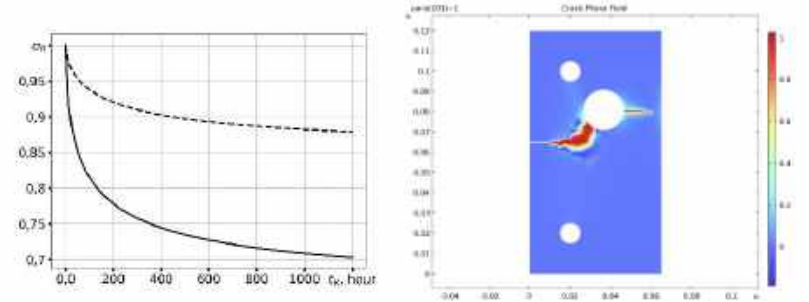
The gradients of the second-approximation displacements are decomposed into dilatational and deviator parts. Then, for the second-approximation deviators, the incompressibility condition takes the same form as the analogous condition in the linear theory of viscoelasticity [2, 6].

4. Examples

Consider a material composed of periodically spaced cells. A periodic environment results from translating the cells periodically along different directions in space [7]. For most elastomers, the linear range is relatively small, and satisfactory results are obtained only at low stress and for short loading durations. So we use here quasilinear equations of viscoelasticity given in [3, 6]. Constitutive equations formed by multiple integrals make it impossible to identify integral kernels and determine their parameters in typical experiments. An approach based on the similarity of isochronous creep diagrams is more promising for building nonlinear models of hereditary creep [7]. In [3], the authors further developed this algorithm by expanding the initial similarity condition to include the instantaneous deformation diagram as an isochrone for zero moment. This extension allowed us to construct a nonlinear creep model with time-invariant nonlinearity, determined by the instantaneous deformation diagram.

These complex properties are practically relevant for characterizing the composite medium's response to harmonic loads. For example, a typical solid metamaterial consists of a polymeric binder and additives to improve bonding and strength [2, 6].

Fig1.



(a) (b)

Solid metamaterials show distinct nonlinear, time- and temperature-dependent viscoelastic behavior due to unexpected damage propagation under various loading and pressurizing conditions. Therefore, studying the mechanical properties and viscoelastic behavior of regular-structure elastomers is practically important for machine strength and durability under cyclic loading.

Figure 1a shows comparative graphs of the dependence of the critical stress σ_R on time t matrix (dashed line) and the reinforced composite (solid). In Fig. 1b, we calculate the phase field of micro-stress. We used Fortran-23 software for numerical analysis and illustration preparation.

Conclusion

We used the method of successive approximation to obtain the full second-order system of hereditary creep equations. The creep functions of the laminate composite are found. Interface stress concentration parameters are also determined. The examples show the importance of the mutual influence of nonlinear elastic and creep properties of the components on long-term fracture parameters. A practical result is the possibility of finite element modeling the long-term strength of composite multilayered structures.

References

1.Christensen R.M. The Theory of Materials Failure. — Oxford: Univ. Press, 2013.-292 p.

2.Хорошун Л.П., Маслов Б.П., Лещенко П.В. Прогнозирование эффективных свойств пьезоактивных композитных материалов. — Київ: Наук. думка, 1989.— 208 с.

3.Maslov, B. Nonlinear Hereditary Creep of Transversely Isotropic Composites of Random Structure In: Advanced Structured Materials.— Springer, 2023, **191**. – P. 367–390. https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-3-031-37313-8_21

4.Nam T.H., Petrikova I., Marvalova B. Experimental characterization and viscoelastic modelling of isotropic and anisotropic magnetorheological elastomers // Polymer Test.— 2020.— vol. 81.— pp. 106-117.

5.B.P. Maslov, Long-term strength of quasilinear composite elastomers of the periodic structure.\\ XI World Congress “Aviation in the XXI Century” – “Aviation Security and Space Technology”, 2024, p.1.3.17-1.3.21. https://jrnl.nau.edu.ua/index.php/congress/article/view/19120 .

6.Maslov B. P. Development of Criterion for Long-Term Failure Due to Creep of Thin-Walled Layered Structures // Int. Appl. Mech.— 2024.—Vol. 60, N 5.— pp 18-29, https://doi.org/10.1007/s10778-025-01304-1.

7. Maslov ResourchID https://orcid.org/0000-0002-0069-7296

UDC 620.179.1

А. Гребеніков, дтн. професор
(Національний аерокосмічний університет "Харківський авіаційний інститут", Україна),
Д. Конишев, головний конструктор
(ТОВ «Спектронікс», Україна)

Метод інтегрованого проєктування хвостової частини фюзеляжу літаків транспортної категорії

*Розроблено **Метод інтегрованого проєктування хвостової частини фюзеляжу літаків транспортної категорії.** Уперше при створенні літаків транспортної категорії з хвостовим вантажним люком розроблено і використано узагальнений метод інтегрованого проєктування та конструювання хвостової частини фюзеляжу, яка за допомогою математично описаних параметрів дає можливість створення тієї чи іншої моделі майстер-геометрії хвостової частини під конкретно вибрану схему вантажного люка. Досліджено вплив геометричних параметрів хвостової частини фюзеляжу на основні характеристики фюзеляжу літаків транспортної категорії, що спрощує вибір оптимальних аеродинамічних, конструктивно-силових і об'ємно-масових компонувань, експлуатаційних характеристик, параметрів і типів вантажних люків. Виконано апробацію та впровадження поданого методу інтегрованого проєктування хвостових частин фюзеляжу для створення сучасного транспортного літака, що являє собою розширення сімейства літаків Ан-1Х8.*

1. Вступ

Метою роботи є розроблення методу інтегрованого проєктування хвостової частини фюзеляжу з вантажним люком відповідно до сучасних норм і вимог до літаків транспортної категорії.

Для досягнення цієї мети було поставлено такі завдання:

1. Виконати аналіз конструкції і методів інтегрованого проєктування хвостової частини фюзеляжу літаків транспортної категорії.
2. Розробити наукові основи методу інтегрованого проєктування хвостової частини фюзеляжу літаків транспортної категорії.
3. Дослідити вплив геометричних параметрів хвостової частини фюзеляжу на характеристики фюзеляжу транспортних літаків.
4. Здійснити апробацію та впровадження поданого методу інтегрованого проєктування хвостових частин фюзеляжу та дослідження впливу різних схем вантажних люків на основні характеристики транспортного літака.

2. Аналіз конструкції і методів проєктування хвостової частини фюзеляжу літаків транспортної категорії

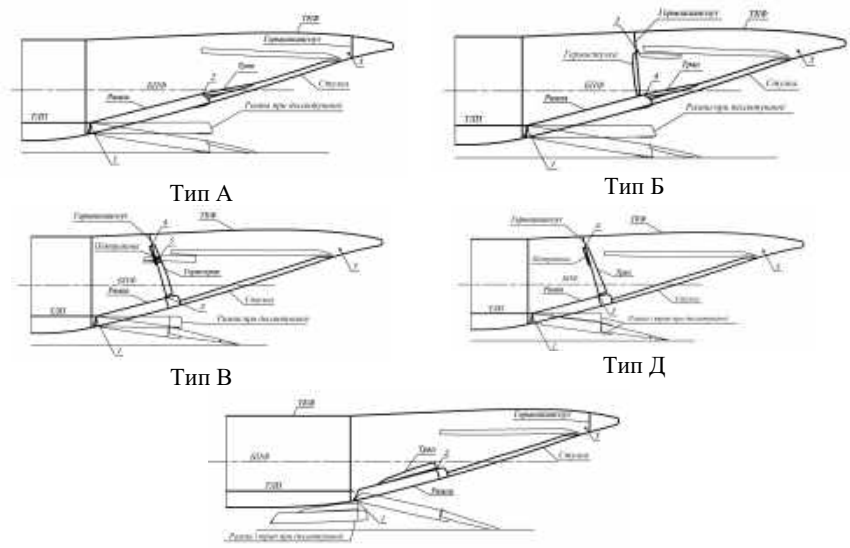
Виконано аналіз транспортних літаків (рис. 1) з різними варіантами вантажних люків, серед яких виділено групу герметичних вантажних люків у хвостовій частині фюзеляжу (рис. 2), які роблять значний вплив на її форму та характеристики літака в цілому. Серед них виділено п'ять основних типів вантажних люків. Виконано оцінювання методів проєктування і комп'ютерного

моделювання хвостової частини фюзеляжу (ХЧФ) літаків транспортної категорії та перспектив їх розвитку.



Рис. 1. Схема сучасного транспортного літака з хвостовим вантажним люком

Визначено особливості конструкції хвостової частини фюзеляжу, пов'язані з її функціональним призначенням, схемою вантажного люка, компонуванням його агрегатів у закритому та відкритому положеннях, системою керування, специфікою вимог нормативної документації, експлуатаційними особливостями та технологією виготовлення.



Тип А Тип Б Тип В Тип Д Тип Е

Рис. 2. Приклад п'яти основних типів сучасних герметичних вантажних люків, розташованих у хвостовій частині фюзеляжу літаків транспортної категорії

Відзначено недоліки традиційних методів проєктування і моделювання, які недостатньо враховують особливості геометричної конфігурації хвостової частини фюзеляжу та мають недоліки вивчення її впливу на характеристики літака в цілому,

причому геометрична форма хвостової частини фюзеляжу в тому чи іншому випадку залежить від вибраної схеми вантажного люка. Водночас упровадження сучасних методів параметричного моделювання дасть змогу виконувати попередні дослідження впливу геометричних параметрів хвостової частини фюзеляжу на характеристики літака вже на ранніх етапах проєктування та надати можливості її комплексного оцінювання.

На основі аналізу особливостей конструкції та вимог нормативної документації до хвостової частини фюзеляжу сформульовано завдання, вирішення яких приводить до досягнення мети дослідження.

3. Наукові основи методу інтегрованого проєктування хвостової частини фюзеляжу літаків транспортної категорії

Наведено наукові основи методу інтегрованого проєктування хвостової частини фюзеляжу літака транспортної категорії. Для цього спочатку було проаналізовано та описано основні складові частини вантажних люків, їх параметри, оскільки вони мають суттєвий вплив на основні характеристики хвостової частини та її форму в цілому.

Отримавши дані з компоновування і основних критеріїв до проєктування герметичного вантажного люка у хвостовій частині фюзеляжу, розроблено метод побудови майстер-геометрії хвостової частини фюзеляжу за допомогою базових опорних ліній та використання методу дискримінантів, що дає змогу швидкої адаптації поверхонь для пошуку найбільш оптимальних рішень з урахуванням можливості використання основних п'яти схем вантажних люків (А, Б, В, Д, Е).

Для створення майстер-геометрії фюзеляжу використано узагальнене теоретичне креслення (рис. 3) і матрицю геометричних параметрів фюзеляжу (табл. 1). Умовно модель поділяють на модель носової частини (НЧФ), центральної і хвостової частин фюзеляжу (ХЧФ).

Створено удосконалену параметричну модель майстер-геометрії фюзеляжу з урахуванням особливостей його хвостової частини, що базується на результатах попереднього проєктування літака.

Таблиця 1

Матриця геометричних параметрів фюзеляжу

Параметр, позначення, одиниця виміру	Значення				
Варіанти схем	А	Б	В	Д	Е
Відносне відхилення НЧФ, *yn*	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25
Відносне відхилення ХЧФ, *yh*	0, 15	0,45	0,45	0,4	0,5
Подовження фюзеляжу, λf	7,3	7,3	7,3	7,3	7
Подовження НЧФ, λn	1,7	1,7	1,7	1,7	1,7
Подовження ХЧФ, λh	2,8	3,5	3,3	3,5	3
Коефіцієнт заповнення перерізу, *etam*	π/ 4	π/ 4	π/ 4	π/ 4	π/ 4

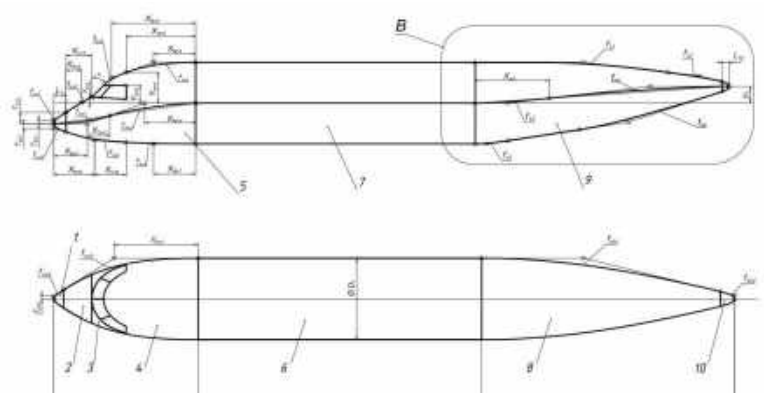
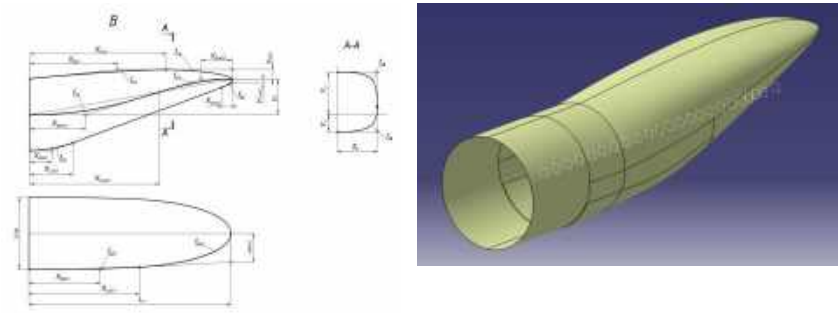


Рис. 3. Фрагмент узагальненого теоретичного креслення фюзеляжу літака



а *б*

Рис. 4. Узагальнене теоретичне креслення (а) та майстер-геометрія (б) ХЧФ транспортного літака із вантажним люком

Упроваджено методи сучасних інтегрованих систем щодо параметричного моделювання. Це дало змогу автоматизувати і значно прискорити редагування моделі під час подальших досліджень і збільшити кількість розглянутих варіантів конфігурацій ХЧФ.

Створено теоретичну схему і моделі розподілу простору для виконання аналізу транспортних можливостей вантажного люка в хвостовій частині фюзеляжу, що дають змогу урахувати вимоги до проєктованого транспортного літака в цілому та забезпечити необхідні характеристики щодо номенклатури транспортованих вантажів, їх умов завантаження-розвантаження, десантування відповідно до міжнародних стандартів.

4. Дослідження впливу геометричних параметрів хвостової частини фюзеляжу на характеристики фюзеляжу літаків транспортної категорії

Виконано дослідження із визначення впливу геометричних параметрів хвостової частини на характеристики ефективності літаків транспортної категорії. Геометричні параметри уніфікованої параметричної моделі фюзеляжу змінювалися у широкому діапазоні, що характеризують літаки транспортної категорії з різними типами вантажних люків. Розглянуті конфігурації хвостової частини показано на рис. 8.

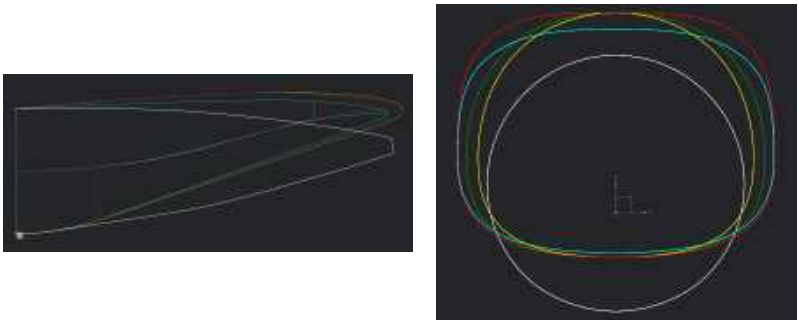


Рис. 5. Конфігурації хвостових частин літаків транспортної категорії, отримані при зміні параметрів у заданих діапазонах

Аеродинамічні характеристики фюзеляжу визначено для крейсерського режиму польоту (V = 850 км/ч, H = 11 км) за допомогою запропонованої моделі у середовищі ANSYS CFX. Результати розрахунків різних варіантів хвостових частин показано на рисунку 9. Під час зміни параметрів ХЧФ інші параметри фюзеляжу (діаметр, подовження та відхилення носової частини) залишалися постійними.

Площу поверхні фюзеляжу визначено з використанням запропонованої параметричної моделі майстер-геометрії, створеної у системі Siemens NX, що дало змогу врахувати вплив особливостей геометрії ХЧФ.

Таблиця 2

Доповнена матриця геометричних параметрів ХЧФ

Тип вантажного люка	Тип А	Тип Б	Тип В	Тип Д	Тип Е
Злітна маса, кг	44750	44250	44370	44330	44550
Маса корисного навантаження, кг	10 000	10 000	10 000	10 000	10 000
Діаметр фюзеляжу, мм	3350	3350	3350	3350	3350
Подовження фюзеляжу	7,3	7,3	7,3	7,3	7

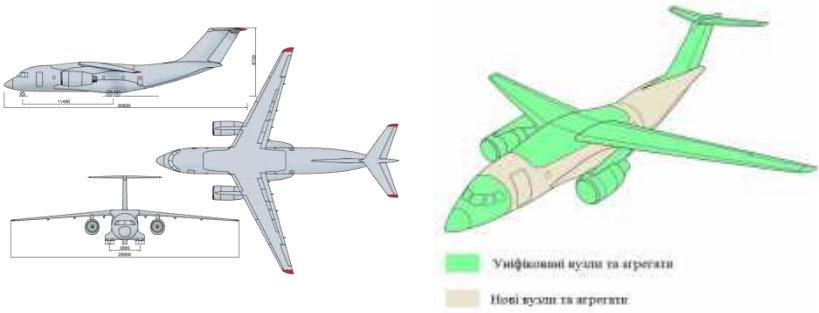
Розрахунок маси фюзеляжу виконано за формулою

$$m_ф = (d_ф + 3{,}5)\, S_{пф} + 0{,}0125 m_0 + 0{,}1 m_{к.н} + 0{,}4 \cdot 10^{-3}\, \lambda_ф\, S_{пф}^2 + \\ + 135\, d_ф + 25\, (10^{-3} m_0)^{3/4}, \quad (1)$$

де $S_{пф}$ – площа поверхні фюзеляжу; $d_ф$ – діаметр фюзеляжу; m_0 – злітна маса літака; $m_{к.н}$ – маса корисного навантаження; $\lambda_ф$ – подовження фюзеляжу.

5. Апробація та впровадження представленого методу проєктування хвостових частин фюзеляжу та дослідження впливу різних схем на основні характеристики транспортного літака

Виконано впровадження методу інтегрованого проєктування ХЧФ, який було використано при створенні нової модифікації літака сімейства літаків Ан-1Х8, а саме легкого реактивного транспортного літака вантажопідйомністю 10 тонн.

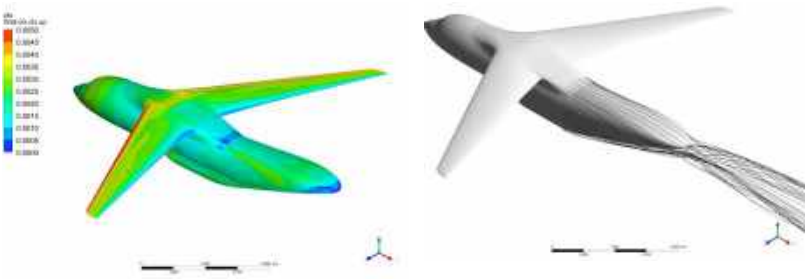


а *б*

Рис. 6. Схема загального вигляду (а) та уніфікації (б) проєктованого літака сімейства Ан-1Х8

На підставі технічного завдання розроблено концепцію створення конкурентоспроможного транспортного літака і виконано його попереднє проєктування. Концептуальна особливість літака – максимальне використання вузлів та агрегатів наявних літаків, у тому числі пасажирських, сімейства Ан-1Х8, створення літака з більш високими показниками ефективності та можливостями, наприклад відповідність вимогам системи перевезення стандартизованих авіаційних піддонів для транспортних літаків – 463L Master pallet (HCU-6/E).

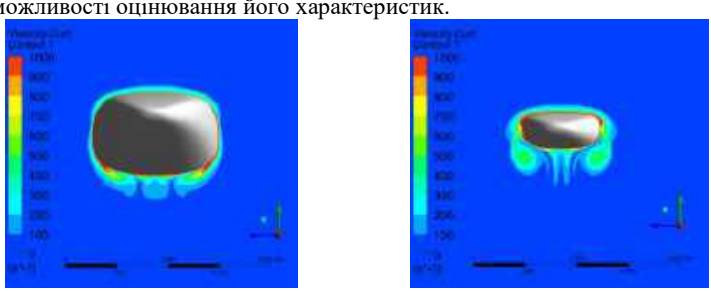
Для оптимізації літака за допомогою поданого методу було розроблено п’ять варіантів хвостових частин фюзеляжу для їх оцінювання та вибору найбільш оптимальної для конкретного літака. При аналізі враховувались такі показники як відповідність до ТТХ літака, аеродинамічні (рисунки 7, 8) та вагові характеристики кожної окремо взятої схеми та їх порівняльний аналіз між собою.



а *б*

Рис. 7. Загальний вигляд розподілу коефіцієнта тертя (C_{xf}) на поверхні літака (а) та розподілу ліній потоку на відстані 100 мм від поверхні літака (б) з хвостовою частиною фюзеляжу типу «А» при М = 0,75, Су = 0,5, Н = 11000 м (вигляд зверху)

Після створення майстер-геометрії різних варіантів хвостових частин фюзеляжу було виконано аеродинамічні розрахунки літака у шести виконаннях для можливості оцінювання його характеристик.



а б

Рис. 8. Порівняння інтенсивності вихрів у пендикулярному перерізі до ПСЛ Ан-1Х8 з варіантом хвостової частини «типу «А»: (а) – х = 22 м; б) – х = 25 м (відстань до перерізу задається від носа літака)

Таблиця 6

Результати розрахунків аеродинамічних характеристик літака Ан-1Х8 з різними варіантами хвостової частини фюзеляжу на висоті Н = 11000 м, М = 0,75

Параметр	ФЗ Ан-148	ФЗ «типу «А»	ФЗ «типу «Б»	ФЗ «типу « В»	ФЗ «типу «Д»	ФЗ «типу «Е»
K	15,43	13,97	14,55	14,31	14,55	14,55
dK	0	-1,46	-0,88	-1,12	-0,88	-1.51
dK, %	0	-9,47 %	-5,70 %	-7,25%	-5,70 %	-9,78 %

Після проведення аеродинамічних розрахунків літака з різними типами хвостових частин, які були виконані на режимі крейсерського польоту на висоті 11 тисяч метрів на швидкості M = 0,75, можна зробити такі висновки. Аеродинамічну якість пасажирського літака Ан-148 було взято як базову, яка в розрахунковій конфігурації становить 15,43 одиниці. З транспортних варіантів найкращий показник у варіанті зі схемами типу «Б» і «Д» і становить 14,55 одиниці, що на 5,35 відсотків гірше, ніж у базового варіанта.

Висновки

Відповідно до мети та завдань у роботі отримано такі результати:

1. Уперше при створенні літаків транспортної категорії з хвостовим вантажним люком розроблено та подано метод інтегрованого проєктування та конструювання хвостової частини фюзеляжу, який за допомогою математично описаних параметрів дає змогу створення тієї чи іншої майстер-геометрії хвостової частини фюзеляжу під конкретно вибрану схему вантажного люка.

2. Удосконалено метод, що дає змогу проєктування транспортних літаків не тільки на етапі створення принципіально нового концепту літака, а й як можливості виконання модифікації наявного літака пасажирського типу шляхом його глибокої модернізації.

3. Розроблено систематизацію і класифікацію наявних типів вантажних люків транспортної категорії за їх конструктивними особливостями. Виділено окрему групу хвостових вантажних люків. Сформовано п’ять типових схем вантажних люків у хвостовій частині фюзеляжу.

4. Створено універсальний параметричний метод задання майстер-геометрії хвостової частини фюзеляжу, що дає змогу реалізації будь-якої із наведених схем вантажних люків у хвостовій частині фюзеляжу, у тому числі й унікальну, реалізовану тільки на літаках марки «Ан», з відкатною рампою.

5. Описано взаємозв’язок параметрів вантажного люка і транспортних характеристик літака, які залежать від номенклатури та типів вантажів для перевезення, методів їх завантаження-розвантаження, десантування.

6. Набули подальшого розвитку методи тривимірного параметричного моделювання як хвостових частин фюзеляжу, так і транспортних літаків у цілому при створенні майстер-геометрії, моделі розподілу простору, аналітичних еталонів елементів конструкції планера і моделі повного визначення геометричних параметрів літака з використанням технологій систем CAD/CAM/CAE/PLM.

Список джерел

1. Метод построения математической модели теории хвостовой части фюзеляжа самолетов транспортной категории / С. А. Бычков, А. З. Двейрин, В. А. Костюк, А. В. Балун, А. И. Рабичев, Д. С. Конышев, В. С. Долгих. Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии технологии = Відкриті інформаційні та комп'ютерні інтегровані технології : зб. наук. пр. / Нац. аерокосм. ун-т ім. М. Є. Жуковського «Харків. авіац. ін-т». Харків, 2017. Вип. 78. С. 5–17. (Фахове видання, Index Copernicus)

2. Конышев Д. С. Метод определения основных параметров грузового люка в хвостовой части фюзеляжа самолетов транспортной категории. Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии технологии = Відкриті інформаційні та комп'ютерні інтегровані технології : зб. наук. пр. / Нац. аерокосм. ун-т ім. М. Є. Жуковського «Харків. авіац. ін-т». Харків, 2020. Вип. 87. С. 52–71. DOI: 10.32620/oikit.2020.87.02 (Фахове видання, категорія «Б», Index Copernicus)

3. Конишев Д. С. Інтегроване проєктування хвостової частини фюзеляжу літаків транспортної категорії. Відкриті інформаційні та комп'ютерні інтегровані технології : зб. наук. пр. / Нац. аерокосм. ун-т ім. М. Є. Жуковського «Харків. авіац. ін-т». Харків, 2024. Вип. 101. С. 4–21. DOI: 10.32620/oikit.2024.101.01 (Фахове видання, категорія «Б», Index Copernicus)

4. Метод проєктування модифікації літака на базі існуючого сімейства літаків транспортної категорії / О. О. Бойко, О. Г. Гребеніков, Д. С. Конишев, С. А. Філь, М. І. Філіппов. Відкриті інформаційні та комп'ютерні інтегровані технології : зб. наук. пр. / Нац. аерокосм. ун-т ім. М. Є. Жуковського «Харків. авіац. ін-т». Харків, 2024. Вип. 102. С. 4–31. DOI: 10.32620/oikit.2024.102.01 (Фахове видання, категорія «Б», Index Copernicus).

УДК 629.735.33

Л. В. Капітанова, д.т.н., професор, Д. М. Крицький, к.т.н., доцент,
В.І. Рябков, д.т.н., професор,
(Національній аерокосмічний університет «Харківський авіаційний інститут», Україна)

Напрямок збільшення дальності дії БпЛА ударного типу

Безпілотний літальний апарат (БпЛА), як особливий вид літальних апаратів, набули широкого поширення як при проведенні бойових прифронтових операцій, так і при нанесенні далеких ударів у глиб супротивника. Збільшення дальності дії є одним із актуальних завдань для ведення успішних операцій. Характерною особливістю компонування БпЛА є використання крила, що створює підйомну силу, і гвинтової установки, що забезпечує і підтримка апарату в повітрі для переміщення вздовж осі ОХ.

1. Моделювання збільшення дальності дії ударних БпЛА

Ефективність таких конструктивів визначається несучими властивостями їх аеродинамічних поверхонь, особливо їх опором.

У дослідженнях [1-3] представлені розробки та запропоновані різні технологічні заходи щодо збільшення дальності безпілотних літальних апаратів та додатків машинного зору: порівняльний аналіз та майбутні тенденції.

У процесі створення таких літакових конструкцій-агрегатів, як крило та повітряний гвинт, накопичено великий досвід розв'язання подібних завдань з урахуванням різних обмежень. Так, при формуванні форми крила летального апарату його подовження приймаєте рівним $\lambda_{кр} = 5....7.$ При формуванні форми лопаті вертольота її подовження приймає рівні $\lambda_{кр} = 12....14.$.

Теорія повітряних гвинтів при малих та середніх швидкостях (за винятком кінцевих частин лопатей вертольота) добре розроблена. При компонуванні БпЛА набули поширення гвинти малого подовження, що не завжди забезпечує їх оптимальну. аеродинамічна ефективність. Наведений аналіз дозволяє коротко уявити можливість використання літакових проєктно-конструкторських рішень при необхідності забезпечення дальності дії ударних дронів:

– необхідно використовувати крила трапецієподібної на вигляд у плані форми крил великим подовженням $\lambda_{кр}$ більше 15.

– до крила необхідно здійснювати геометричну та аеродинамічну крутку по розмаху його консолей;

– використовувати повітряні гвинти малого подовження з формою, що реалізує геометричну та аеродинамічну крутки.

Такі рішення забезпечать можливість створювати БпЛА мінімальної величини індуктивного опору за необхідної величиною потрібної аеродинамічної сили. У свою чергу, мінімальна величина індуктивного опору і призводить до збільшення дальності дії, особливо ударних дронів. На завершення, реалізація такого підходу на легкому військово-транспортному вітчизняному БпЛА призвела до збільшення дальності польоту на 310 км.

Для оцінки дальності польоту літака транспортної категорії, у тому числі і для БпЛА висловлюємо:

$$L_{теор} = \frac{KV}{C_{пит}} \ell n \frac{1}{1 - \overline{m}_{п}} = \frac{KV}{C_{пит}} \ell n \frac{1}{\overline{m}_{план} + \overline{m}_{с.v.} + \overline{m}_{к.н.}}, \qquad (1)$$

де $L_{теор}$ – теоретична дальність переміщення вантажу; К – аеродинамічна якість; V – швидкість польоту; $C_{пит}$ – питома витрата палива; $\overline{m}_{план}, \overline{m}_{с.v.}, \overline{m}_{к.н.}$ – відносні значення мас планера, силової установки та корисного навантаження.

Для етапу проєктування БпЛА найбільш приємно користування питомими показниками паливної ефективності разом із питомими показниками дальності авіаперевезень:

$$\overline{q}_{п} = \frac{m_{п}}{m_{о} П_{р}} = \frac{\overline{m}_{п}}{\overline{m}_{Б} L} \qquad (2)$$

Якщо ввести поняття «нормованої» діаграми «вантаж-дальність», маючи на увазі, що показник рівня аеродинамічної досконалості для конкретного поєднання параметрів, що визначають діаграму «вантаж-дальність», є постійна величина, а відносна маса палива для заданої дальності має вигляд:

$$\overline{m}_{п} = (1 - e^{-C_R L / KV}), \qquad (3)$$

$$\overline{m}_{п} = (1 - e^{-1}), \qquad (4)$$

де питома дальність

$$\overline{L} = \frac{L}{KV} = \ell n \frac{1}{1 - \overline{m}_{п}} \quad . \qquad (5)$$

Слід визначити, що в оцінки всіх питомих показників входить дальність авіаперевезень, в дослідженнях наведено їх залежність $\overline{L}$. Після проведених розрахунків та аналізуючи дані, наведені в дослідженнях, можна зробити висновки щодо паливної ефективності та шляхів управління її величиною:

– зі збільшенням відносної дальності $\overline{L}$ збільшується і витрата палива на рейс;

– адекватність змін рейсової продуктивності спостерігається лише за . $\overline{L} < 0{,}5$. При $\overline{L} > 0{,}5$ продуктивності постійно знижується, тоді як питомий показник витрати палива на одиницю роботи зростає в експоненційній формі.

2. Можливості використання в БпЛА аеродинамічно несучих поверхонь

Характерною особливістю компонування БпЛА є використання крила, що створює підйомну силу та гвинтову установку, що забезпечує і підтримку апарату в повітрі для переміщення вздовж осі OX.

Природно, що ефективність таких конструктивів визначається несучими властивостями їх аеродинамічних поверхонь, особливо їх опором.

У процесі створення таких літакових конструкцій-агрегатів, як крило та повітряний гвинт, накопичено великий досвід розв'язання подібних завдань з урахуванням різних обмежень.

Так, при формуванні форми крила літального апарату його подовження приймається рівним $\lambda_{кр} = 5....7.$

При формуванні форми лопаті вертольота її подовження приймається рівним $\lambda_{кр} = 12....14.$

Теорія повітряних гвинтів при малих та середніх швидкостях (за винятком кінцевих частин лопатей вертольота) добре розроблена. При компонуванні БпЛА набули поширення гвинти малого подовження, що не завжди забезпечують їх оптимальну аеродинамічна ефективність.

Наведений аналіз дозволяє тезово представити можливість використання літакових проєктно-конструкторських рішень за необхідності забезпечення дальності дії ударних дронів:

– необхідно використовувати крила трапецієподібної на вигляд у плані форми крил великим подовженням $\lambda_{кр}$ більше 15.

– до крила необхідно здійснювати геометричну та аеродинамічну крутку по розмаху його консолей;

– використовувати повітряні гвинти малого подовження з формою, що реалізує геометричну та аеродинамічну крутки.

Такі рішення забезпечать створювати БпЛА мінімальної величини індуктивного опору за необхідної величини потрібної аеродинамічної сили.

У свою чергу, мінімальна величина індуктивного опору і призводить до збільшення дальності дії, особливо ударних безпілотників.

Висновки

Запропоновано та розроблено метод збільшення дальності дії ударного БпЛА із заданою масою бойової частини.

Відмінну особливість методу становлять моделі вдосконалення геометричних форм та параметрів аеродинамічно несучих поверхонь БпЛА такого типу. Серед них:

– модель оптимізації звуження та видалення крила;

– модель геометричної та аеродинамічної крутки місцевих хорд консолей крила;

– модель порівняльної оцінки можливостей застосування ударних БпЛА.

Таким чином є всі підстави вважати, що запропонований метод формування геометричних особливостей аеродинамічних поверхонь ударних БпЛА, забезпечить цьому типу літальних апаратів необхідну дальність дії вже на етапі їх проєктування.

Список джерел

1. Mertika S, Schimpf J, Kim SY, Moschetta JM, Turpin C. Modeling and experimental testing of a UAV liquid hydrogen propulsion set. Int J Hydrogen Energy 2024;88:1398-409. hups.;//doi.org/:10.1016/ J/ljhydera2024. 09.283

2. Pekias A, Maraslidis GS, Tsipouras MG, Koumboulis FN, Fragulis GF. Power Supply Technologies for Drones and Machine Vision Applications: A Comparative Analysis and Future Trends. Telecom 2023;4. hups.;//doi.org/:10.3390/ telecom 4030024.

4. Zhang Y, Zhao R, Mishra D, Ng DWK. A Comprehensive Review of Energy-Efficient Techniques for UAV-Assisted Industrial Wireless Networks. Energies (Basel) 2024; 17. hrrp5.7/doi-org/10.3390/en 17184737.

UDC 620.179.1

Tamer Saracyakupoglu, Assoc. Prof. Dr
(Turkish Aerospace Industries, Ankara, Türkiye)

Corrosion-Induced Fatigue Failure and Partial Separation of a Boeing 747-400F Inboard Foreflap: A Case Study

This document-based study examines the 2019 partial separation of a Boeing 747-400F inboard foreflap. Reported findings link pitting corrosion at the fitting lug–bearing interface to fatigue cracking and final fracture. The case highlights inspection limitations, investigation of bearing migration, and periodic fitting replacement to reduce recurrence risk.

1. Introduction

Aircraft are equipped with various aerodynamic surfaces, including wings, stabilizers, ailerons, rudders, flaps, and trim-tabs. Among the mentioned aerodynamic surfaces, the flaps are critical ones, providing a high lift coefficient (C_L) and drag coefficient (C_D) during relatively low-speed and low altitude flight phases such as climb, descent and final approach. Flaps are typically retracted (0°) and in the neutral position during high-speed flight (Fig. 1.a). Deployment increases wing camber and, depending on flap configuration, extends chord and wing area or delays flow separation, thereby reducing stall speed (Fig. 1.b).

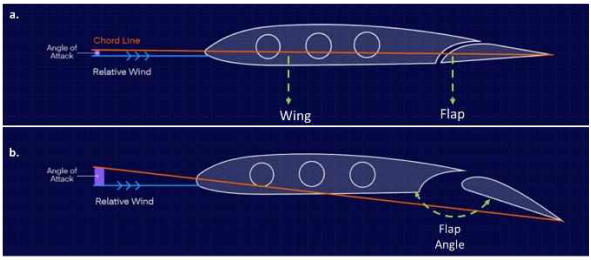


Fig. 1.a. Schematic Illustration of an Airfoil with the Trailing-Edge Flap Retracted; 1.b. Schematic Illustration of an Airfoil with the Trailing-Edge Flap Deflected Showing the Resulting Change in Airfoil Camber (Adapted from [1])

In modern aircraft, flap systems are more complex. They may be combined of aft, mid and foreflaps [2] depending on the type of aircraft. On many transport aircraft, trailing-edge flaps lie inboard of the outboard ailerons, although some configurations feature an inboard aileron between flap sections [3].

Any mechanical or structural failure in flap structures which are subjected to dynamic aeroelastic loads and high levels of vibration can result in aerodynamic instability.

Between 2015 and 2024, initial climb, climb after flap retraction, descent, and final approach accounted for 30% of fatal commercial jet accidents worldwide, while

landing accounted for approximately 37%, yielding a combined 67% [4]. These figures describe the distribution of fatal accidents by flight phase and do not establish a causal relationship with flap failures however, the incident examined in this study occurred during final approach.

2. Case Description and Technical Background

This study presents a comprehensive technical and structural analysis of the partial separation incident involving the right-wing inboard foreflap structure of a Boeing 747-400F cargo aircraft, which has registration PH-CKA, during final approach to Harare in July 2019.

The Boeing 747 fleet has encountered numerous incidents of skewed operation, jamming, and component separation within trailing-edge flap mechanisms. Between 2009 and 2019, partial or complete inboard foreflap separations involving Boeing 747-series aircraft were documented at Frankfurt, Miami, Atlanta, Delhi, and Guam. Investigation findings varied: several cases involved corrosion-related fatigue cracking, while other occurrences involved fatigue and bearing anomalies or lacked a definitive causal determination. These separations occurred during flight or landing roll [5].

2.1. Boeing 747-400 Inboard Trailing-Edge Flap System

The Boeing 747-400 high-lift system employs a triple-slotted fowler flap arrangement on the trailing edge of each wing to generate the necessary aerodynamic lift during low-speed phases. The kinematic motion and positioning of the foreflap structure are facilitated by flap tracks and mechanical sequence carriages. In this configuration, the foreflap is connected to sequence carriage No. 5 via an inboard link assembly and to sequence carriage No. 6 via an outboard foreflap fitting lug [5]. The outboard foreflap fitting lug plays a critical load-bearing role by transferring aerodynamic and structural loads from the foreflap directly to the flap mechanism through a bearing and bolt connection. The outboard foreflap fitting bearing remained attached to sequence carriage assembly No. 6 after the separation as shown in Fig. 2.



Fig.2. Sequence Carriage Assembly No. 6 with the Outboard Foreflap Fitting Bearing Still Attached After The Separation (Adapted from Dutch Safety Board [5])

The 12-foot detached section as shown in Fig. 3., subsequently fell into a residential area in the Chitungwiza region, approximately 5 nautical miles from the runway threshold. The incident resulted in no fatalities, injuries, or ground-based property damage.

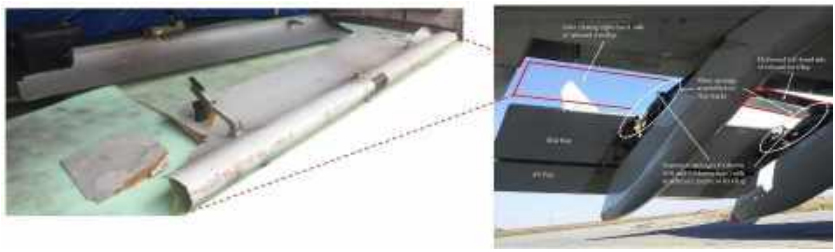


Fig.3. Right Inboard Flap Damage (Adapted from Dutch Safety Board [5])

During the final approach to Runway 05, at a radar altitude of approximately 1,995 ft and an indicated airspeed of 156 knots, the flight crew extended the flaps from the 20° position to the 25° position. Aerodynamic forces carried the detached foreflap section rearward, causing secondary impact damage to the right aft fuselage and the wing-body fairing.

It is noteworthy that, the detached aircraft components can cause secondary structural damage, including damage to the fuselage and horizontal stabilizer [6]. If debris damages critical systems, the consequences may extend to the loss of essential flight-control functions, as documented in an uncontained engine failure [7]. Falling aircraft debris also poses risks to people and property in populated areas, including the potential for serious or fatal injuries and damage to buildings and infrastructure.

Material testing following a similar incident involving the same parts confirmed that the fitting was manufactured from 7075-T73 aluminum alloy, in accordance with the requirements specified in the manufacturing drawings [6].

2.2. Observed Damage

Following the structural failure, approximately the right half of the right inboard foreflap structure, measuring about 12 feet by 2 feet, detached completely from the wing. The left half of the foreflap remained attached to the No. 5 track carriage but was severely deformed [5].

Metallurgical examinations determined that fatigue cracking, originating from pitting corrosion on the inner surface of the outboard attachment lug, initiated the failure, which culminated in a final overload fracture as shown in Fig. 4.

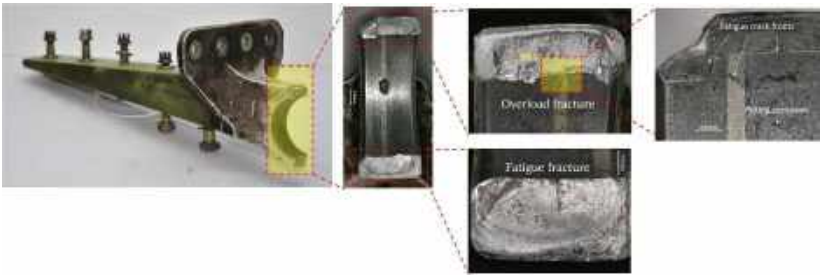


Fig.4. Outboard Foreflap Fitting Showing Pitting Corrosion, Fatigue Cracking, and Final Overload Fracture (Adapted from Dutch Safety Board [5])

3. Investigation Method

This document-based case study draws on published investigation reports by the Dutch Safety Board (DSB), relevant Boeing Service Bulletins (SBs), and regulatory Airworthiness Directives (ADs).

Reported maintenance history, flight parameters, and metallurgical findings were reviewed to assess the failure mechanism and the adequacy of maintenance and corrective measures for PH-CKA. Documented Boeing 747 foreflap separation events in Frankfurt, Miami, Atlanta, Delhi, and Guam since 2009 were compared to identify recurring failure patterns and potential fleet-wide airworthiness concerns. No independent testing, physical examinations, or analysis of raw flight data was performed.

4. Results

The DSB report identified limitations in detecting corrosion on the inner surface of the fitting lug when the bearing remained installed. The report also emphasized the necessity of investigating maintenance anomalies using the inspections and, when required, supplementary methods outlined in CMM 57-52-31. Alert SB 747-57A2367 later implemented scheduled fitting replacement, and AD 2021-02-15 dictated it [5].

At the time of the occurrence, PH-CKA's foreflap fitting had been in service for 16 years, within the approximately 11–16 year range reported for previous foreflap separation occurrences. This observed range did not establish a service-life limit; no life-limit requirement had been established for the fitting at that time [5].

During the D-check on 22 July 2018, migration of the No. 6 outboard fitting bearing prompted replacement in accordance with SOPM 20-50-03. Pitting corrosion was likely already present on the lug's inner surface.

The replacement records did not document the inner-surface condition, the investigation of the cause of migration, or the verification of the fitting technical specifications. These findings emphasize the importance of investigating the causes of bearing migration in accordance with the applicable maintenance manuals [5].

5. Conclusion

In the PH-CKA occurrence, pitting corrosion at the outboard fitting lug–bearing interface initiated fatigue cracking. Crack propagation progressively reduced the lug's load-bearing cross-section, leading to final overload fracture and partial separation of the right inboard foreflap. This mechanism was consistent with findings from several previous occurrences, although the causes of all reported separations were not conclusively established [5].

Following foreflap separation, the pilot countered the right roll with left aileron input and landed safely. Subsequent inspections identified foreflap separation and fuselage damage, while technical analysis confirmed pitting-corrosion-induced fatigue fracture of the attachment lug. Boeing's Alert SB 747-57A2367 specified replacement of the inboard foreflap's outboard attachment fitting at six-year or 5,880-flight-cycle intervals. The aircraft owner began implementing the bulletin in December 2019 and updated its maintenance program in February 2021. The FAA mandated the applicable actions through AD 2021-02-15.

The Dutch Safety Board considered these measures sufficient and issued no additional safety recommendations, while emphasizing that maintenance anomalies, including bearing migration, should be investigated in accordance with the relevant maintenance manuals.

References

1. Pilot Institute. The 5 types of flaps explained. 2025. https://pilotinstitute.com/flaps-types-explained/. Accessed: October 2, 2026.

2. Smith, A. M. O. High-lift aerodynamics. *Journal of Aircraft*. 1975. 12(6), 501–530. https://doi.org/10.2514/3.59830

3. Rudolph, P. K. C. *High-Lift Systems on Commercial Subsonic Airliners*. NASA Contractor Report 4746. NASA Ames Research Center, 1996.

4. The Boeing Company. *Statistical Summary of Commercial Jet Airplane Accidents: Worldwide Operations, 1959–2024*. 2025. April, p. 16.

5. Dutch Safety Board. *Loss of Flap Part, Boeing 747-400*. The Hague, 2022. https://onderzoeksraad.nl/wp-content/uploads/2023/11/loss_of_flap_part_boeing_747_400.pdf

6. National Transportation Safety Board. *Aviation Investigation Final Report: Incident Number ENG13IA027*. 2014. https://data.ntsb.gov/carol-repgen/api/Aviation/ReportMain/GenerateNewestReport/86978/pdf

7. McEvily, A. J., Ishihara, S., Mutoh, Y. 1989 DC-10 crash: A cold case mystery solved. *Engineering Fracture Mechanics*. 2016. 157, 154–165. https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.10.003.

UDC 620.179.1

S. Novoselac, Dr.Sc.,
(Independent Researcher, Norway),
A. Schmidt, Dr.Sc.,
(Independent Researcher, Germany)

Moment-adapted complex invariants Linear Wave Interference (MA-COIN LiWI): Damage accumulation through moment-weighted scaling of S-N parameters

The Moment-adapted COIN LiWI method (MA-COIN LiWI) is an approach for fatigue life prediction under multiaxial loading. The COIN LiWI equivalent stress in the frequency domain has been further developed to MA-COIN LiWI, which addresses material-specific differences in S-N curve slopes and mean stress sensitivities between normal and shear stress.

1. Introduction

The equivalent stress under multiaxial and non-proportional loading conditions remains a key challenge in fatigue. The LiWI (Linear Wave Interference) method [1], overcoming the inconsistencies in the signal and the unphysical deviations of the signed von Mises approach. The equivalent stress is formulated on a signal theory basis. The complex invariants (COIN) [2] have mathematically substantiated and extended this approach. Furthermore, the recent development of the MA-COIN LiWI approach has significantly improved the accuracy of this method particularly for welded specimens and aluminum alloys with varying fatigue parameters under both proportional and non-proportional loading conditions with mean stress influence [3].

Multiaxial fatigue is especially relevant for aluminium alloys in aerospace structures. This paper therefore presents results for Al 7075-T651, which shows a particularly strong improvement with the MA-COIN LiWI method. The improvement arises because this material exhibits significant differences in S-N curve slopes and mean stress sensitivities under normal and shear loading.

2. Theoretical Considerations

The examples of stress signals shown below illustrate the difference between proportional and non-proportional cases. It is important to emphasise that the signals shown in Figure 1 are the simplest forms of such signals; in a real, practical environment, stress signals seldom resemble this and vary in amplitude over time, as shown in Figure 2. These signals demonstrate that the fatigue method for multiaxial stress should be simple and computationally fast. The MA-COIN LiWI method is a critical plane-free method and thus computationally efficient for long and complex signals.

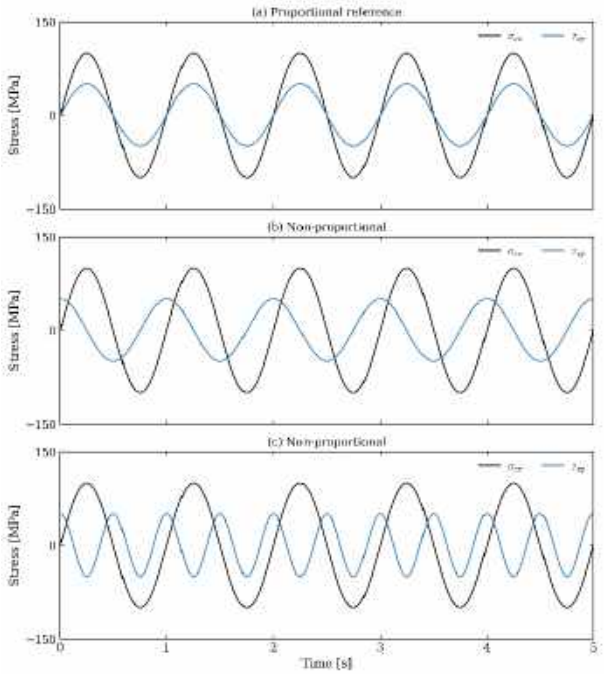


Fig. 1. Stress response for a) proportional, and b) & c) non-proportional load

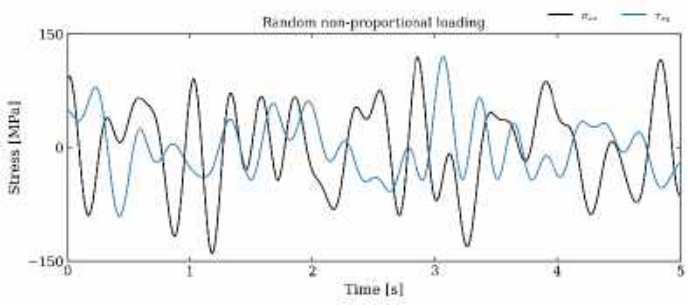


Fig. 2. Stress response for random non-proportional load

Frequency Domain Transformation**:** The stress-time history at the critical point is decomposed into its frequency components using the Fast Fourier Transform (FFT) and can be represented as a complex tensor for each frequency.

$$\underline{S}(f_n) = \begin{bmatrix} \hat{\sigma}_x e^{j\varphi_x}(f_n) & \hat{\tau}_{xy} e^{j\varphi_{xy}}(f_n) \\ \hat{\tau}_{xy} e^{j\varphi_{xy}}(f_n) & \hat{\sigma}_y e^{j\varphi_y}(f_n) \end{bmatrix} \tag{1}$$

Frequency-wise Calculation of Invariants**:** For each frequency f_n, the first two real-valued and the first two complex invariants (Complex Invariants) are calculated. The first invariant can be understood as the sinusoidal oscillation of the normal stress component of the tensor, and the second invariant as the square of the sinusoidal oscillation of the shear stress component.

$$I_1^2(f_n) = \mathrm{Tr}\left(\underline{S}(f_n)\right)^2 = \mathrm{Tr}\left(\underline{S}(f_n)\right) \cdot \overline{\mathrm{Tr}\left(\underline{S}(f_n)\right)} \tag{2}$$

$$I_2(f_n) = \frac{1}{2}\left(I_1^2(f_n) - \mathrm{Tr}\left(\underline{S}(f_n) \cdot \overline{\underline{S}(f_n)}\right)\right) \tag{3}$$

$$\underline{I_1^2}(f_n) = \mathrm{Tr}\left(\underline{S}(f_n)\right) \cdot \mathrm{Tr}\left(\underline{S}(f_n)\right) \tag{4}$$

$$\underline{I_2}(f_n) = \frac{1}{2}\left(\underline{I_1^2}(f_n) - \mathrm{Tr}\left(\underline{S}(f_n) \cdot \underline{S}(f_n)\right)\right) \tag{5}$$

The influence of the phase shift between normal and shear stress on the equivalent stress amplitude can be represented. Here, the real-valued invariants, which completely ignore phase influence, are linked with the complex invariants, which fully incorporate phase influence, via the material-dependent phase influence factor k_ϕ.

$$\hat{\sigma}_{COIN,LiWI}(f_n) = \sqrt{k_\phi\left(I_1^2(f_n) - k_a^2 \cdot I_2(f_n)\right) + \left(1 - k_\phi\right) \cdot \left|\underline{I_1^2}(f_n) - k_a^2 \cdot \underline{I_2}(f_n)\right|} \tag{6}$$

The phase angle $\phi_{COIN}(f_n)$ of the equivalent stress is derived from the complex invariants. From the complex equivalent stress (amplitude and phase) determined for each frequency, the equivalent stress signal in the time domain $\sigma_{COIN}(t)$ is synthesized using the inverse FFT (iFFT).

The MA-COIN LiWI approach improves damage accumulation by determining the quadratic power content of the invariants of the stress tensor history. The mixing ratio of two basic stress types can be estimated from the ratio of their power contents. As the root-mean-square (RMS) value represents the 0th moment of the frequency spectrum, the method was named “Moment-adapted”. Further details for descriptions and mathematical considerations can be found in published research [1-3].

3. S-N curve parameters and results for Al 7075-T651 with MA-COIN LiWI

The accuracy of the proposed method was tested with the specific tests selected from the literature where the S-N slope and mean stress sensitivity differ for tension-compression and torsion. The parameters of the S-N curve used can be seen in the Table 1. Furthermore, more materials have been tested and can be found in the published work in [3].

Table 1

S-N parameters for the Al 7075-T651 [3, 4]

Material	$\sigma_{FAT,}$ MPa	$\tau_{FAT,}$ MPa	k_σ	k_τ	M_σ	M_τ	k_φ	k_a
Al 7075-T651	207	116.8	9.9	8.2	0.4	0.25	0.9	1.77

Table 2

Mean *m* and standard deviation T_N of the calculated results for Al 7075-T651 (based on logarithmic lifetimes)

Material	MA-COIN LiWI	
	T_N	m
Al 7075-T651	4.61	1.15

Conclusion

The MA-COIN LiWI method is formulated for multiaxial fatigue life prediction. The validation against experimental data of the Al 7075-T651 from the literature shows that MA-COIN LiWI results with significant improvement in prediction accuracy.

Further work should focus on other aluminium alloys, such as the 2000 series, as well as titanium alloys.

However, since the current approach assumes a single set of scaled S-N parameters for an entire load sequence, it may be limited in its applicability to extremely complex superimposed loads.

References

1. Schmidt, A.T., Pandiya, N. Extension of the static equivalent stress hypotheses to linearly vibrating systems using wave interference - The LiWI approach. *Int J Fatigue* 2021;147:106103.
http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.106103

2. Schmidt, A.T., Kraft, J. A new equivalent stress approach based on complex invariants: The COIN LiWI method. Int J Fatigue, 2023;168:107474. http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107474.

3. Schmidt, A.T., Novoselac, S. Moment-adapted complex invariants Linear Wave Interference (MA-COIN LiWI): An approach for refining damage

accumulation through moment-weighted scaling of S-N parameters. Int J Fatigue, 2026;2012:109813. http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2026.109813

4. Wang, X.W., Shang, D.G., Sun, Y.J., Chen, H. Multiaxial high-cycle fatigue life prediction model considering mean shear stress effect under constant and variable amplitude loading. Theor Appl Fract Mech 2017;92:164–73. http://dx.doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.10.007

Michael Urban (Retired from Lockheed Martin, United States)

Piecewise linear curves in Holistic fatigue analysis of aerospace components

Scatter in fatigue analysis is caused by both input and analyses variability. Input adjustments including material properties, loading levels, and usages are typically part of the analysis process. Subjectivity and user bias within the analysis process can greatly impact predictions. Holistic methods are applied to address analyses which are typically far from deterministic. Piecewise linear SN-curve representations are used to improve analysis consistency while retaining an analyst creativity.

1. Introduction

Achieving highly precise fatigue analysis results is challenging. Scatter is inevitable. Rather than eliminating scatter it needs to be minimized and managed. Reporting single highly exact predictions can inadvertently imply precision that is not possible.

Scatter can be divided into natural and analytic. Natural scatter is based on variations in material properties, loadings, and usages. Analytic scatter is a result of subjectivity in analysis.

A process first needs to be controlled before seeking improvement. We all expect control in manufacturing. It is rightfully unacceptable for thickness in an aerospace machining to vary between 2mm to 5mm. It is also unacceptable to require zero variation in thickness. An acceptable variation based on manufacturing technique is required. The analysis that determined that thickness needs be held to similar constrains.

There is a well-known study caried out by the University of Cranfield [1]. The study asked numerous organizations to predict testing results. The predictions were astonishing. The variation in submitted results for both inspection intervals and life predictions were very large.

In many cases analysis being done at support houses or even differing groups in the same organization can be inconsistent. It is important to control and document scatter.

2. Natural Scatter

Static analysis can be highly deterministic. Fatigue analysis contains more variation. Therefore, fatigue requires a robust technique to account for natural scatter. Natural scatter is accounted for with inputs to achieve a require reliability. Inputs including SN-curve material properties, applied loads magnitude, and usage spectra.

Figure 1a illustrates a constant standard deviation SN-curve offset. The mean SN-curve offset may be determined using the coefficient of variation at endurance with a cycle count adjustment.

The mean curve is reduced to a lower level to help account for natural scatter. Next, the mean curve is shifted left by 3-5 life times to cover the higher stress region. The lower of the two curves (with a slope discontinuity at the intersection) now defines the working curve. The working curve will have a statistical reliability.

An offset vector is a more straight forward mathematical formulation. While the offset vector is a clean method with no slope discontinuity, most engineers prefer the double shift method, figure 1b. Both work fine for fatigue analysis.

The mean to working SN-curve offset retains an endurance singularity. No fancy wording or creative plotting can fix the singularity problems.

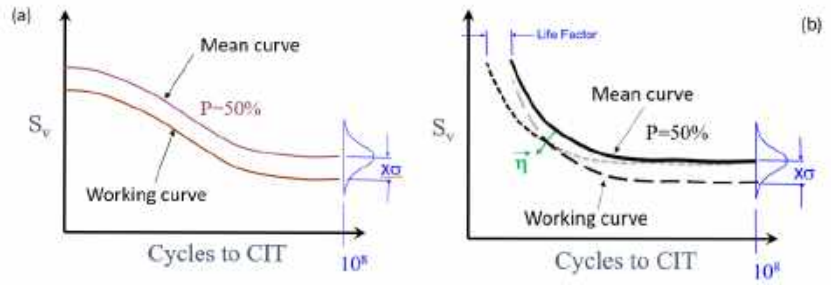


Figure 1, Working versus mean SN-curves

3. Analytic scatter

Analysis methods are not completely deterministic. Scatter results from assumptions variations. Ideally there would be no variability in analysis. Unfortunately, there can be significant variability based on modeling methods and analysis standards.

Some analytic scatter can be eliminated using holistic methods [2]. Holistic methods include all available information. They apply knowledge and data in the most effective way possible.

The first step toward improvement is admitting the current methods can benefit from a refresh. Data for stress life analysis has traditionally been portrayed in a stress-life curve. Traditional continuous SN curves are not very conducive to clearly defining distinct regions. Miner in his famous paper mentions a “range of usefulness”.

Miner [3] discusses issues with scatter in the endurance region. This is the near singular region of the SN-curve. As with any mathematical formulation a near singular region is challenging. Limits of applicability are easily agreeable in concept but challenging in objective definition.

Miner discusses correlation for R-ratios below R = +0.5. High R-ratios can introduce additional scatter. As the R-ratio increases so does the “near endurance” region. SN-curves may be depicted at varying R-ratios. Curves defining high plasticity and near singular limits are plotted in figure 2a.

Fatigue analyses require strong definitions of the regions Figure 2b depicts the subjective definition of regions [4]. The curves are plotted in their traditional orientation for clarity. It is highly recommended to rotate the curves to a truer orientation.

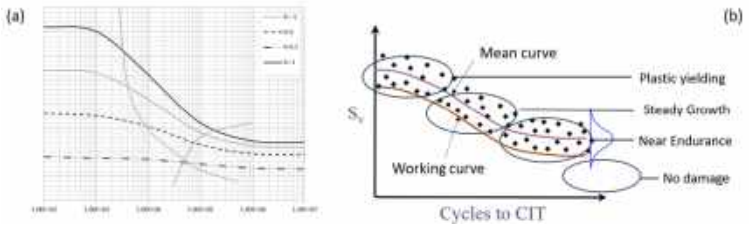


Figure 2, Regions of Applicability

4. Multi-piecewise curves

Linear fits to testing data can add significant clarity. Applying knowledge of total expected cycles adds additional precision. Do not address ten million cycle loadings and ten thousand cycle loadings in similar manners. Use cycle count knowledge to aide your analysis and end user.

Fatigue analysis, like any analysis, has regions. The power of piecewise linear curves to precisely define regions is illustrated in figure 3. Some regions provide precise results while others do not. It is important to define individual regions as best that can be expected given current technology.

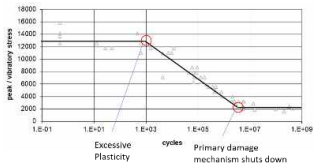


Figure 3, Piecewise Linear Region Definition

Piecewise curves combined with cycle count information will reduce analysis scatter. Variation in life prediction will be more precisely controlled while retaining an analyst full creative ability.

It is proposed to use four SN allowable curve shapes [5]. In figure 4 four curve shapes are illustrated. The curve shape division is based on cycle counts for a given loading block. It is also proposed to separate fielded from new design situations. Fielded components are typically frozen with applied loads fixed. New design still allows for an easy configuration modification.

Figure 4a, is for new design with high cycle count. The high cycles are handled similar to a static analysis. Damage would accumulate rapidly. All loads must therefore be kept below endurance. The curve contains no singularity as it is a basic static style analysis.

Figure 4b, is for new design with lower cycles. This is a stable damage progression line. The stable growth curve is extended to zero cyclic loading

eliminating the singularity. While minimal damage will accrue at very low loads the semi-log nature of the plot makes the extra damage portion trivial. The upper portion of the curve is cutoff to disallow plastic loading. Strain-life plastic loading for new design is a highly specialized situation which should be ignored in most configurations.

Figure 4c, addresses high cyclic count loading for fielded details. In this condition there are three possible regions of analysis, 1) no damage, 2) singular region, or 3) flag for review. Here a singularity cannot be avoided. An analysis falling in this region needs to be identified with potential scatter properly flagged

Figure 4d, is for low cyclic loading of fielded regions. This loading has four regions as illustrated. This is a situation where strain-life analysis may be unavoidable. Analysis concerns need to be completely forthcoming. This analysis may be highly susceptible to excessive scatter. Results require clear discussion as to their validity. The analyst may be in a situation where good, better, best may be their only call.

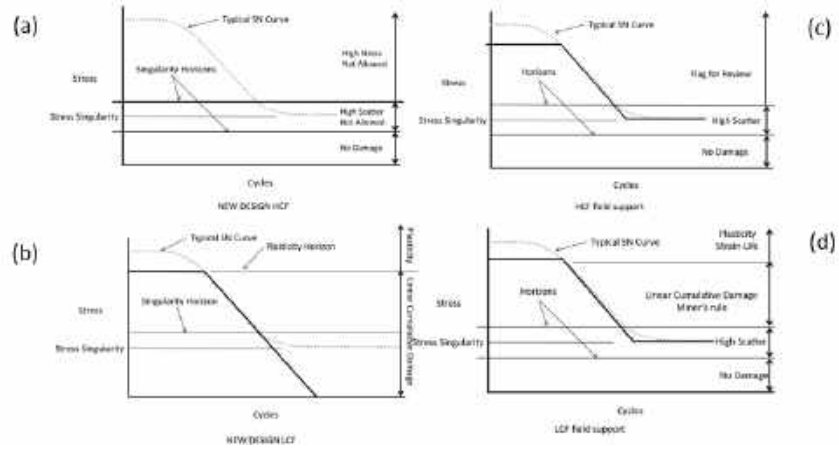


Figure 4, Set of Piecewise Linear SN-Curves

Conclusion

Not all fatigue analyses are the same. Using holistic methods can greatly reduce analysis scatter. Endurance is a singularity that can add significant scatter to predictions.

Scatter is unavoidable in fatigue analysis predictions. Scatter in predictions is the sum of variations in inputs (natural scatter) and variations in analysis (analytic scatter). Natural scatter has to be accounted for while analysis scatter should be reduced to an absolute minimum.

A new approach with varying piecewise linear curves can reduce scatter. The improved analysis reporting will aide both design managers and end user leadership.

Analysis information aiding critical decisions on aircraft configurations is highly important.

References

1. P.E. Irving, J. Lin, J.W. Bristow, Round Robin Challenge Presented at the American Helicopter Society 66th Annual Forum, Phoenix Arizona, May 11-13, 2010.

2. S. Limon, D.W. Hoeppner, P.N. Clark, What do Pipelines and Airplanes have in Common? Proceedings of the 2016 11th International Pipeline Conference Sept 26-30 Calgary, Alberta Canada

3. Miner, M.A., "Cumulative damage in Fatigue", Meeting of the Aviation Division of the ASME, A159-164, September 1945

4. 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

5. Urban, M.R., Fatigue Analysis of a Paper Airplane, Covenant Books Murrells Inlet South Carolina USA, ISBN 979-8-88851-419-1, 2023.

A. Mazurkiewicz, Ł. Pejkowski
(Bydgoszcz University of Science and Technology, Poland)
A. Karolczuk, K. Moj
(Opole University of Technology, Poland)

Fatigue behaviour and cyclic deformation of 316L stainless steel specimens produced by material extrusion

The fatigue behaviour of material-extruded 316L stainless steel was investigated under fully reversed, strain-controlled loading at seven strain amplitudes between 0.07% and 0.60%. Tensile tests, X-ray computed tomography and scanning electron microscopy supported the interpretation of fatigue lives extending beyond three million cycles. The stress histories presented showed initial cyclic hardening followed by approximate stabilisation and, in some specimens, gradual softening. XCT-derived relative densities of approximately 85% revealed a heterogeneous bead and void architecture. Strain–life and cyclic stress–strain parameters describe the investigated manufacturing condition, with limitations in interpreting very small macroscopic plastic strains.

1. Introduction

Material extrusion (MEX) of metal-filled filaments followed by debinding and sintering offers a route to metallic components using equipment derived from polymer printing. Residual voids and the deposited bead architecture complicate the assessment of mechanical performance. Previous studies addressed the effects of manufacturing parameters on tensile properties [1] and fatigue under pulsating stress-controlled loading [2]. Fully reversed strain-controlled experiments provide complementary information on cyclic deformation and the relationship between prescribed strain, evolving stress and fatigue life.

This study characterises the fatigue response of MEX-fabricated AISI 316L by combining strain–life data and midlife strain-hysteresis loops with tensile testing, XCT and fractography. The objective is to determine fatigue and cyclic constitutive parameters while identifying the limits of their interpretation for the investigated porous material.

2. Material and experimental procedures

Specimens were printed from 1.75 mm BASF Ultrafuse 316L filament using a Bambu Lab X1 Carbon printer with a 0.4 mm nozzle. The layer thickness was 0.15 mm, nominal infill was 100%, and alternating rasters were oriented at ±45° to the longitudinal axis. Printing used six perimeter walls, a speed of 25 mm/s, and nozzle and build-plate temperatures of 250 °C and 120 °C. Catalytic debinding at 120 °C was followed by thermal binder removal and sintering at 1380 °C for 3 h.

Six tensile tests established the baseline response and examined unloading and reloading, strain-rate sensitivity and stress relaxation. Fourteen fatigue specimens were tested at seven total strain amplitudes from 0.07% to 0.60% using a fully reversed sinusoidal waveform with a strain ratio of −1. Loading frequencies limited the maximum strain rate to below 0.01 s^{-1}. All mechanical tests were performed along the longitudinal Z direction using an Instron 8874 and a 3 mm gauge-length extensometer.

Three specimens were scanned by XCT before fatigue testing at a voxel size of 9.1 μm. Adaptive segmentation quantified the metal fraction within refined inner specimen masks, including internal and surface-connected voids inside these volumes. SEM was used to examine specimen surfaces and fatigue fracture features. Elastic and plastic strain amplitudes were calculated using specimen-specific moduli obtained from the linear portions of the midlife strain-hysteresis loops.

3. Results and discussion

The tensile response exhibited strain-rate sensitivity and stress relaxation. Increasing the strain rate from 0.00025 to 0.005 s^{-1} increased stress, whereas 60 s strain holds produced stress drops followed by recovery when loading resumed. The mean tensile modulus was approximately 120.8 GPa, the mean 0.2% offset proof stress was 102 MPa, and the mean ultimate tensile strength was 314 MPa.

Fatigue lives ranged from 146 to 3,544,069 cycles. The stress amplitude histories presented showed rapid initial cyclic hardening during approximately the first 10% of life, followed by approximate stabilisation. Some specimens subsequently exhibited gradual cyclic softening. Mean stress remained close to zero in these histories. Increasing strain amplitude generally increased peak stress, plastic strain range and hysteresis loop area. The cyclic stress–strain relationship indicated hardening relative to the monotonic response.

The Basquin–Manson–Coffin fit gave a fatigue strength coefficient of 442.5 MPa, a fatigue strength exponent of −0.120, a fatigue ductility coefficient of 0.105 and a fatigue ductility exponent of −0.521. The cyclic Ramberg–Osgood fit yielded a strength coefficient of 1279.4 MPa and a strain-hardening exponent of 0.319. Plastic strain amplitudes at the two lowest applied amplitudes were excluded from the Coffin–Manson regression because the macroscopic response was almost entirely elastic. These observations departed from the extrapolated plastic branch. Very small calculated plastic strains and possible localised deformation therefore limit the interpretation of the low-amplitude response and individual high-cycle life predictions.

XCT-derived relative densities ranged from 84.46% to 85.18% within the analysed inner volumes. Irregular, elongated and partially connected voids retained the deposited bead and layer architecture despite the nominal 100% printing infill. The heterogeneous transverse metal distribution may promote nonuniform load sharing and local stress concentrations, but XCT alone does not quantify these contributions. Directional architecture suggests possible mechanical anisotropy, which was not established because mechanical testing was restricted to Z.

Fractography revealed spatially varying damage features. Specimens tested at higher strain amplitudes exhibited ductile striations and ductile dimples. The specimen tested at 0.07% also showed extensive regions of brittle striations/quasi-cleavage trans-particle cracking and smaller regions with ductile striations. Distinct macroscopic crack-initiation, fatigue crack-growth and final overload regions could not be clearly separated. Multiple initiation and crack coalescence, or crack-face contact during compression, remain possible explanations rather than directly demonstrated mechanisms.

Conclusions

The investigated MEX-fabricated 316L exhibited a rate-sensitive tensile response, initial cyclic hardening and substantial residual porosity. The identified strain–life and cyclic stress–strain parameters describe the tested manufacturing condition and loading direction. Agreement with total-strain–life data does not establish that the fitted plastic contribution represents local damage-controlling deformation at low amplitudes. Applying these parameters to other printing configurations, sintering conditions or loading orientations requires independent validation.

References

1. Obadimu, S. O., Kasha, A., Kourousis, K. I. Tensile performance and plastic anisotropy of material extrusion steel 316L: Influence of primary manufacturing parameters. Additive Manufacturing. 2022. 60, 103297. doi: 10.1016/j.addma.2022.103297.

2. Spiller, S., Olsøybakk Kolstad, S., Razavi, N. Fatigue behavior of 316L stainless steel fabricated via Material Extrusion Additive Manufacturing. Engineering Fracture Mechanics. 2023. 291, 109544. doi: 10.1016/j.engfracmech.2023.109544.

UDC 629.7.017.1

O. G. Lisitsyn, PhD Student,
Yu. I. Bondar, PhD, Associate Professor
(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Ukraine)

Data-Driven Reconstruction of Missing Fatigue and Damage Tolerance Properties of Aircraft Aluminum Alloys

Presented a reproducible algorithm for reconstruction of missing fatigue crack growth parameters based on known material properties. Prediction of Paris law parameters for aluminum alloys widely used in Aerospace is performed using the machine learning algorithms with validation of the data obtained. Examples provided for three different alloys demonstrate variations in the accuracy of reconstructing crack growth curves that were excluded from the training process.

1. Introduction

Service life extension and certification of modified transport-category aircraft (via a Supplemental Type Certificate) often encounter a key challenge: the lack of comprehensive data regarding the fatigue characteristics and crack growth parameters of materials used during repairs or conversions (for example, parameters for the Walker, Paris, and NASGRO equations). Earlier, possible ways for solution of this problem, including AI-ready data structure and validation framework were established [1]. Present study implements the first numerical stage: reconstruction of Paris law curves using three baseline models: Ridge Regression [4], Random Forest [5], and Support Vector Regression (SVR) [6].

2. Data and modelling procedure

Static and physical properties are taken from the dataset, normalized for machine-learning (ML) for ten aluminum alloys, based on the data from MMPDS-04 [2]. Crack growth data has been digitized from 49 figures in the FAA database [3], covering 2014, 2024, 7050, 7075 and 7475 aluminum alloys. Material condition, orientation, R-ratio and source identifiers are taken from [3].

From 2964 extracted pairs of values, 87 have been excluded during the check of maximum stress intensity factor and crack growth rate probability, thus 2877 points remain. 196 Paris curve approximations are obtained using Least Squares method in logarithmic coordinates with iterative cut-off of non-linear end sections. 186 approximations pass the training admission checks. The following dependence is used:

$$da/dN = C(\Delta K)^m,$$

where ΔK is expressed in ksi$\sqrt{}$in and da/dN in in/cycle. Target control parameters are $\log_{10}C$ and m. The features include the alloy's median strength and physical properties, the R-ratio, the alloy series, and the crack orientation. In the

current representation of features, no distinction is made regarding the heat treatment, form and thickness.

Ridge regression, a 400-trees Random forest model and Support Vector Regression (SVR) with a radial basis function kernel are evaluated using three validation strategies: five-fold random splitting, five-fold grouping based on source material identifier and orientation and a "leave-one-alloy-out" (LOAO) approach. Data preprocessing is configured independently within each training fold. In the LOAO scheme, all crack growth curves for a given alloy are withheld from the training set, while its static properties remain known. The final performance metrics are calculated based on the aggregated predictions for the five alloys, obtained from data outside the respective training sets.

3. First numerical results

Table 1 shows that random splitting significantly overestimates the forecast quality for a new alloy. For $\log_{10}C$, the R^2 value for the Random Forest model drops from $R^2 = 0.754$ under random splitting to 0.308 when using the LOAO approach; group-based validation gives 0.662. Thus, the mean absolute error for the LOAO is 0.578 logarithmic units. For the Ridge regression and SVR the LOAO R^2 parameter is negative. However, for m, the Ridge model yields a small positive value while the non-linear models have negative values. Thus, no single model performs best for both Paris parameters.

Table 1

Prediction scores for random and LOAO validation

Model	Random R^2 $\log_{10}C$	LOAO R^2 $\log_{10}C$	LOAO R^2 m
Ridge	0.783	−2.350	0.124
Random Forest	0.754	0.308	−0.504
SVR	0.760	−0.092	−0.797

Predictions are also obtained for 2219, 6061, 7049, 7150 and 7175 alloys at R = 0.1 and 0.5, giving 30 sets of model-specific parameters. These are exploratory estimates for alloys without crack growth curves in the input data. A validation of the parameters reveals no inadmissible predictions, though it “triggers” two warnings for the Ridge model in the case of alloy 6061, with $m \approx 7.2$. The fact that crack growth rate and the slope are both positive does not confirm accuracy.

4. Reconstruction of withheld curves

As an example of LOAO case, the 2024-T3 Clad Sheet curve in the L–T direction at R = 0.5 is reconstructed after excluding every 2024 curve from model training (Fig. 1). The reference fit gives $C = 1.677 \times 10^{-9}$ and m = 3.987; Random Forest predicts $C = 4.512 \times 10^{-9}$ and m = 3.569. The reference fitting interval is ΔK = 1.82–32.34 ksi√in.

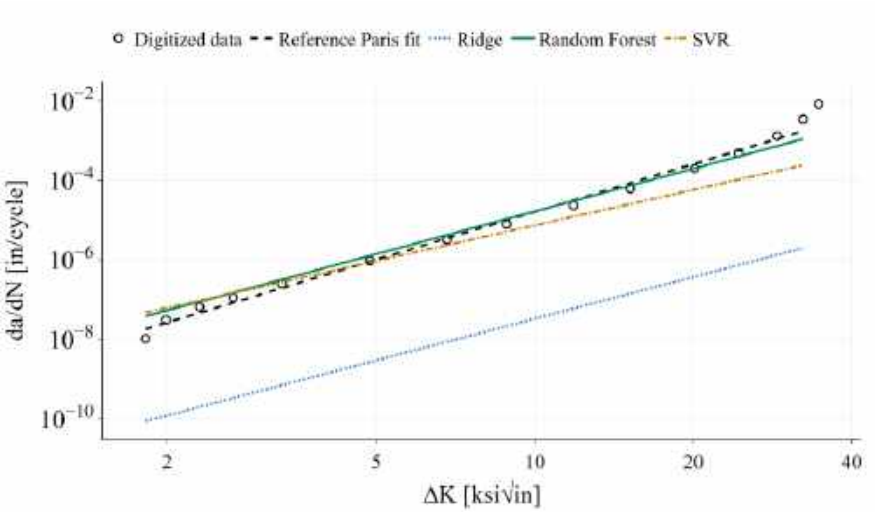


Fig. 1. Known digitized points, their Paris fit and LOAO predictions for 2024-T3 at R = 0.5. All 2024 curves are excluded from training

At $\Delta K = 10$ ksi√in, the reference approximation and Random Forest model give 1.626×10^{-5} and 1.671×10^{-5} in/cycle, respectively – a difference of +2.7%. This localized agreement does not characterize the error for the entire curve; the slopes differ, and the discrepancies grow as one moves away from the intersection point. In this example, the Ridge regression significantly underestimates the crack growth rate.

Two additional LOAO cases demonstrate varying levels of prediction accuracy (Fig. 2). For the 2014-T6 alloy at R = 0.05, the rate predicted by the Random Forest model ranges from 0.99 to 1.13 times the reference approximation. For the 7475-T7351 alloy at R = 0.1, the prediction is 11.1 to 21.1 times higher than the reference. SVR also overestimates this curve. Consequently, the close agreement observed for the 2024 alloy cannot be generalized to all alloys.

For all 186 LOAO cases, the error was calculated across the entire curve: this is defined as the root-mean-square difference in $\log_{10}(da/dN)$ between the prediction and the reference Paris-law approximation, evaluated at 100 points distributed uniformly along the $\log_{10}\Delta K$ axis within the reference range. The median errors are 0.484 for the random forest model, 0.543 for SVR, and 1.603 for Ridge regression. In this analysis, the reconstructed curves are compared against the reference approximations rather than against independent experimental data.

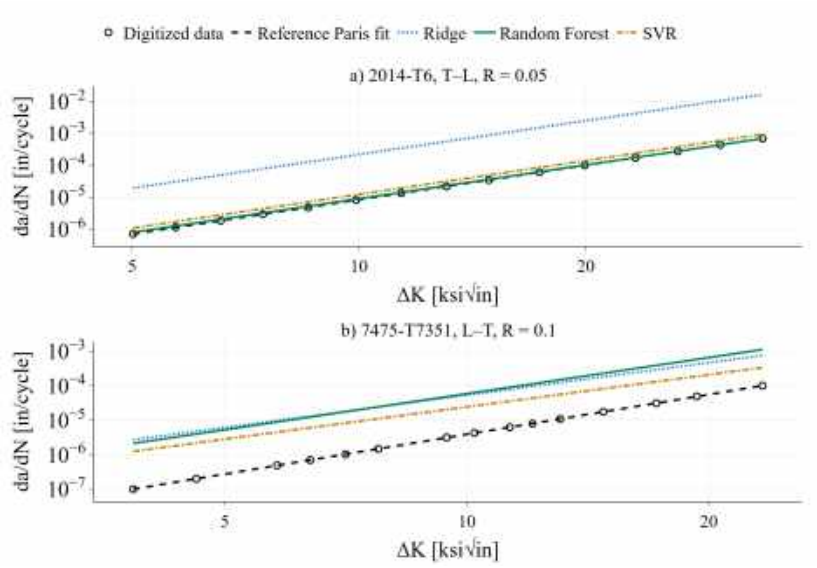


Fig. 2. Further LOAO reconstructions: a) 2014-T6, T–L, R = 0.05; b) 7475-T7351, L–T, R = 0.1. The entire corresponding alloy is withheld in each case

Conclusion

The results lead to three conclusions. First, the validation process must replicate the prediction for an unknown alloy; relying on a random data split yields significantly more favorable metrics. Second, the parameters C and m must be estimated jointly based on the reconstructed curve—evaluating them individually or checking for agreement at a single ΔK value can mask substantial errors. Third, physical plausibility does not guarantee the accuracy or conservatism of a prediction. Currently, these findings are limited to five training alloys and averaged material properties. Future work should incorporate heat treatment, the form of the semi-finished product, and component geometry; it should also expand the independent material dataset and implement physics-informed machine learning, prior to moving on to the reconstruction of S–N curves and fracture characteristics.

References

1. Lisitsyn O. G., Bondar Yu. I. Hybrid machine learning for fatigue life prediction under incomplete data. Mechanics of Gyroscopic Systems. 2026. No. 51. P. 40–49. DOI: 10.20535/0203-3771512026371032.

2. Metallic Materials Properties Development and Standardization (MMPDS-04). Federal Aviation Administration, 2008.

3. Forman R. G., Shivakumar V., Cardinal J. W., Williams L. C., McKeighan P. C. Fatigue Crack Growth Database for Damage Tolerance Analysis. DOT/FAA/AR-05/15. Federal Aviation Administration, August 2005.

4. Hoerl A. E., Kennard R. W. Ridge Regression: Biased Estimation for Nonorthogonal Problems. Technometrics. 1970. Vol. 12, No. 1. P. 55–67. DOI: 10.1080/00401706.1970.10488634.

5. Breiman L. Random Forests. Machine Learning. 2001. Vol. 45. P. 5–32. DOI: 10.1023/A:1010933404324.

6. Smola A. J., Schölkopf B. A tutorial on support vector regression. Statistics and Computing. 2004. Vol. 14. P. 199–222. DOI: 10.1023/B:STCO.0000035301.49549.88.

UDC 621.892:620.178.1

O. Mikosianchyk, Dr.Sc., O. Yakobchuk, Ph.D.
(National University "Kyiv's Aviation Institute", Ukraine)

Evaluation of the Tribological Properties of Aviation Lubricants at Sub-Zero Temperatures

This paper investigates the impact of water contamination on the tribological properties of aviation greases (Era VNIINP 286M and AeroShell Grease 33) under sub-zero temperature conditions. It has been established that the presence of up to 20% water in AeroShell Grease 33 does not diminish the wear resistance of the tribosystem due to its exceptional demulsifying properties. In contrast, Era VNIINP 286M forms stable emulsions, leading to an increased coefficient of friction and accelerated wear. The mechanisms of structural adaptability and changes in the microgeometry of friction surfaces are analyzed. The findings are vital for enhancing the reliability of friction units under severe operational conditions.

1. Introduction

The reliability of mechanical systems is fundamental and must be established during the design phase and verified throughout their operational lifespan. Lubricants play a critical role in this ecosystem, as their primary function is to mitigate friction and wear within the tribological contacts of mechanisms operating in various technological sectors [1]. The aviation industry, in particular, places stringent demands on lubricants due to the extreme environmental fluctuations aircraft experience. An aircraft may depart from a region with ambient temperatures up to +54°C and subsequently cruise at altitudes where temperatures plummet to between -42°C and -60°C [2].

Water contamination represents a significant threat to lubricant efficacy. Water ingress can occur during transportation, fueling, and operation [3]. Therefore, evaluating the tribotechnical characteristics of aviation lubricants in the presence of water at sub-zero temperatures is a pressing scientific and engineering challenge. This evaluation is largely based on the foundational experimental research and methodology described in detail in [4].

2. The Problem of Frozen Water in Lubricants

Numerous researchers have highlighted the detrimental effects of moisture accumulation in aviation lubrication systems. As aircraft experience rapid thermal cycling, condensation inevitably introduces water into the friction units [2, 3]. According to recent tribological studies, the primary danger lies in the phase transition of this water. When temperatures drop below zero, the entrained water droplets crystallize into solid ice within the grease matrix, fundamentally disrupting the lubricant's rheological stability and its ability to maintain a continuous hydrodynamic film [4].

The presence of frozen water transforms a protective lubricating medium into a highly destructive one. Researchers emphasize that ice crystals act as hard, microscopic asperities within the tribocontact [1, 4]. Instead of effectively separating the moving metal parts, these frozen particles penetrate the boundary lubrication layer,

initiating severe abrasive wear, micro-cutting, and contact fatigue spalling on the metal surfaces [4, 5]. This phenomenon not only dramatically increases the coefficient of friction but also accelerates the irreversible degradation of critical aviation components, making it a critical focal point of modern tribological investigations.

3. Materials and Methods

The research focused on two commercial lithium greases widely used in aviation: Era VNIINP 286M and AeroShell Grease 33 [4, 6]. Their primary physical and chemical properties, establishing their operational limits and baseline characteristics, are summarized in Table 1.

Table 1

Physicochemical properties of the investigated aviation greases

Property	Era VNIINP 286M	AeroShell Grease 33
Thickener type	Lithium soap	Lithium complex
Base oil	Synthetic hydrocarbon	Synthetic hydrocarbon / Ester blend
Operating temperature, °C	-60 to +120	-73 to +121
Dropping point, °C	≥ 190	227

To simulate realistic operational contamination, the study analyzed three states for each grease: pure commercial grease, an artificial emulsion with 10 % distilled water mass concentration, and an emulsion with 20 % water [4]. These emulsions were mechanically prepared and subsequently frozen in a cryochamber at -10 °C prior to testing to ensure the complete crystallization of the entrained moisture.

Tribological testing was conducted on a full-scale laboratory rig simulating a block-on-ring (linear) sliding contact (Fig. 1) using high-strength 30KhGSA steel samples, typical for heavily loaded aviation components [4, 5]. The test conditions were designed to replicate severe operational regimes: the maximum initial Hertzian contact pressure was set at p_{max} = 47.5 MPa, with a sliding velocity of V = 1.1…1.15 m/s [4].

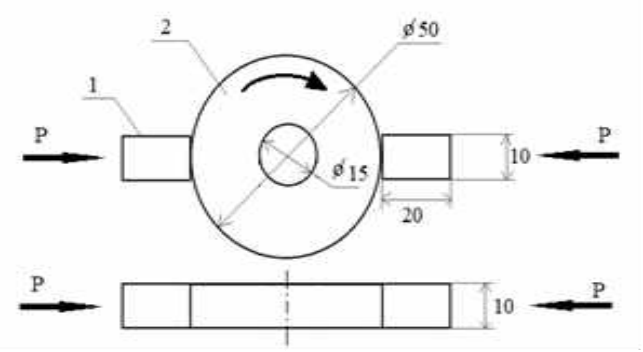


Fig. 1. Schematic diagram of a testing rig simulating a block-on-ring (linear) sliding contact

The duration of each experimental cycle was strictly limited to 20 minutes. This specific timeframe was selected to capture a complete phase transition cycle, allowing researchers to monitor the contact from the initial frozen state through the melting of the ice caused by intense frictional heating in the contact zone. Furthermore, the surface microrelief and 3D topography of the steel samples were evaluated before and after the tests using a precision laser scanning differential-phase microprofilometer to quantify the structural adaptability of the surfaces [4, 5].

4. Results and Discussion

Visual inspection of the cooled emulsions revealed significant behavioral differences [4]. AeroShell Grease 33 demonstrated highly effective demulsifying properties; regardless of water concentration, the emulsion rapidly separated into oil and water. Consequently, when cooled to -10°C, water crystallized separately at the bottom, maintaining the grease's homogeneous consistency [4]. Conversely, Era VNIINP 286M exhibited high water affinity, forming stable emulsions at up to 15% water concentration, with uniform water crystallization upon cooling [4].

Tribotechnical testing indicated that for VNIINP-286M-water emulsions, the coefficient of friction increased by 10% compared to the pure grease (as shown in Fig. 2) [4]. Furthermore, weight wear of the steel components increased by 11% and 15% for the 10% and 20% emulsions, respectively [4].

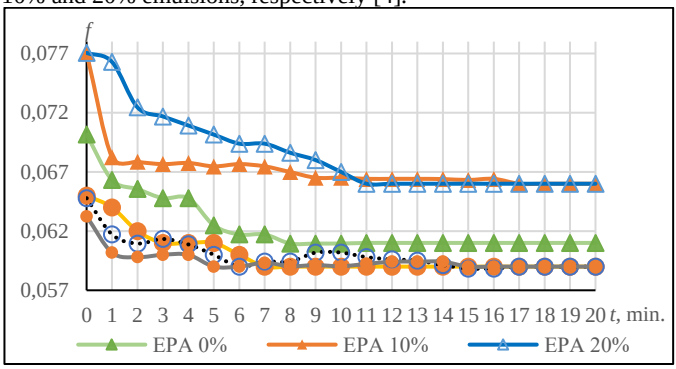


Fig. 2. Variation of the friction coefficient for Era VNIINP 286M and AeroShell Grease 33 depending on water concentration during the test cycle

Remarkably, the addition of water to AeroShell Grease 33 did not degrade its antifriction or anti-wear characteristics. The coefficient of friction remained stable and was consistently lower than that of the VNIINP 286M samples (Fig. 2). AeroShell Grease 33 facilitated a 1.75-fold reduction in wear compared to VNIINP-286M [4].

Profilometry analysis revealed that AeroShell Grease 33 promotes superior structural adaptation of the contact surfaces [4, 5]. The equilibrium roughness and the maximum height of the surface profile were reduced by a factor of 2 during the

running-in process, and the relative bearing length of the profile increased significantly [4].

Conclusion

The evaluation confirms that AeroShell Grease 33 possesses superior demulsifying properties, preventing water from compromising the contact zone even at sub-zero temperatures [4]. Its tribological performance remains unaffected by up to 20% water contamination, ensuring low friction and minimal wear. In contrast, Era VNIINP 286M is susceptible to stable emulsion formation, which negatively impacts its lubricating efficiency and leads to increased wear [4]. These findings underscore the critical importance of lubricant selection for aircraft reliability under varying temperature regimes.

Furthermore, the experimental results demonstrate that moisture-resistant lubricants facilitate superior structural adaptation of the friction surfaces. By smoothing the microrelief and increasing the actual contact area during the initial running-in phase, such greases minimize contact stresses even in the presence of ice crystals. Ultimately, adopting advanced, highly hydrophobic lubricating compositions is highly recommended for the aviation industry to extend the service life of critical tribosystems and prevent premature failures associated with low-temperature moisture degradation.

References

1. Liang, Y., Wang, W., Zhang, Z., Xing, H., Wang, C., Zhang, Z., Guan, T., & Gao, D. (2023). Effect of Material Selection and Surface Texture on Tribological Properties of Key Friction Pairs in Water Hydraulic Axial Piston Pumps: A Review. *Lubricants*, *11*(8), 324. https://doi.org/10.3390/lubricants11080324

2. Gołębiowski, W., Wolak, A., & Šarkan, B. (2024). Engine Oil Degradation in the Real-World Bus Fleet Test Based on Two Consecutive Operational Intervals. *Lubricants*, *12*(3), 101. https://doi.org/10.3390/lubricants12030101

3. Reeve, G. (2018). *Meteorology for PPL Pilots*. MetService New Zealand.

4. M.A. Al-Quraan, T., Mikosianchyk, O., Yakobchuk, O., Mnatsakanov, R., Khimko, A., & Kostiunik, R. (2025). The Effect of Water on the Tribological Properties of Aviation Lubricants. *Tribology in Industry*, *47*(3), 513–525. https://doi.org/10.24874/ti.1971.06.25.08

5. Shell Aviation Limited. (2012). *The AeroShell Book*.

УДК 629.7.017.1

Р. В. Білицький, аспірант, Ю. І. Бондар, к. т. н., доцент
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Україна)

Втомні характеристики металевих деталей, виготовлених адитивними методами

Проаналізовано ключові фактори, що впливають на втомні характеристики деталей, виготовлених адитивними методами. Розглянуто вплив різних технологічних дефектів та методи мінімізації їхнього шкідливого впливу. Окремо досліджено алюмінієвий сплав Scalmalloy (Al-Mg-Sc-Zr) і титановий сплав Ti-6Al-4V. Сформульовано висновки щодо можливості використання цих сплавів для відповідальних конструкцій за умови належного контролю процесу друку.

1. Вступ

Адитивне виробництво є напрочуд ефективним методом виготовлення. Завдяки пошаровому нанесенню матеріалу воно забезпечує велику свободу проєктування та дає змогу виготовляти деталі складної геометричної форми, які неможливо або надто дорого створити традиційними методами.

Протягом останніх десятиліть адитивне виробництво все ширше використовується в різноманітних галузях промисловості, таких як автомобільна, аерокосмічна, медична, ювелірна, оборонна, будівельна та інструментальна.

В авіаційній галузі адитивне виробництво також набуває все ширшого використання. Якщо нещодавно застосування адитивних методів у авіаційній галузі обмежувалося малонавантаженими деталями, такими як елементи інтер'єру, то протягом останніх десяти років 3D друк почали використовувати для створення дедалі відповідальніших деталей. Зокрема, успішно пройшли сертифікацію такі деталі: кобальт-хромові паливні форсунки для двигунів GE LEAP [1], титанові кронштейни пілона двигуна для літака A350 XWB [2], титанова A-подібна тяга для системи проти обледеніння двигунів IAE V2500 [3], а також титановий опорний фітинг для замка люка доступу в носовій частині фюзеляжу літака Boeing 787 [4].

Зважаючи на вищеперелічені приклади використання адитивного виробництва, очевидно, що з розвитком методів друку його застосовуватимуть для все більш відповідальних деталей, включно з високонавантаженими. Як відомо, для авіаційних компонентів довговічність є ключовим фактором, тож для ширшого впровадження адитивного виробництва необхідно вирішити низку завдань щодо покращення їхніх втомних характеристик.

2. Фактори, що впливають на втомні характеристики

Суттєвий вплив на втомні характеристики деталей чинять такі дефекти, як пористість, неповне сплавлення та шорсткість поверхні. Як зазначено нижче,

цими факторами можна керувати за умови ретельного контролю параметрів процесу друку.

Занадто висока потужність лазера або занадто низька швидкість сканування призводять до утворення порожнин, тоді як надто низька потужність чи висока швидкість викликають дефекти неповного сплавлення [5]. Тому контроль потужності та швидкості є надзвичайно важливим для одержання прогнозовано якісних деталей.

Шорсткість поверхні відіграє критичну роль, оскільки поверхневі дефекти слугують концентраторами напружень і, відповідно, місцями зародження втомних тріщин. Зважаючи на те, що адитивне виробництво часто використовується для створення деталей складної геометрії, традиційна постобробка їхньої поверхні може бути ускладненою або неможливою. Для зменшення шорсткості рекомендовано оптимізувати товщину шару та крок сканування, а також застосовувати додаткову обробку поверхні: механічну обробку (фрезерування), полірування, дробе струменеву обробку тощо.

Через швидке охолодження в деталях виникають значні залишкові напруження, для усунення яких необхідна подальша термообробка. У деяких матеріалах, зокрема в титанових сплавах, залишкові напруження можуть спричиняти утворення тріщин безпосередньо під час друку. Для уникнення цього застосовують попередній підігрів платформи побудови, що зменшує температурний градієнт і сприяє зниженню рівня залишкових напружень [5].

Окрім вищезазначених дефектів, на ресурс деталей також впливає їхня мікроструктура. Вона формується залежно від обраного методу друку, його параметрів, типу сплаву, подальшої термообробки тощо. Нижче розглянуто два найпоширеніші сплави, що застосовуються в адитивному виробництві для авіаційної галузі: Scalmalloy (Al-Mg-Sc-Zr) та Ti-6Al-4V.

3. Втомні характеристики сплаву Scalmalloy (Al-Mg-Sc-Zr)

Одним із найпоширеніших алюмінієвих сплавів для потреб друку є сплав Scalmalloy (Al-Mg-Sc-Zr). У цьому сплаві цирконій (Zr) є інокулянтом і допомагає формуванню однорідної мікроструктури, слугуючи центром кристалізації дрібних зерен α-Al [6].

Завдяки бімодальній структурі сплав Scalmalloy має чудові механічні властивості: питома міцність є порівнянною з титановими сплавами (~195 кН·м/кг у Scalmalloy та ~203–237 кН·м/кг у Ti-6Al-4V) [7]. Проте, незважаючи на унікальні механічні характеристики сплаву, специфічна бімодальна структура може спричиняти анізотропну поведінку матеріалу.

У дослідженні [7] було проведено втомні випробування для кількох зразків із різною орієнтацією. Результати випробувань такі: усі вертикально орієнтовані стрижні в режимі багатоциклової втоми витримали понад 10^7 напівциклів без руйнування, тоді як один із горизонтальних стрижнів зруйнувався після 197 030 напівциклів. Швидке руйнування горизонтальних зразків пояснюється більшою кількістю об'ємних дефектів, зумовлених високою швидкістю охолодження.

На Рис. 1 наведено поверхні зламу зразків. У вертикальному зразку тріщина зародилася поблизу поверхневої порожнини, тоді як у горизонтальному ініціатором тріщини стала зона неповного сплавлення.

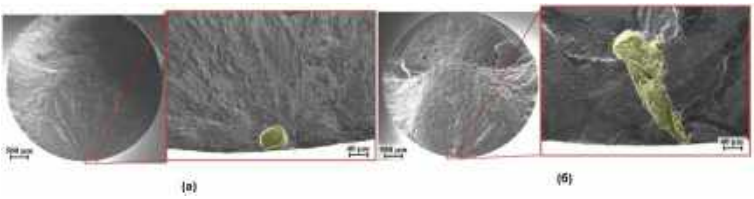


Рис. 1. Поверхня зламу зразка (а) з вертикальною орієнтацією, (б) з горизонтальною орієнтацією [7]

4. Втомні характеристики сплаву Ti-6Al-4V

Титанові сплави мають високий ступінь анізотропії в адитивно виготовлених деталях: уздовж напрямку друку формуються стовпчасті зерна [**Помилка! Джерело посилання не знайдено.**]. Також титановим сплавам під час друку притаманна чимала кількість внутрішніх дефектів, тому подальша термообробка є обов'язковою.

У роботі [6] зазначено, що гаряче ізостатичне пресування (ГІП) друкованої деталі з Ti-6Al-4V за температури 920 °C і тиску 1000 бар значно покращило показники втомної міцності (до 36 %). Водночас відпал за 800 °C та 1050 °C не мав суттєвого впливу на втомні характеристики.

У результаті цього випробування зразок із X-орієнтацією за $R = -1$ і напруження 340 МПа першим досяг межі втомних випробувань (10^7 циклів). Межа витривалості для зразків із Z-орієнтацією становила 335 МПа за тих самих режимів випробувань.

Було продемонстровано, що за малоциклової втоми ініціатором руйнування виступає поверхневий дефект, тоді як за багатоциклових втомних випробувань критичним є підповерхневий дефект (див. Рис. 2).

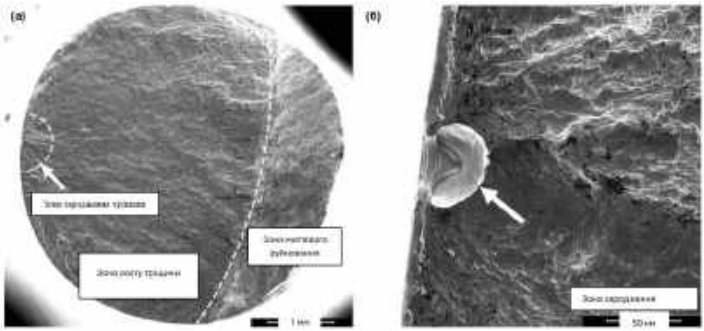


Рис. 2. Поверхня зламу титанового зразка (а) загальний вигляд, (б) зона зародження тріщини [6]

5. Висновки

На втомну довговічність адитивно виготовлених деталей комплексно впливають кілька чинників: однорідність мікроструктури, орієнтація побудови, стан поверхні та термообробка. За умови належного контролю процесу друку більшість із цих чинників можна регулювати.

Серед алюмінієвих сплавів одним із найперспективніших для авіаційної галузі є Scalmalloy (Al-Mg-Sc-Zr). Експериментальні дані демонструють чудові механічні характеристики та високі показники втомної довговічності.

Титанові сплави під час адитивного друку демонструють високий рівень анізотропії. Проте подальше гаряче ізостатичне пресування (ГІП) ефективно усуває більшість внутрішніх дефектів.

Результати наявних досліджень свідчать про перспективність використання адитивного виробництва для високонавантажених деталей. Водночас результати втомних випробувань можуть бути використані переважно на етапі попереднього проєктування через недостатньо репрезентативну вибірку даних.

Список літератури

1. Manufacturing Milestone: 30,000 Additive Fuel Nozzles [Electronic resource] // GE Aerospace. – Mode of access: https://www.geaerospace.com/news/articles/manufacturing/manufacturing-milestone-30000-additive-fuel-nozzles (accessed: Oct. 1, 2026).

2. First titanium 3D-printed part installed into serial production aircraft [Electronic resource] // Airbus. – 2017. – Mode of access: https://www.airbus.com/en/newsroom/press-releases/2017-09-first-titanium-3d-printed-part-installed-into-serial-production (accessed: Oct. 1, 2026).

3. Lufthansa Technik and Premium AEROTEC reach milestone in additive manufacturing [Electronic resource] // Lufthansa Technik. – 2022. – Mode of access: https://www.lufthansa-technik.com/en/lufthansa-technik-and-premium-aerotec-reach-milestone-in-additive-manufacturing-6126cb796458a46b (accessed: Oct. 1, 2026).

4. Fabrication, additive manufacturing companies produce part for 787 airliner [Electronic resource] // The Fabricator. – 2018. – Mode of access: https://www.thefabricator.com/additivereport/news/additive/fabrication-additive-manufacturing-companies-produce-part-for-787-airliner (accessed: Oct. 1, 2026).

5. Berto, F. Fatigue in Additive Manufactured Metals. Chapter 2. Introduction to Metal Additive Manufacturing and Unique Aspects Relating to Fatigue / F. Berto, A. Du Plessis. – Elsevier, 2024. – Mode of access: https://app.knovel.com/hotlink/pdf/rcid:kpFAMM0004/id:kt013NJDKB/fatigue-in-additive-manufactured/introduction-metal-additive (accessed: Oct. 1, 2026).

6. Gong, J.-M. Structural Integrity Assessment - International Symposium on Structural Integrity (ISSI 2018). Chapter 31. Effects of Building Orientation on Fatigue Behavior of Ti-6Al-4V Alloy Produced by Selective Laser Melting / J.-M.

Gong, M.-L. Zhu, S.-T. Tu. – Trans Tech Publications, 2019. – Mode of access: https://app.knovel.com/hotlink/pdf/rcid:kpSIAISSI2/id:kt01231P41/structural-integrity/effects-building-orientation (accessed: Oct. 1, 2026).

7. Perander, L. Light Metals 2021 - 50th Anniversary Edition. Chapter 31. Fatigue and Failure Analysis of an Additively Manufactured Contemporary Aluminum Alloy / L. Perander. – Springer Nature, 2021. – Mode of access: https://app.knovel.com/hotlink/pdf/rcid:kpLMAE0001/id:kt013OWYW1/light-metals-2021-50th/fatigue-failure-analysis (accessed: Oct. 1, 2026).

8. Froes, F. Additive Manufacturing for the Aerospace Industry. Chapter 5. Structure Formation in A.M. Processes of Titanium and Ni-Base Alloys / F. Froes, R. Boyer. – Elsevier, 2019. – Mode of access: https://app.knovel.com/hotlink/pdf/rcid:kpAMAI0003/id:kt01228KVA/additive-manufacturing/structure-formation-in (accessed: Oct. 1, 2026).

УДК 621.86.065:620.178.3:620.178.16:620.193

Р. Мнацаканов, д.т.н., В. Корчук
(Національний університет «Київський авіаційний інститут», Україна)

Втома, корозія та зношування сталевих канатів

У статті розглядається вплив деградаційних процесів і випадкових пошкоджень на вичерпання ресурсу сталевих канатів. Проведено огляд сучасних досліджень механізмів пошкодження, а також аналіз підходів до експериментальної та неруйнівної оцінки їх технічного стану. Показана необхідність випробувань канатів в умовах комплексної дії зовнішніх факторів.

Вступ

Складна багатокомпонентна конструкція канатів забезпечує осьову міцність, згинальну міцність, міцність на кручення, контактну міцність, опір тертю та зношуванню, обумовленому взаємним переміщенням компонентів канатів. Всі навантаження є циклічно повторюваними що обумовлює поступову деградацію механічних властивостей [1].

Дефекти сталевих канатів є стандартизованими. ISO 4309:2017 розглядає обриви дротів, зменшення діаметра, корозійні пошкодження, зношування, деформацію каната та його пасом, пошкодження або руйнування осердя, а також локальні механічні й термічні пошкодження [2].

В авіації під час перевірки сталевих канатів систем керування літаком згідно з AC 43.13-1B, слід звертати увагу на обірвані дроти, зношення зовнішніх дротів, корозію, заломи, «пташині клітки», пошкодження наконечників та ознаки тертя. Документ містить прийнятні методи, технології та практики огляду і ремонту [3].

Для сталевих канатів пошкодження доцільно розділяти на ті, що накопичуються в процесі експлуатації під дією експлуатаційних навантажень і випадкові, які виникають в результаті відхилень від експлуатаційних режимів.

Дефекти, які накопичуються поступово**:** втомне руйнування дротів внаслідок багаторазових згинів; зношування дротів – поступове зменшення їхнього діаметра через тертя «дріт-дріт», «дріт-шків», «дріт-барабан»; корозія – поступова втрата перерізу дротів і локальне утворення корозійних осередків; комбіноване корозійно-втомне пошкодження; втомне руйнування окремих дротів із поступовим збільшенням кількості обірваних дротів; пластична деформація та локальне витягування; порушення геометрії каната; втрата мастила та деградація захисного покриття.

Випадкові пошкодження можуть виникнути внаслідок одиничної події. До них відносяться: раптове перевантаження; ударне навантаження; механічне пошкодження під час монтажу або експлуатації; локальний надріз/поріз дротів; термічне пошкодження від локального перегріву; аварійне пошкодження конструкції, до якої приєднаний канат та інші.

Критичною проблемою може бути кумулятивний ефект дефектів, які накопичуються в часі і випадкових дефектів, які не можна прогнозувати.

1. Втомне пошкодження сталевих канатів

Втома є одним із основних механізмів пошкодження і руйнування сталевих канатів. Щоразу, коли сталевий канат проходить через блок або барабан, окремі дроти зазнають повторюваних напружень.

Важність проблеми обумовлює систематичні дослідження втомного пошкодження сталевих канатів. Так, наприклад, в статті [4] проаналізовано наявні експериментальні дані випробувань сталевих канатів на втому при циклічному розтягуванні. Експериментальні дані свідчать про таке: опір втомі канатів малого діаметра відрізняється від опору втомі канатів великого діаметра: крива *S*–*N* є пологішою (тобто більш чутливою до зміни діапазону напружень), а опір втомі при $2 \cdot 10^6$ циклах є вищим для канатів малого діаметра. Опір втомі також залежить від середнього напруження циклу навантажування.

Допустимий рівень втомного пошкодження регламентується міжнародними й національними стандартами (зокрема ISO 4309).

2. Корозія сталевих канатів

Корозія призводить до поступового зменшення ефективної площі поперечного перерізу дротів та утворення локальних концентраторів напруження. Для сталевих канатів основними видами корозії відповідно до зони виникнення та умов виникнення є: зовнішня корозія; внутрішня корозія; корозія під напруженням.

Основними методами захисту від корозійного пошкодження є використання мастил, які створюють захисну плівку та ізолюють метал від агресивного навколишнього середовища, та цинкові покриття.

Для вибору відповіднішого типу мастила необхідно враховувати конкретні умови навколишнього середовища та сферу застосування [5]. Наприклад, сучасні багатопасмові канати потребують мастильного матеріалу з високою проникаючою здатністю, який заповнюватиме дрібні міжпасмові проміжки та проникатиме якомога глибше всередину каната.

3. Трибологічне зношування та його вплив на несучу здатність

У процесі експлуатації сталевого каната існують різні джерела зношування в результаті тертя: контакт «дріт–дріт» або «пасмо–пасмо» всередині каната та контакт «канат–блок» або «канат–барабан». Протягом виконаних робочих циклів оцінка втрат площі поперечного перерізу каната є важливою для розрахунку його несучої спроможності, в той же час, складність процесу визначає й складність кількісної оцінки пошкодження [6].

Фрикційне зношування є складним явищем, на яке впливають конструктивна будова каната, контактне навантаження, умови вібрації, мащення та корозійний вплив навколишнього середовища [7]**.** Воно значною мірою визначає ресурс і несучу здатність сталевих канатів.

Важливе значення для розуміння природи пошкодження сталевих канатів мають результати досліджень, представлені в роботі [8], присвячених триботехнічним характеристикам контактної пари в умовах нестаціонарного навантаження. Встановлені авторами закономірності тертя та зношування є

вагомим внеском у розуміння механізмів трибологічного пошкодження матеріалів за змінних умов експлуатації. Особливо важливим є дослідження впливу властивостей мастильного середовища на інтенсивність тертя та зношування, оскільки ефективність мастила безпосередньо визначає умови контактної взаємодії та формування граничних мастильних шарів.

4. Кумулятивний ефект накопиченого пошкодження (втоми, корозії, зношування) і дії випадкового пошкодження

У реальних експлуатаційних умовах втомні пошкодження, корозія, зношування розвиваються одночасно. Взаємодію корозії та зношування й їхній вплив на залишкову міцність зразків каната було проаналізовано в роботі [9]. Результати показали, що корозія має значний вплив на коефіцієнт тертя та підвищення температури сталевого каната.

Вплив характеристик циклічного навантаження на трибо-корозійно-втомне пошкодження сталевих канатів при згинанні в морській та прісній воді розглядається в статті [10]. Основними механізмами зношування в морській воді є адгезійне зношування, втомне зношування, окиснювальне зношування та корозійне зношування, тоді як у прісній воді переважають абразивне, адгезійне, окиснювальне та втомне зношування. Зменшення коефіцієнта асиметрії циклу посилює корозію та адгезійне зношування.

Взаємодія трибологічного, корозійного та втомного пошкоджень посилює пошкодження контактуючих канатів порівняно з канатами, що працюють лише в умовах втомного навантаження. Морська вода збільшує пошкодження втомних канатів, але, навпаки, зменшує контактне пошкодження канатів.

Збільшення амплітуди втомного навантаження та його максимального значення, а також зменшення коефіцієнта асиметрії циклу призводять до збільшення коефіцієнта тертя, деформації, втрати об'єму матеріалу та кількості обривів дротів, а також до зниження корозійної стійкості.

В огляді досліджень [11], присвяченому сучасним методологіям оцінювання втомної довговічності кородованих сталевих канатів, показано, що корозія спричиняє локальні концентрації напружень, які прискорюють розвиток втомних тріщин, тоді як наявність тріщин створює переважні осередки для перебігу електрохімічних процесів, що призводять до деградації матеріалу.

Експлуатаційне циклічне навантаження може супроводжуватися випадковим статичним навантаженням. У роботі [12] досліджено варіації деформацій дротів при втомному навантажуванні для двох конструкцій шестипрядних сталевих канатів за нормальних умов та в умовах перевантаження. Встановлено, що для канатів, які перебувають під дією розтягувального навантаження, спостерігається значна варіація деформацій дротів як між різними дротами в одному й тому самому поперечному перерізі, так і, дещо меншою мірою, вздовж одного й того самого дроту. Циклічне навантажування дещо зменшує розкид деформацій протягом початкового періоду, що становить приблизно 8 % ресурсу каната для використаного діапазону навантаження.

Випробування, під час яких на початковому етапі застосовувалося перевантаження, показали значне зменшення варіації деформацій дротів. Це означає, що перевантаження не обов'язково є додатковим пошкоджувальним фактором**.**

Для аналізу надійності конструкцій, що зазнають одночасної дії поступової деградації та випадкових непередбачуваних ударних навантажень, перспективним може бути застосування моделей, які поєднують в єдиній моделі деградаційні та раптові механізми відмови. При цьому ударні навантаження можуть спричиняти як безпосередню катастрофічну відмову, так і додаткове накопичення пошкоджень або прискорення процесу деградації [13]. Такий підхід може бути використаний для оцінювання залишкового ресурсу сталевих канатів, оскільки їхня експлуатаційна деградація визначається сукупною дією втоми, корозії та зношування, тоді як одиничні перевантаження або ударні навантаження можуть спричиняти раптові додаткові пошкодження або прискорювати подальшу деградацію каната.

Огляд методів дослідження циклічної довговічності сталевих канатів наведено в роботі [14]. В роботі [15] представлено обладнання, яке дозволяє досліджувати довговічність елементарних компонентів сталевих канатів – окремих дротів. Базова конфігурація установки передбачає проведення лабораторних випробувань у сухому повітрі; однак подальша модернізація дасть змогу проводити випробування в агресивних корозійних середовищах, різних поверхнево-активних речовинах, мастилах і антикорозійних складах для дослідження явищ адсорбційного ослаблення, зокрема ефекту Ребіндера. Випробування дозволить вивчати механізм впливу наведених вище факторів пошкодження на несучу здатність окремо та їх кумулятивну дію.

Висновки

Експлуатаційна деградація сталевих канатів визначається сукупністю втомних, корозійних і трибологічних процесів, дія яких може мати як індівідуальний вплив, так і кумулятивний ефект.

Достовірна оцінка залишкового ресурсу сталевих канатів потребує глибоких експериментальних досліджень із застосуванням спеціалізованого обладнання, здатного відтворювати як відокремлений вплив кожного деградаційного чинника, так і їхню сполучену дію в реальному часі.

Перелік посилань

1. Mazurek P. A Comprehensive Review of Steel Wire Rope Degradation Mechanisms and Recent Damage Detection Methods. *Sustainability*. 2023. Vol. 15, No. 6. Art. 5441. DOI: 10.3390/su15065441.

2. ISO 4309:2017. Cranes – Wire ropes – Care and maintenance, inspection and discard. Geneva : International Organization for Standardization, 2017.

3. FAA. AC 43.13-1B: Acceptable Methods, Techniques, and Practices – Aircraft Inspection and Repair. Washington, D.C.: Federal Aviation Administration, 1998. Change 1, 2001.

4. Maljaars J., Misiek T. Fatigue resistance of steel ropes: failure criterion: Background to the verification in prEN 1993-1-11:2020. *Steel Construction*. 2021. Vol. 14, No. 3. P. 196–204. DOI: 10.1002/stco.202000058.

5. Wire Rope Lubrication & Preservation. CEREX. URL: https://www.certex.com/wire-rope-general-information/wire-rope-lubrication-preservation/ (дата звернення: 03.09.2026).

6. Olszyna G., Gašić V., Tytko A. Some aspects on quantification of the wear at steel wire ropes. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*. 2022. Vol. 236, No. 10. P. 2032–2041. DOI: 10.1177/13506501211051687.

7. Xia L., Li G., Huang K., Peng Y., Tang Y., Zhou Z., Deng R., Chang X. A Review of Tribological Behavior of Wire Ropes: Generation, Characteristics, Effects, and Protection. Lubricants. 2026. Vol. 14, No. 2. Art. 62. DOI: 10.3390/lubricants14020062.

8. Mikosyanchik O. A., Mnatsakanov R. G. Tribotechnical characteristics of cast iron with a steel coating in lubrication medium under unsteady modes. *Journal of Friction and Wear*. 2017. Vol. 38. P. 279–285. DOI: 10.3103/S1068366617040109.

9. Chang X., Huang H., Peng Y., Li S. Friction, wear and residual strength properties of steel wire rope with different corrosion types. *Wear*. 2020. Vol. 458–459. Art. 203425. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203425.

10. Wang D., Wang B., Ge S., Wu K., Chong H., Zhang D., Xie G., Chen J., Zhang C., Deng H., Zhang J., Wang C. Effects of fatigue load characteristics on bending tribo-corrosion-fatigue damage of steel wire ropes in seawater and pure water. *Tribology International*. 2025. Vol. 201. Art. 110201. DOI: 10.1016/j.triboint.2024.110201.

11. Milone A., Landolfo R., Berto F. Methodologies for the fatigue assessment of corroded wire ropes. *A state-of-the-art review. Structures*. 2022. Vol. 37. P. 787–794. DOI: 10.1016/j.istruc.2022.01.044.

12. Evans J. J., Ridge I. M. L., Chaplin C. R. Wire strain variations in normal and overloaded ropes in tension-tension fatigue and their effect on endurance. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*. 2001. Vol. 36, No. 2. P. 219–230. DOI: 10.1243/0309324011512766.

13. Gao H., Cui L., Qiu Q. Reliability modeling for degradation-shock dependence systems with multiple species of shocks. *Reliability Engineering & System Safety*. 2019. DOI: 10.1016/j.ress.2018.12.011.

14. Ignatovych S., Karuskevych M., Karuskevych O., Maslak T. A review of machines for wire ropes fatigue test. *Problems of Friction and Wear*. 2024. No. 2 (103). P. 158–169. DOI: 10.18372/0370-2197.2(103).18698.

15. Karuskevich M., Karuskevich O., Korchuk V., Lozovskyi I. Rotating bending fatigue test machine. *Problems of Friction and Wear*. 2026. No. 4 (109). P. 61–69. DOI: 10.18372/0370-2197.4(109).20749.

O.Karuskevych, D.Tsapodoi,
(National University "Kyiv's Aviation Institute", Ukraine)

Multiaxial Fatigue Tabletop Testing Machine

The purpose of the present development was to create a simple and inexpensive tabletop device for multiaxial loading, designed to obtain, accumulate, and analyze preliminary data on fatigue damage under combined torsion and bending. The drive power is sufficient for testing compact specimens made of 2024-T3 aluminium alloy, which is widely used in aeronautical structures. The loading system provides synchronous in-phase torsional and bending loads, resulting in a multiaxial stress state. The compact specimen dimensions make them suitable for microscopic examination of the surface, investigation of microstructural effects on multiaxial fatigue, and assessment of the influence of loading parameters on fatigue damage accumulation.

1. Introduction

Although multiaxial cyclic loading is typical of most engineering structures, the number of corresponding experimental studies remains relatively limited. One of the reasons for this is the complexity, and consequently the high cost, of the testing equipment required for such investigations.

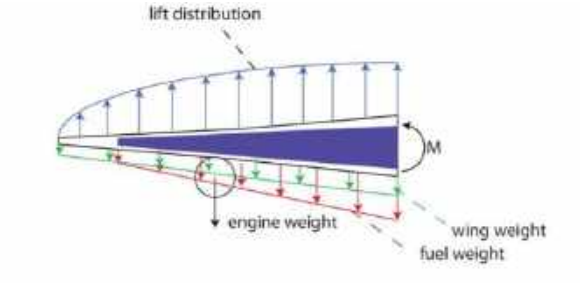
Investigation of fatigue damage accumulation, even under relatively simple types of multiaxial loading, requires verification of individual assumptions and conclusions underlying newly proposed models and approaches. For such studies, simple loading systems can be particularly useful, including compact and inexpensive tabletop testing machines. The device presented below was developed in response to the need for experimental modelling of the loading conditions experienced by aircraft structural elements and following an analysis of existing multiaxial testing machines.

2. The loads acting on an aircraft

The operational loads and their combinations acting on an aircraft are strictly regulated and considered in airworthiness standards, such as the Joint Aviation Requirements (JAR-25) for large aeroplanes [4]. Aircraft structural elements, such as wing and fuselage skins, provide an example of combined loading involving normal and shear stresses. These stresses arise from the complex interaction between aerodynamic loads, structural constraints, and the internal load paths within the wing structure [3]. For a single-engine wing, the following loads act on it, as demonstrated in Picture 1.

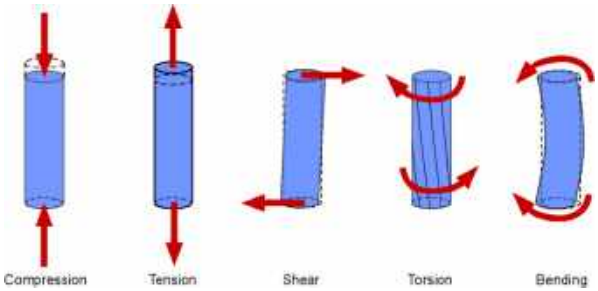
There is a lift distribution, along with the weights of the wing, fuel, and engine; all these forces are balanced by a moment at the root of the wing [3]. As our tabletop testing machine represents a simplification featuring only one force that produces bending and twisting moments, we can consider a wing without an engine.

Another example is the loading of the fuselage skin. Under the action of internal cabin pressure, the fuselage skin is subjected primarily to tensile stresses. At the same time, the fuselage structure is subjected to additional tensile and compressive loads resulting from aerodynamic forces, inertia loads, and other operational conditions.



Pic. 1. Loads acting on wing

In addition, the fuselage is subjected to shear stresses associated with torsional loading. Torsion is generated by aerodynamic forces acting on the aircraft, particularly when the control surfaces, such as the elevators and rudder, are deflected. In picture demonstrated these types of loadings for fuselage skin in simply form.



Pic. 2 Five basic types of loadings in fuselage skin

For static loading, the onset of yielding under a multiaxial stress state is commonly assessed using the von Mises yield criterion [1]. However, loads that are repeated thousands of times over many years of aircraft operation can lead to the accumulation of fatigue damage. The prediction and assessment of such damage accumulation under multiaxial cyclic loading remains a complex engineering problem.

3. Contemporary machines for multiaxial fatigue loading

Multiaxial fatigue testing machines can be classified according to the type of cyclic loading, phase relationship between loading components, drive system, control method, specimen type, and overall scale of the equipment. Depending on the loading program, machines may provide harmonic, spectrum, random, or block loading, while the loading components may be applied either in-phase or with a prescribed phase shift. Mechanically driven systems offer a simple and inexpensive solution, whereas electromechanical and servohydraulic systems provide progressively greater

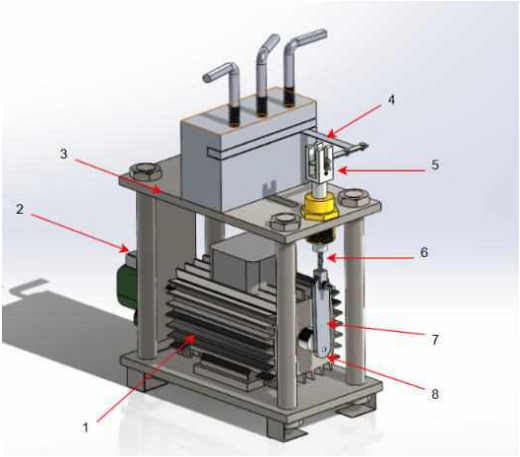
flexibility and control, with servohydraulic machines being particularly suitable for complex multiaxial loading programs. At the other end of the scale, specialized high-frequency systems and full-scale structural test rigs are designed for specific research or structural applications. Most advanced multiaxial machines also employ independent control of force, displacement, or strain in each loading direction, allowing complex loading paths to be reproduced. The specimens used range from simple smooth coupons to notched specimens and representative structural elements such as panels and joints. Thus, although modern multiaxial testing systems provide extensive experimental capabilities, their complexity, size, and cost can be excessive for preliminary investigations, parameter studies, and verification of individual hypotheses. For such purposes, a small and simple tabletop machine capable of applying controlled in-phase bending and torsion to compact specimens can provide a practical and cost-effective alternative. Such a device is not intended to reproduce arbitrary service loading spectra or replace sophisticated multiaxial test systems, but rather to facilitate systematic experimental studies of fatigue damage accumulation under well-defined combined loading conditions. The availability of compact specimens also makes such a machine particularly suitable for subsequent microscopic and microstructural examination, making it a useful research tool for preliminary and exploratory studies of multiaxial fatigue.

4. New design. Performance and Limitations

Having developed the prototype of this test machine, the next critical step is determining the optimal length of the lever that creates a torsion moment on the specimen. Initially, the system only provides a controlled displacement at the load transfer point. Therefore, the key task is to select the optimal parameters for both the specimen and the lever length. The known parameters of the compact specimen, which is made of 2024-T3 aluminium alloy, are fixed: a width of 10 mm, a thickness of 1 mm, and a stress concentrator with a diameter of 1 mm. The concentrator is essential for localizing the maximum stresses and initiating fatigue damage in a predictable region for further microscopic examination.

To verify the multiaxial stress state, the normal and tangential stresses must be calculated. The level of normal stresses in the working section of the specimen is determined by the following formula based on beam bending **[2]**: $\boldsymbol{\sigma = (3 \cdot E \cdot y \cdot x) / (2 \cdot l^3 \cdot b)}$, where **E** is the elastic modulus (MPa), **y** is the displacement at the point of force application (mm), **x** is the distance from the point of force application to the calculated cross-section (mm), **b** is the thickness of the specimen (mm), and **l** is the working length of the specimen (mm).

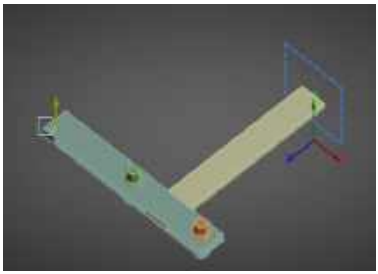
The level of tangential stresses (shear stresses) caused by torsion in a rectangular cross-section is determined according to the formula **[2]**: $\boldsymbol{\tau = T / W_t = T / (\alpha \cdot w \cdot b^2)}$, where **T** is the applied torque (calculated as force multiplied by the lever length), $\mathbf{W_t}$ is the torsional section modulus, **w** is the width of the specimen, **b** is the thickness, and **α** is a coefficient depending on the ratio of width to thickness (for a thin strip where w/b = 10, $\alpha \approx 0.312$).



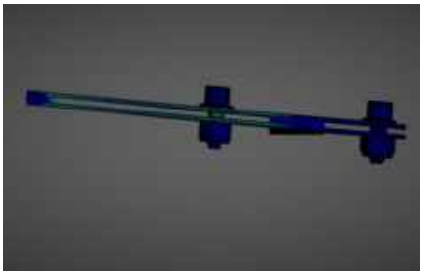
Pic. 3 Components of test machine: 1-Electric motor; 2-Loading cycle counter; 3-Supporting frame element of the testing machine; 4-Fatigue test specimen; 5-Movable grip of the testing machine; 6-Loading cycle asymmetry control screw; 7- Connecting rod; 8-Flywheel

Finding the unknown parameters to achieve the desired multiaxial stress state can be accomplished using analytical formulas from mechanics of materials or through Finite Element Method (FEM) software. In our case, ANSYS was chosen as the best variant for numerical simulation. Picture 4 shows the geometric model of the testing machine, lever, and specimen. The yellow arrow in Picture 4 indicates the direction of the applied displacement.

By applying a simulated displacement, we can observe the resulting deformation of the entire specimen. As seen in Picture 5, the deformation clearly demonstrates a combination of bending and torsion, confirming that our machine successfully replicates a multiaxial loading state.

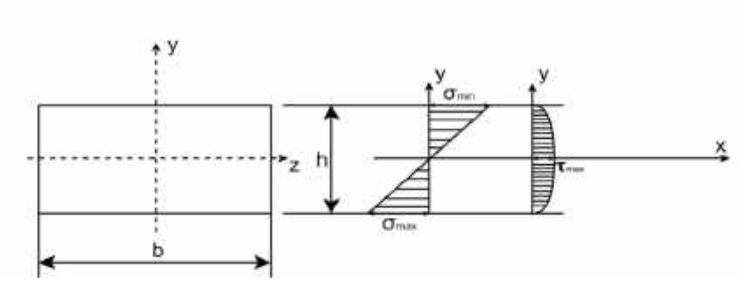


Pic.4. Orthographic projection of model

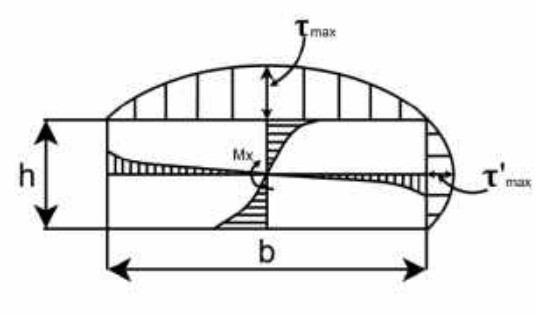


Pic. 5 Deformation of specimen under loading

To verify the accuracy of the FEM model, analytical cross-checks were performed. Pictures 6 and 7 display the theoretical diagrams of normal and tangential stresses. These stress distributions were derived using classical analytical formulas of material mechanics. This comparative analysis is a mandatory step, as the exact accuracy of the FEM mesh and boundary conditions must be validated against fundamental theoretical models.



Pic. 6 Diagrams of normal and tangential stresses



Pic. 7 Distribution of tangential stresses in cross-section

Limitations: Despite its effectiveness as a simple and inexpensive tabletop device, the current design has specific performance limitations. Firstly, the machine's loading system is designed to provide only synchronous in-phase torsional and bending loads, meaning it cannot simulate out-of-phase loading or complex random service spectra. Secondly, the drive power is specifically tailored for testing compact specimens made of light materials like the 2024-T3 aluminium alloy; it may not be sufficient for testing larger structural components or materials with significantly higher yield strengths. Finally, as a simplified preliminary research tool, it is not intended to replace sophisticated servohydraulic multiaxial test systems that offer independent control of force or displacement in each loading direction.

Conclusion

The development and manufacture of universal machines for fatigue testing is a complex and costly task that is not always economically justified. Experimental studies aimed at determining the effects of various factors on the durability of materials and structures are generally conducted at three levels: first, using standard material specimens; second, using individual structural components; and finally, using full-scale structures.

The testing machine presented in this paper is specifically intended for the first level of testing, i.e., fatigue testing of standard material specimens. The proposed machine provides a simple in-phase combined loading mode involving bending and torsion. Despite its relative simplicity, this loading mode is representative of loading conditions encountered in many aircraft structural components, including aircraft wing and fuselage skins.

Thus, the developed testing machine makes it possible to obtain important experimental data required for the development of methods for assessing and ensuring the service-life characteristics of aircraft structural components subjected to one of the most common types of biaxial cyclic loading — combined bending and torsion.

References

1. Budynas, R. G., and Nisbett, J. K., *Shigley's Mechanical Engineering Design*, 11th ed. McGraw-Hill Education, 2020.

2. Hibbeler, R. C., *Mechanics of Materials*, 10th ed. Pearson, 2016.

3. Megson, T. H. G., *Aircraft Structures for Engineering Students*, 6th ed. Butterworth-Heinemann, 2016.

4. Joint Aviation Authorities, *Joint Aviation Requirements JAR-25: Large Aeroplanes*

UDC 621.787.6

Б. М. Мордюк, О. С. Гаценко, Т. В. Турчак
(Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, Україна)

Молекулярно-динамічне та експериментальне дослідження структурних змін приповерхневих шарів сплаву Д16 під впливом УЗУО

Роботу присвячено комплексному теоретичному та експериментальному дослідженню фізичних механізмів деформаційного структуроутворення в приповерхневих шарах гетерогенного алюмінієвого сплаву Д16Т під впливом ультразвукового ударного оброблення (УЗУО). Поєднанням методів ТЕМ, РЕМ та рентгенівської дифрактометрії встановлено, що УЗУО руйнує вихідну вальцьовану текстуру поверхні, подрібнюючи кристаліти до нанорозмірного рівня (26–88 нм). Це забезпечує підвищення мікротвердості поверхні на 46% (до 1,46–1,50 ГПа) та наведення залишкових напружень стиснення (до -275 МПа) за умови стабільності об'ємної частки зміцнюючих фаз (Vf ≈ 2,5–2,7%). Обґрунтовано бар'єрну роль сформованого УЗУО ультрадисперсного шару, який блокує вихід стійких смуг ковзання на поверхню та ліквідує умови появи небезпечного мікрорельєфу (екструзій/інтрузій), що у поєднанні з напруженнями стиснення забезпечує зростання малоциклової втомної довговічності сплаву Д16Т на 75%.

This work is devoted to a comprehensive theoretical and experimental study of the physical mechanisms of strain hardening in the near-surface layers of heterogeneous D16T aluminum alloy induced by ultrasonic impact treatment (UIT). By combining TEM, SEM, and X-ray diffraction, it was established that UIT destroys the initial rolling texture of the surface, refining crystallites to the nanoscale level (26–88 nm). This ensures a 46% increase in surface microhardness (up to 1.46–1.50 GPa) and the generation of residual compressive stresses (up to -275 MPa), while the volume fraction of the strengthening phases remains stable.. The barrier role of the ultra-dispersed layer formed by UIT is substantiated. This layer blocks the exit of persistent slip bands to the free surface and eliminates the conditions for the formation of dangerous surface relief (extrusions/intrusions), which, combined with compressive stresses, provides a 75% increase in the low-cycle fatigue life of the D16T alloy.

1. Вступ та актуальність теми

Традиційні підходи до підвищення міцності металевих деталей часто базуються на об’ємному легуванні або термічній обробці. Проте, як показує практика експлуатації авіаційної техніки, більшість руйнувань, особливо за умов малоциклової втоми, зароджуються саме на вільній поверхні матеріалу. Один із найбільш ефективних способів вирішення цієї проблеми — модифікування приповерхневих шарів за допомогою УЗУО. Це дозволяє реалізувати синергетичний ефект: суттєво знизити шорсткість, сформувати ультрадисперсну структуру та навести корисні залишкові напруження стиснення.

2. Локалізація дефектів і руйнування

Багаторазовий високочастотний удар бойків викликає екстремальні локальні швидкості деформації, які призводять до динамічної рекристалізації в тонкому приповерхневому шарі [1,2]. Згідно з синергетичною концепцією в роботах [3-5], коли потенціал звичайного дислокаційного сковзання повністю вичерпується через бар'єри, у ГЦК-гратках активуються колективні моди деформації — канали гідродинамічної течії, перенасичені точковими дефектами та вакансіями. Вони характеризуються рідиноподібною структурою, яка перенасичена точковими дефектами та вакансіями кристалічної гратки, що веде до локалізації напружень і зародження втомних мікротріщин за моделлю Броєка. В той час моделі (Полака, Лавенштейна та інш.) показують, що циклічна деформація супроводжується локалізацією ковзання у стійких смугах (PSBs), а скупчення лінійних дефектів біля жорстких фаз призводить до вакансійної коагуляції та відшарування матриці за моделлю Броєка.

3. Матеріали та методики дослідження

Об'єкт: Промисловий сплав Д16Т. Хімічний склад: 3.8–4.9% Cu; 1.2–1.8% Mg; 0.30–0.90% Mn; Al — решта. Основні фази: S (Al2CuMg), Θ (Al2Cu) T (Al6 (Fe,Mn)

Вирізання зразків паралельно (0°) та під кутом 45° до напрямку вальцювання (RD) (рис.1).

Поверхневе оброблення: Прилад USTREAT-4.0 (частота 21,6 кГц, амплітуда 20 мкм, тривалість 30–60 с).

Аналітичні методи: Дифрактометрія (Rigaku Ultima IV, Cu-Kα); РЕМ (TESCAN Mira 3 LMU); ТЕМ (JEOL JEM-200CX).

Комп'ютерне моделювання: МД в LAMMPS, EAM-потенціали, 350 000 атомів, візуалізація дефектів в OVITO.

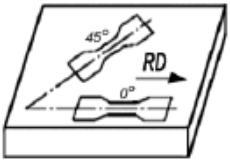


Рис.1. Схема виготовлення зразків із вальцьованої пластини

4. Деформаційне зміцнення гетерогенних стопів алюмінію задля підвищення втомної довговічності

Результати втомних випробувань зразків наведені на рис. 2. Видно, що незалежно від орієнтації зразків зростання максимального циклічного напруження спричиняє зменшення кількості циклів до їхнього руйнування. Це очевидно пов’язано з більш швидким утворенням дефектів/мікротріщин і накопиченням втомних пошкоджень, оскільки величина σ_{max} = 440 МПа наближена до відомої з літератури [16] величини циклічної межі плинності (~ 487 МПа) стопу 2024, який також належить до стопів системи Al-Cu-Mg і має

аналогічний хімічний склад із стопом Д16Т. Разом з тим, для обох застосованих під час випробувань циклічних напружень суттєво вищу втомну витривалість продемонстрували зразки з орієнтацією (0^o) паралельно до напрямку вальцювання RD.

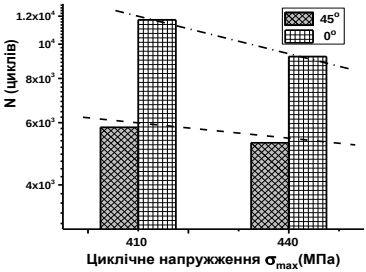


Рис. 2. Кількість циклів до руйнування (N) зразків сплаву Д16Т із різною орієнтацією до напрямку вальцювання RD після циклічних випробувань на малоциклову втому за різних максимальних напружень у циклі

5. Експериментальні результати: Структурні зміни при УЗУО

УЗУО повністю руйнує вихідну вальцьовану текстуру поверхні, повертаючи її до квазіізотропного стану. Обчислені параметри за Вільямсоном–Голлом засвідчили зменшення розміру ОКР (кристалітів) до рівня 26–88 нм. Густина дислокацій зросла до рівня 10^{13}– 10^{14} ($м^{-2}$). Причому для зразків із вихідною орієнтацією 0^o розрахована густина дислокацій виявилася майже на порядок вищою ($2{,}9*10^{14}(м^{-2})$), ніж для зразків 45^o ($5{,}5*10^{13}(м^{-2})$).

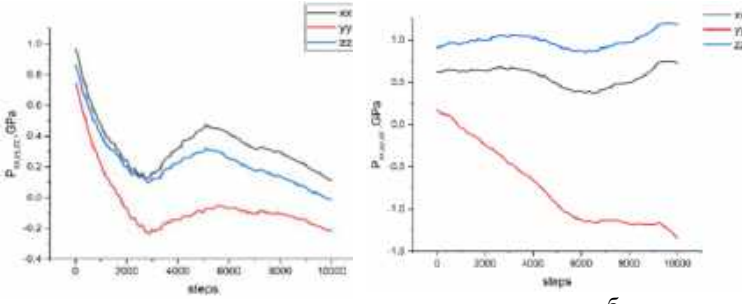
Мікроструктурні параметри досліджених зразків сплаву Д16Т

Маркування зразка	Переважна орієнтація	Розмір ОКР *D* (нм)	Мікродеформації гратки ε (%)	Густина дислокацій ρ ($м^{-2}$)
45^o	200	88	0,31	$5{,}5*10^{13}$
0^o	220	26	0,25	$2{,}9*10^{14}$

6. Молекулярно-динамічне моделювання деформації

- Кристалографічна орієнтація повністю визначає тип деформаційних дефектів.
- Орієнтація <011>{011}: Переважна генерація лінійних дефектів (дислокацій Шоклі та дефектів пакування). Гомогенний розподіл дефектів по об'єму матриці, значне (в 5–6 разів) падіння внутрішніх напружень.

- Орієнтація <010>{010}: Переважна генерація точкових дефектів (вакансій та зміщених атомів). Лінійні дефекти жорстко локалізуються безпосередньо на міжфазній границі розділу «частинка – матриця».



а б

Рис. 7. Залежність напруження у гратці модельного зразка Al зі сферичним включенням від ступеню деформації (часу компьютерного експерименту) для орієнтації зразка <010>{010} (а) та <011>{011} (б)

7. Ієрархічна кореляція та верифікація механізму Броєка

Одним із важливим результатом є ієрархічний збіг теоретичних моделей та експерименту. При чому для орієнтації <010>{010}: ТЕМ-знімки верифікують дислокаційно-вакансійний механізм зародження мікротріщин Броєка через міжфазне відшарування матриці внаслідок коагуляції вакансій., в той же час для орієнтації <011>{011}: ТЕМ-аналіз підтверджує формування протяжних стійких смуг ковзання, передбачених МД-моделлю. Кінетика сумарної протяжності дефектів у МД узгоджується з даними рентгеноструктурного аналізу Вільямсона-Голла[6].

Висновки

Поєднання методів рентгенівської дифракції, електронної мікроскопії (ТЕМ, РЕМ) та молекулярної динаміки дозволило повністю розкрити та верифікувати тонкі деформаційні механізми при УЗУО гетерогенних сплавів. Створений наноструктурний бар'єрний шар довів свою надзвичайну ефективність у стримуванні дислокаційно-вакансійної коагуляції на поверхні. Отримані результати є фундаментальною базою для оптимізації режимів високочастотного проковування елементів авіаційних конструкцій.

References

1. Prokopenko, B.M. Mordyuk, M.O. Vasyliev, and S.M. Voloshko, *Fizychni Osnovy Ul'trazvukovogo Udarnogo Zmitsnennya Metalevykh Poverkhon'* [Physical Principles for Ultrasonic Impact Hardening of Metallic Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka, 2017) (in Ukrainian).

2. Berezina, A. L., Monastyrska, T. O., Prokopenko, G. I., Molebny, O. A., Polishchuk, S. S., & Kotko, A. V. (2013). *Effect of ultrasonic impact treatment on the structure and properties of Al-Mg-Si alloy*. In A. Pogrebnjak (Ed.), *Proceedings of the 2nd International Conference "Nanomaterials: Applications & Properties" (NAP-2013)* (Vol. 2, No. 1, p. 01PCSI13). Sumy State University.

3. Zasimchuk E. E., Baskova O. I., Gatsenko O. S., Turchak T. V. Universal mechanism of viscoplastic deformation of metallic materials far from thermodynamics equilibrium. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2018. Vol. 27, No. 8. P. 4183–4196. https://doi.org/10.1007/s11665-018-3515-3

4. O. E. Zasimchuk, M. G. Chausov, B. M. Mordyuk, O. I. Baskova, V. I. Zasimchuk, T. V. Turchak, and O. S. Gatsenko, Features of Strain Hardening of Heterogeneous Aluminium Alloys to Enhance the Fatigue Durability, *Progress in Physics of Metals*, **22**, No. 4: 619–642 (2021) https://doi.org/10.15407/ufm.22.04.619

5. E. Zasimchuk, T. Turchak, N. Chausov, Hydrodynamic plastic flow in metal materials, *Results in Materials*, Vol. **6**, : 100090 (2020) ISSN 2590-048X, https://doi.org/10.1016/j.rinma.2020.100090.

6. B. M. Mordyuk, O. S. Gatsenko, T. V. Turchak, O. I. Baskova, and O. S. Kushnarova, Enhancement of the Fatigue Durability of D16T Aluminium Alloy by High-Frequency Mechanical-Impact Surface Modification, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 47, No. 12: 1335–1354 (2025) (in Ukrainian) https://doi.org/10.15407/mfint.47.12.1335.

UDC 539.2, 539.4, 539.5

V.Kislyuk, Cand.Sc., V.M.Shyvaniuk, Dr.Sc.,
I.Zahorulko, Cand.Sci., Yu.Polushkin, Cand.Sci., S.Kotrechko, Dr.Sc.,
(G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics NAS, Ukraine),
V.Trachevskij, Cand.Sc.,
(Technical Center NAS, Ukraine),
M.Gumenna, Dr.Sc.,
(Institute of Macromolecular Chemistry, Kyiv, NAS, Ukraine)

Thermo-Mechanical and Photo-Induced Creep Kinetics in Highly-Deformable EVA Copolymer Films

A dual-mode experimental framework is deployed on EVA films to map photo-mechanical static fatigue. Continuous and pre-strained creep data are calibrated into true invariants. A sub-linear log-stress modified WLF framework reveals a Poole-Frenkel barrier-lowering analogue. The stretched exponent β serves as a dynamic physics-informed descriptor for future Digital Twins.

1. Introduction

The modern paradigm of industrial engineering and smart manufacturing operates within the evolutionary landscape of industrial revolutions, transitioning systematically from early mechanization to cognitive cybernetics [1] (Fig. 1):

- **Industry 1.0:** Characterized by mechanization driven by water and steam power.
- **Industry 2.0:** Defined by mass production lines powered by electrical energy.
- **Industry 4.0:** Relies heavily on the deployment of interconnected cyber-physical systems, where **Digital Twins (DT)** serve as the ultimate platform for real-time structural health monitoring and fatigue life prognosis.
- **Industry 5.0:** Emerging as a future perspective, shifting the focus back to human-AI collaboration, resilience, and ecological sustainability.

The integration of Programmable Logic Controllers (PLCs) [1] became the technological defining marker of Industry 3.0. While the deployment of PLCs successfully shifted manufacturing to flexible software-driven automation, these systems operated purely as localized execution loops without cognitive structural awareness or long-term predictive lifecycle modelling. The contemporary Industry 4.0 framework is Driven by rapid advancements in Artificial Intelligence (AI) and Machine Learning (ML) [1], increasingly utilizing data-driven surrogate models to fast-track computational mechanics.

[1] A PLC is a specialized, ruggedized industrial digital computer engineered to continuously monitor input signals from hardware sensors (e.g., temperature, displacement, and force metrics) and execute pre-programmed deterministic logic to control output actuators in real-time

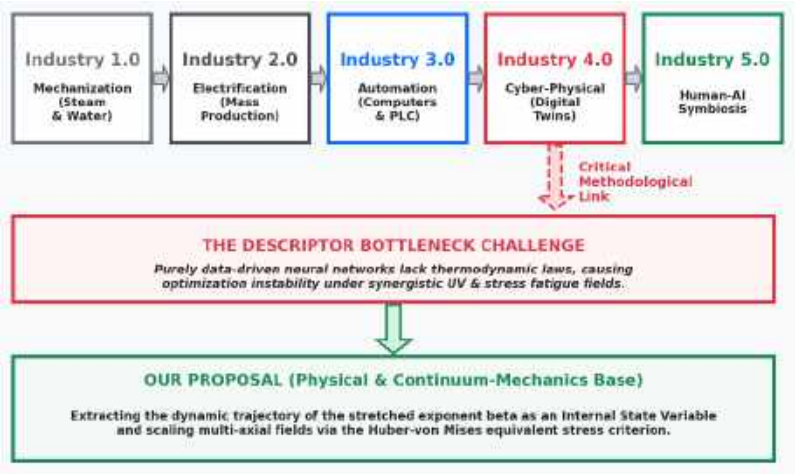


Fig. 1. The evolutionary trajectory of manufacturing paradigms from Industry 1.0 to Industry 5.0, highlighting the methodological link between Industry 4.0 Cyber-Physical Systems (Digital Twins) and the open materials informatics descriptor bottleneck addressed in this study.

However, a major critical bottleneck widely recognized across the broader materials informatics community is the formal selection and extraction of interpretative, physically grounded descriptors[2] [2]. Purely data-driven neural networks often lack structural awareness, leading to catastrophic prediction instability when modelling complex, non-linear time-dependent phenomena—such as polymer degradation under synergistic stress and ultraviolet (UV) radiation fields, which is the matter of the current research addressing the open materials descriptor bottleneck under strict continuum-mechanics and polymer-physics perspective. Within this paradigm, Ethylene-Vinyl Acetate (EVA) copolymer film—the dominant encapsulant material for solar photovoltaics—is utilized as a highly-deformable model object to trace long-term static fatigue [3]. To bridge the gap between idealized, uniaxial laboratory creep tests and the actual multi-axial stress states encountered in field operations, a reliable analytical framework is required. In real solar modules, the mismatch between the Coefficients of Thermal Expansion (CTE) of the rigid adjacent layers (such as silicon cells and front protective glass) creates a complex biaxial stress field within the intermediate polymer matrix. In structural health monitoring and multiaxial fatigue analysis of engineering components, this critical translation is traditionally provided by the Huber-von Mises yield criterion to calculate equivalent uniaxial stresses as demonstrated for metallic materials [4].

[2] In materials informatics and physics-informed machine learning, a **descriptor** is defined as an interpretable mathematical parameter or vector that quantitatively captures the complex microstructural state, thermodynamic properties, or kinetic degradation behavior of a material.

2. Experiment

The experimental study of the highly-deformable Ethylene-Vinyl Acetate (EVA) copolymer film is structured into two distinct kinematic testing modes to establish a baseline for time-dependent material degradation under static fatigue fields.

The first testing configuration [5] utilizes a continuous tensile mode conducted at a constant crosshead displacement rate to evaluate the basic viscoelastic response. Large, non-linear elastic and plastic deformations inherent to EVA prevent the direct conversion of raw crosshead displacement and applied force via conventional engineering formulas. To extract the true axial strain (ε_{true}) and true stress (σ_{true}), a systematic calibration framework is deployed. Prior to the primary mechanical tests, systematic treatment of photo images is executed to record the evolution of the specimen's cross-sectional geometry (width and thickness) as a continuous function of total axial elongation. Using these empirical calibration curves, the instantaneous cross-sectional area ($A(t)$) is updated in real-time, allowing the translation of raw force data into true mechanical stress values. The continuous loading curves obtained across a temperature range from 289K to 300.5K serve as the foundation for isobaric cross-sectional analyses. By applying the Boltzmann superposition principle, the pure long-term creep compliance kinetics, $J(t)$, are mathematically decoupled and extracted from the continuous data stream.

The second testing setup [6] addresses the characterization of synergistic photo-mechanical fatigue. Subjecting an unstrained polymer sample to simultaneous tensile loading and ultraviolet (UV) irradiation induces excessive localized necking and macroscopic instability. This geometric distortion prevents uniform UV exposure across the targeted surface area. To overcome this experimental trade-off, a specialized pre-strained creep protocol is implemented. The EVA film samples are initially pre-deformed to a stable elongated baseline of 400mm, establishing a uniform, highly-oriented structural configuration with a fixed surface profile. Once this structural equilibrium is reached, long-term creep kinetics ($\varepsilon(t)$) are measured under two parallel states: dark static creep (d-EVA) and UV-irradiated static creep under active environmental exposure.

3. Phenomenological Approximation

The first testing configuration utilizes a continuous tensile mode conducted at a constant crosshead displacement rate to evaluate the basic viscoelastic response. Large, non-linear elastic and plastic deformations inherent to EVA prevent the direct conversion of raw crosshead displacement and applied force via conventional engineering formulas. To extract the true axial strain (ε_{true}) and true stress (σ_{true}), a systematic calibration framework is deployed. Prior to the primary mechanic's tests, systematic photo-images of the sample profile are executed to record the evolution of the specimen's cross-sectional geometry (width and thickness) as a continuous function of total axial elongation. Using these empirical calibration curves, the instantaneous cross-sectional area ($A(t)$) is updated in real-time, allowing the translation of raw force data into true mechanical stress values.

To decouple and extract the pure long-term creep compliance kinetics, $J(t)$, from the continuous loading data stream obtained across a temperature range from 289K to 300.5K, Boltzmann superposition integral is applied. The extracted compliance function $J(t)$ is embedded directly into the constitutive relation [7]:

$$\varepsilon(t) = \int_0^t J(t-\tau)\frac{d\sigma(\tau)}{d\tau}\,d\tau\,, \tag{1}$$

where τ is the historical time variable of the loading profile, and $d\sigma(\tau)/d\tau$ is the instantaneous true stress rate, $J(t)$ is a compliance function. This mathematical framework allows the calculation of isolated time-dependent compliance parameters under non-steady-state loading environments. The resulting experimental deformation profiles are approximated using a fractionally-extended compliance kernel $J(t-\tau)$incorporating the Kohlrausch-Williams-Watts (KWW) [8] stretched exponential function:

$$J(t) = J_\infty\left(1-\left(1-\frac{J_0}{J_\infty}\right)e^{-\left(\frac{t}{\tau_{str}}\right)^{\beta}}\right), \tag{2}$$

where J_0 and J_∞ represent the instantaneous and long-term compliance limits, τ_{str} is the characteristic relaxation time, and β $(0<\beta\leq 1)$ is the shape parameter reflecting the structural heterogeneity and width of the relaxation time spectrum within the polymer matrix.

Conclusions

A comprehensive physics-and-mechanics-based foundation has been established to characterize the long-term static and environmental fatigue of highly-deformable polymers, addressing the open materials informatics descriptor bottleneck within the Industry 4.0 framework. The main findings are summarized as follows:

1. A dual-mode experimental testing and calibration protocol was successfully implemented for highly-deformable EVA copolymer films. Continuous loading curves were precisely converted into true stress (σ_{true}) and true strain (ε_{true}) using empirical cross-sectional profiles. Utilizing the Boltzmann superposition principle, pure viscoelastic creep compliance parameters were effectively decoupled and extracted from the continuous data stream.

2. Through systematic isobaric cross-sectional analysis, a modified log-stress WLF equation was formulated by replacing temperature with $log_{10}\sigma_{true}$. The strict preservation of the universal constant $C_1 \approx 17$ provides robust thermodynamic proof that the polymer's internal molecular clock and baseline free volume respond symmetrically to both mechanical and thermal fields. A cross-property factor of $M = 0.125\text{K}^{-1}$ was established,

3. The physical mechanism behind this sub-linear acceleration was interpreted through a mechanical analogue of the **Poole-Frenkel effect**. It was demonstrated that within the evaluated experimental window, the empirical logarithmic relationship can be physically linearized and represented via a square-root dependence of local activation barrier reduction ($\Delta U \propto \sqrt{\sigma_{true}}$), driven by the mechanical tilting of conformational potential wells.

4. The structural evolution of the KWW stretched exponent β was evaluated under photo-mechanical exposure. A complete spectral collapse from $\beta \approx 0.33$ (heterogeneous, unoriented chains) through $\beta \approx 0.70$ (dark static creep) strictly to $\beta \to 1$ under UV irradiation was detected. This transition provides direct kinetic evidence that mechanical stress lowers the activation barrier, allowing UV photons to cleave covalent bonds via a dominant single-channel pathway.

5. A continuum-mechanics bridge was proposed to scale these uniaxial laboratory findings to real in-situ multi-axial structures. By utilizing the Huber-von Mises equivalent stress criterion to transition from uniaxial laboratory data to biaxial loading fields in real operational conditions, complex thermal stresses induced by mismatched Coefficients of Thermal Expansion (CTE) within layered engineering materials can be directly mapped back to pure log-stress kinetics.

While this work operates strictly outside direct computer programming domains, this physics-grounded trajectory of β combined with the von Mises scaling is offered to the engineering community as a promising, noise-free internal state variable. This material descriptor provides future cyber-physical Digital Twin architectures with the necessary thermodynamic restrictions to perform stable structural lifespan prognosis under real multi-axial fatigue environments.

References

1. Hayat, A., Shahare, V., Sharma, A.K., Arora, N. Introduction to Industry 4.0. In: Namasudra, S., Akkaya, K. (eds) Blockchain and its Applications in Industry 4.0. *Studies in Big Data*, 2023, vol 119. Springer, Singapore. https://doi.org/10.1007/978-981-19-8730-4_2

2. Ghiringhelli1, L.M., Vybiral, J., Levchenko, S.V., Draxl, C., Scheffler, M. Big Data of Materials Science: Critical Role of the Descriptor. *Phys. Rev. Lett.* 2015, 105503 https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.114.105503

3. Kislyuk, V., Shyvaniuk V., Trachevskkij V., Zahorulko I., Polushkin Yu., Kotrechko S. Temperature-dependent fatigue phenomena in EVA encapsulant under mechanical load. First Int. Sci. Round Table "Fatigue and Fracture", October 15, 2025.

4. Karuskevich, M., Maslak, T., Vlasenko, Yu., Pejkowski, Ł. Biaxial fatigue indicator // *Procedia Structural Integrity*, 2024. 642–649. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2024.04.091

5. Kislyuk, V., Shyvaniuk, V., Trachevskij, V., Ostapyuk, S., Polushkin, Yu., Kotrechko S. Mechanical properties of the encapsulant material for photovoltaics, *J.Mater.Sci.* 2022. 21117–21134. https://doi.org/10.1007/s10853-022-07900-7

6. Kislyuk, V., Shyvaniuk, V., Kotrechko, S. Creep lifetime of ethylene vinyl ace tate co-polymer film after pre-load. *Polym. Bull*. 2025. 1499–1530. https://doi.org/10.1007/s00289-024-05567-5

7. Findley, W.N., Lai, J.S. and Onaran, K. 1989. Creep and Relaxation of Nonlinear Viscoelastic Materials. Dover Publications.

8. Williams, G., Watts, D. C., Dev, S. B., North, A. M. Further considerations of non-symmetrical dielectric relaxation behaviour arising from a simple empirical decay function. Trans. Faraday Soc. 1971, 1323–1335. https://doi.org/10.1039/TF9716701323.

UDC 539.432

P. Lukianov, Ph.D.,
(National University "Kyiv's Aviation Institute", Ukraine),

Rotation of a brittle cylinder with a crack: necessary conditions for the minimum of the potential energy functional

The problem of crack evolution in an axisymmetric cylinder made of a brittle material is considered. While the formulation of this problem has long been known, the necessary conditions for the extremum of the minimum strain energy functional—expressed as Euler-Ostrogradsky variational equations—are presented here for the first time.

1. Problem formulation

Let us consider the problem of brittle fracture in a rotating rotor (or thin disk) containing an initial crack. Let *D* denote the annular cross-sectional region in the -plane (see Fig. 1). Let R_0, R_1 be the inner and outer radii of the rotor [1]. An initial crack of length *l* is located along the *x*-axis.

It is assumed that no forces are applied to the lateral surfaces or the edges of the cut, and that the deformation of the object occurs entirely due to the action of centrifugal forces.

This problem was previously investigated in [2]. In particular, it was shown that rotor failure occurs at certain critical values of angular velocity $\omega = \omega_*$ and is of an unstable nature (i.e., instantaneous fracture takes place). The instability of crack propagation reduces the problem of analyzing failure and determining the rotor's load-bearing capacity to the problem of determining the critical angular velocity.

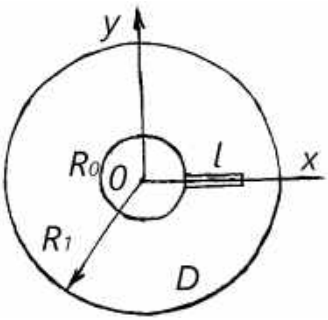


Fig. 1. Diagram of crack formation

2. Necessary conditions for the minimum of the potential energy functional

In the previously mentioned studies, the problem was solved numerically. The present paper proposes the derivation of "working equations" based on the calculus of variations. To this end, the principle of minimum potential energy for a subdomain is employed, incorporating a transition to dimensionless quantities [1]. The objective is to determine the deformation functions that minimize the potential energy functional.

$$W^0 = \min \frac{1}{2} \iint_D \left\{ a\left(\frac{\partial u}{\partial r}\right)^2 + \frac{2b}{r}\left(\frac{\partial V}{\partial \varphi} + u\right)\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{a}{r^2}\left(\frac{\partial V}{\partial \varphi} - u\right)^2 + \right.$$

$$\left. + \frac{c}{2}\left(\frac{1}{r}\frac{\partial u}{\partial \varphi} + \frac{\partial V}{\partial r} - \frac{V}{r}\right)^2 - 2ur \right\} r dr d\varphi \qquad (1)$$

Since the integrand in (1) is a function

$$F = F\left(u, v, \frac{\partial u}{\partial r}, \frac{\partial u}{\partial \varphi}, \frac{\partial v}{\partial r}, \frac{\partial v}{\partial \varphi}\right),$$

therefore, the necessary conditions for an extremum (1) are the following Euler-Ostrogradsky equations:

$$F_u - \frac{\partial}{\partial r}\left(\frac{\partial F}{\partial\left(\frac{\partial u}{\partial r}\right)}\right) - \frac{\partial}{\partial \varphi}\left(\frac{\partial F}{\partial\left(\frac{\partial u}{\partial \varphi}\right)}\right) = 0, \qquad (2)$$

$$F_v - \frac{\partial}{\partial r}\left(\frac{\partial F}{\partial\left(\frac{\partial v}{\partial r}\right)}\right) - \frac{\partial}{\partial \varphi}\left(\frac{\partial F}{\partial\left(\frac{\partial v}{\partial \varphi}\right)}\right) = 0. \qquad (3)$$

Substituting (1) into equations (2) and (3) makes it possible to obtain the explicit form of the necessary conditions for an extremum of the functional (1). These conditions are the following equations:

$$b\frac{\partial u}{\partial r} - \frac{a}{r}\left(\frac{\partial v}{\partial \varphi} - u\right) - r^2 - \frac{\partial}{\partial r}\left(ar\frac{\partial u}{\partial r} + b\left(\frac{\partial v}{\partial \varphi} + u\right)\right) - \left(\frac{c}{2}\left(\frac{1}{r}\frac{\partial u}{\partial \varphi} + \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r}\right)\right) = 0$$

,

$$-\frac{c}{2}\left(\frac{1}{r}\frac{\partial u}{\partial \varphi} + \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r}\right) - \frac{\partial}{\partial r}\left(\frac{c}{2}\left(\frac{\partial u}{\partial \varphi} + r\frac{\partial v}{\partial r} - v\right)\right) - \frac{\partial}{\partial \varphi}\left(b\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{a}{r}\left(\frac{\partial v}{\partial \varphi} - u\right)\right) = 0$$

(4)÷(5)

constants a, b, c in which are defined as

$$a = \left(1 - \nu^2\right)^{-1}, \quad b = \nu / \left(1 - \nu^2\right), \quad c = \left(1+\nu\right)^{-1}.$$

Two pairs of boundary conditions should be added to equations (4)–(5). The first pair follows from the standard conditions of the absence of external loading (in the absence of an applied external pressure):

$$\sigma_{ij} \cdot n_j = 0. \tag{6}$$

In (6), σ_{ij}, n_j represent the stress tensor and the surface normal, respectively.

Other boundary conditions depend more on the nature of the crack dynamics; for instance, they may involve conditions at the crack tip. The aforementioned boundary conditions, combined with the necessary conditions for minimizing the potential energy functional, enable the mathematical problem to be solved. It should be noted that crack opening is assumed to be instantaneous. Alternative scenarios regarding crack dynamics would require accounting for the energy release rate.

Conclusion

The necessary conditions for the minimum of the potential energy functional are presented in explicit form. They take the form of two partial differential equations. Together with the boundary conditions, this problem can be solved numerically.

References

1. Chernousko F.I., Banichuk N.V. Calculus of variations problems in Mechanics and Control. M. Nauka, 1973, 240 p.

2. Winne D.H., Windt B.M. Application of Griffith-Irwin theory of crack propagation of the bursting behavior of disks, including analytical and experimental studies. *Trans.* ASME, 1958, v. 80, No 8.

УДК 629.735.025

А.М. Хімко, к.т.н., доцент, О. Філоненко,
(НУ "Київський авіаційний інститут", Україна),

Проблеми контакту титанових сплавів із композиційними матеріалами в номінально нерухомих з'єднаннях на літаках типу Boeing 787 Dreamliner

Нова філософія проектування літаків класу Boeing 787 Dreamliner та використання понад 50% композитних матеріалів у конструкціях призвели до появи нових інженерних викликів, пов'язаних із контактами системи Ti–CFRP під вібраційними та експлуатаційними навантаженнями. Встановлено, що конструктори прагнуть уникати контактів Al–CFRP настільки, наскільки це можливо, через високий ризик гальванічної корозії та катастрофічного руйнування алюмінієвих елементів. Представлено пошкодження та відмови титанових деталей у номінально нерухомих з'єднаннях, що виникають під впливом вібрацій або порушень технології виробництва та складання повітряних суден. Аналізуються технологічні методи захисту, зниження інтенсивності руйнування та запобігання зношенню поверхонь деталей.

1. Вступ

Boeing 787 Dreamliner це літак який характеризується високою паливною ефективністю, підвищеним комфортом і широким використанням (більш ніж 50%) композитних матеріалів, що є новим поколінням літаків [1]. Це перший у світі літак, побудований на суцільних секціях CFRP, на відміну від літака Airbus 350 XWB, який виготовлений на металевій рамі з композитним вмістом 52-53 % [2] і є його прямим конкурентом.

Окрім широкого використання CFRP у будівництві літаків нового покоління, також застосовуються інші металеві матеріали у кількості: 20 % Ti, 15 % Al, 10 % сталі та 5 % інших матеріалів. Контакт CFRP з металом у таких літаках зустрічається у великій кількості. За умов вібрації та експлуатаційних навантажень від роботи газотурбінних двигунів і бортового обладнання на літаках виникають пошкодження в точках контакту внаслідок мікрозміщень, які класифікуються як фретинг-корозійне зношування [3].

2. Проблеми з літаками серії Boeing 787 Dreamliner

Літаки типів Boeing 787 Dreamliner та Airbus 350 XWB з моменту введення в експлуатацію із 2011 році завжди стикалися з низкою проблем до яких відносились: проблеми з двигунами, проблеми із займанням літій-іонних акумуляторів та проблеми збирання та кріплення силових елементів [4]. Оскільки цей літак має понад половину деталей з CFRP/GFRP, які виготовлені модульно, момент стикування та контакту їх із металевими деталями є досить відповідальним, через що, за останні 8 років сталося кілька інцидентів.

Наприклад, у березні 2024 року Boeing 787-9 авіакомпанії «LATAM Airlines», який летів із Сіднея до Окленда, почав знижуватися з рівня польоту через конструктивну несправність. Літак зміг безпечно приземлитися але 50

пасажирів отримали поранення, а 12 осіб були госпіталізовані. У серпні 2024 року літак того ж типу авіакомпанії «Qantas Airline» зазнав пошкоджень шасі через знищення міцності силових елементів під час посадки в Перті. Літак був виведений з експлуатації на ремонт. У листопаді Boeing 787-9 зазнав сильної турбулентності під час польоту, що призвело до структурної аварії, а в січні 2025 року Boeing 787-9 Dreamliner Etihad Airways був змушений скасувати зліт з Мельбурна через проблеми з встановленням газотурбінного двигуна та пошкодженням місць контакту металу із CFRP/GFRP.

3. Аналіз пошкоджень контакту

Вуглепластик на літаку контактує із металевими матеріалами сталі, титану та алюмінію. Однак контакт CFRP-Al має суттєві гальванічні проблеми [5-7]. CFRP є провідником, а Al - це активний анод, який утворює «гальванічну пару» у присутності електроліту (вологи або конденсату). Тому інженери уникають контакту CFRP біля тонких алюмінієвих елементів або використовують Ti та GFRP як проміжні матеріалі. Таким чином, контакт Ti-CFRP на літаках є наймасивнішим серед інших можливих контактів. Завдяки подібним коефіцієнтам теплового розширення [8] та стійкості титану до корозії та тріщини [9], ця контактна пара зустрічається в тисячах місць літака. У конструкціях Boeing 787 Dreamliner це місця контакту фюзеляжу з металевими вузлами. У крилах це місця кріплення до центральної секції, а також використання титанових лонжеронів і фітингів для забезпечення міцності під час високих маневрів. У шасі це місця встановлення опор, де відбувається концентрація напруги від приземлення літака та контакт із панелями Ti-CFRP. Однак наймасивнішим контактом є болтові з'єднання та різні кріпильні інтерфейси, які майже на 100% виготовлені з титану [10]. Вони знижують вагу літаків, не лише покращуючи льотні характеристики, а й знижуючи вартість експлуатації літака за рахунок зниження витрати пального. Для кожного літака Boeing 787 Dreamliner потрібно близько 200 тисяч кріплень із титану.



Рис. 1. Кріплення з титанових сплавів (а), що використовуються в літаках для контакту з композитними матеріалами (б)

Вібрації при роботі газотурбінних двигунів і бортового обладнання під час польотів призводять до послаблення контактних з'єднань Ti-CFRP (зазвичай болтових) і утворюється мікрозмішування контактних з'єднань, що призводить до пошкоджень внаслідок фретинг-корозії. Навіть 1-5 мкм **достатньо для**

реалізації механізмів, характерних для утворення точок зхоплювання та поверхневого руйнування з послідуючим ростом мікротріщин. Утворення тріщин на поверхнях пов'язане з механічним рухом з'єднань і розшаруванням поверхневих шарів під час циклічних навантажень із подальшим механічним змішуванням цих структурних шарів.

Ламінати, які використовуються на літаках Boeing 787 Dreamliner, зазвичай складаються з комбінацій матеріалів Ti-CFRP і класифікуються як металево-волокнисті ламінати типу TiGr. Це передові гібридні композитні матеріали в авіаційному будівництві, що складаються з орієнтованих тонких шарів Ti товщиною 0,3 мм і CFRP. Вони поєднують найкращі механічні та фізичні властивості металів і полімерів [11]. Проблеми таких матеріалів пов'язані як правило із їх механічною обробкою та пошкодження від втоми при фіксації болтових з'єднань. Але найбільша проблема - це втомні пошкодження з'єднань системи Ti-CFRP, оскільки це призводить до мікротріщин і, у свою чергу, до руйнування конструкції та втрати міцності.

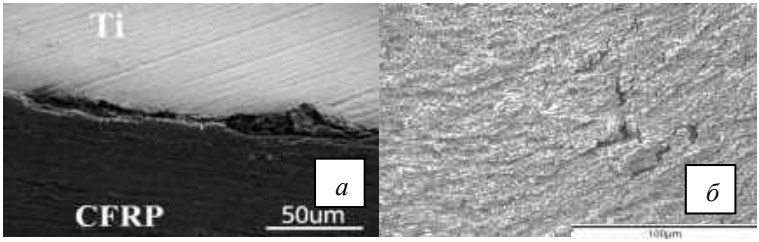


Рис. 2. Пошкодження Ti-CFRP в умовах вібрацій: a – розшарування та пошкодження гібридного ламінату системи ToraуT800/3900CFRP+Ti6Al4V у контакті фюзеляжу та крила; b – топографія пошкодження титанового болта (BAC5004-2 з анодованим покриттям BAC5034-1)

Високоміцні ламінати компанії Toray Industries (Японія) і виготовлені за стандартами Boeing BMS8-276, і використовуються для матеріалів фюзеляжів, крил і хвостів під час вібрацій і польотних навантажень пошкоджуються у вигляді розшарування із утворенням мікропереміщень та тріщин, характерних для фретинг-корозії. При контакті титанових болтів та заклепок на вуглепластику з дефектами типу: пошкодження поверхні, розхитаність або тугість, деформації, необроблена поверхня болтових або вуглецевих деталей, порушення технологій складання ін. під час мікрорухів відбувається адгезія титанового сплаву на поверхню вуглепластику. Внаслідок цього утворюється контакт Ti-Ti з корозійними пошкодженнями і утворенням тріщин на поверхнях деталей титанового сплаву. На рис. 2б показано поверхні пошкодження титанових деталей (болтів і вставок) літака Boeing 787 Dreamliner відповідно до специфікацій BAC5004-2, BAC5063-4 при контакті з CFRP під час вібраційних навантажень.

Проблеми, пов'язані з контактом титанових сплавів і композитних матеріалів, описані в низці робіт [10-16]. Автори [10] відзначають високий знос титанових сплавів (до 10 разів більший), ніж CFRP або GFRP, що пов'язано з

особливостями фізичних, механічних і хімічних властивостей титанових сплавів та їхньої структури. Високий знос, низька поверхнева міцність і теплопровідність та хімічна активність титанових сплавів призводять до того, що титанові сплави мають слабкі антифрикційні властивості без спеціальних покриттів і модифікацій. Однак його використання лише зростає у виробництві літаків і при контакті з композитними матеріалами.

Контакт Ti-CFRP можна досить успішно покривати захисними покриттями або технологічними методами [14]. До таких методів належить: поверхнево-пластична деформація, хімічно-термічна обробка, електроіскрове легування тощо. Ефективне також використання зносостійких полімерних композитних матеріалів і пластичних металів, які мінімізують пошкодження [15]. Автори [16, 17] демонструють успішне підвищення зносостійкості титанових сплавів за допомогою плазмових покриттів. Однак такий повний захист металевих деталей може змістити руйнування контакту Ti-CFRP на руйнування композитних матеріалів.

Висновки

Аналіз пошкоджень поверхонь на літаку B787 показує, що контакти Ti-CFRP були масово впроваджені з 2010 року. На літаках B787 і A350XWB є тисячі таких місць, які вимагають від конструкторів ретельного підходу до вибору матеріалів і захисту поверхонь контакту. Інцидент, що траплялися з літаком Boeing 787 у світі, були пов'язані саме з проблемою титанових болтових з'єднань у контакті Ti-CFRP, які були пошкоджені через вібраційні навантаження та порушення технологій виробництва літаків. Таких літаків буде лише більше і проблема контакту в умовах вібрацій лише зростає. Тому необхідно зосередитися зараз на пошуку необхідних технологічних рішень для захисту поверхонь деталей, які мінімізують пошкодження із збереженням необхідного рівня надійності та безпеки польотів.

Використані джерела

1. Ramakrishnan P. N. Composite Materials, Metals, And Ceramics Used in the Boeing 787- Materials Overview. *Journal of Research in Science and Engineering.* 2024. Vol. 6, no. 8. P. 57–62. https://doi.org/10.53469/jrse.2024.06(08).13

2. Edelmann K. CFK-Thermoplast-Fertigung für den A350 XWB. *Lightweight Design*. 2012. Vol. 5, no. 2. P. 42–47. https://doi.org/10.1365/s35725-012-0088-1

3. Kralya V.O. et al. Defects of steel units of the high-lift devices of aircraft wings caused by fretting corrosion. *Mater Sci.* 46, 108–114 (2010). https://doi.org/10.1007/s11003-010-9270-8

4. Peña A. C. D., Ganal M. A. M., Tiansay E. B. Maintenance Economics of Widebody Aircraft: Comparative Cost and Reliability Analysis of the Boeing 787 and Airbus A350. *Journal of South Asian Logistics and Transport.* 2025. Vol. 5, no. 2. P. 117–144. https://doi.org/10.4038/jsalt.v5i2.116

5. Khimko A., Kralya V., Holod N., Kostenko O. Fretynhostiykist composite materials. *Proceedings of National Aviation University.* 2009. Vol. 38, no. 1. https://doi.org/10.18372/2306-1472.38.1655

6. Mikosyanchyk O. et al. Analysis of models and methods for assessing the strength characteristics of polymer composite materials. *Problems of friction and wear*. 2023. No. 3(100). P. 15–29. https://doi.org/10.18372/0370-2197.3(100).17891

7. Khimko A. The influence of corrosive and aggressive environments on the contact of aluminum and titanium alloys with CFRP under vibration loading conditions. *Problems of Friction and Wear*. 2025. № 4(109). C. 95-104. https://doi.org/10.18372/0370-2197.4(109).20757

8. Khimko A., Mikosianchik O., Khimko M., Filonenko O. Wear resistance of contact of titanium alloys with composite materials depending on the technology of their manufacturing under conditions of nominally fixed contact. *Problems of Friction and Wear*. 2025. № 3 (108). C. 28-37. https://doi.org/10.18372/0370-2197.3(108).20445

9. Tareq M.A. et al. Increasing the Wear Resistance of Titanium Alloys in Plain Bearings with Galvanic and Vacuum-Arc Coatings. *Tribology in Industry.* Vol. 48, 1 (2026), p. 72-82. https://doi.org/10.24874/ti.2043.10.25.11

10. Khimko A., Popov O., Khimko M. Effect of temperature on the wear resistance TI6AL4V-CFRP/GFRP contact under vibration conditions. *Problems of Friction and Wear*. 2026. № 1(110). C. 4-12. https://doi.org/10.18372/0370-2197.1(110).20915

11. Khimko A. M., Khimko M. S., Popov O. V., Klipachenko V. V. Assessment of the stress-strain state of composite materials for spherical bearings. *Problems of friction and wear*. 2025. No. 1(106). P. 4-16.https://doi.org/10.18372/0370-2197.1(106).19819

12. Khimko M. et al. Resource testing of modified plain bearings for the aviation industry. *Problems of tribology.* V.29, № 2/112-2024, P.16-22. https://doi.org/10.31891/2079-1372-2024-112-2-16-22

13. Khimko M.S., Khimko A.M., Mnatsakanov R.G., Klipachenko V.V., Makarenko R.O. Wear resistance of polymer composite materials for spherical bearings. *Problems of friction and wear*. 2024. No. 2(103). P. 29-42. https://doi.org/10.18372/0370-2197.2(103).18670

14. Khimko A., Khimko M., Makarenko R., Tokaruk V. Efectiveness evaluation of the conversion coatings application on titanium alloys in contact with GFRP under nominally stationary contact conditions. *Problems of Friction and Wear*. 2026. № 2(111). C. 31-39. https://doi.org/10.18372/0370-2197.2(111).21334

15. Khimko A., Mikosyanchyk O., Khimko M., Klipachenko V. Increasing the durability of the Ti-GFRP/CFRP contact with a layer of wear-resistant polymer composite coatings under vibration load conditions. *Problems of tribology.* V.31, № 2/120-2026, P.16-22. https://doi.org/10.31891/2079-1372-2026-120-2-16-22

16. Khimko A., Mikosianchik O., Mnatsakanov R., Bespalov S., Tokaruk V. Analysis of damage to aircraft parts made of titanium alloys and increase of their wear resistance by gas-thermal coatings. *Problems of Friction and Wear*. 2025. № 2 (107). C. 4-10. https://doi.org/10.18372/0370-2197.2(107).20057

17. Kralya V. et al. Wear resistance of plasma coatings for a constant work of friction. *Strength of Materials.* 2007. Vol. 39(5) P. 523–528. https://doi.org/10.1007/s11223-007-0058-5.

UDC 620.171.2

V. Krasnopolskyi, Ph.D.,D. Solin
(National University "Kyiv's Aviation Institute", Ukraine)

Test Challenges of FDM-plastics

The difference between the real mechanical properties of parts made by the FDM technology and those declared by the manufacturer leads to necessary mechanical strength tests of the samples. However, the methodology of these tests hides a number of important aspects, not taking into account of which can significantly distort the obtained results. This work is devoted to an overview of the problems and challenges faced by the researcher during mechanical strength tests of such parts.

1. Introduction

Fused Deposition Modeling (FDM) technology is one of the methods of "3D printing", which consists in laying layers of material softened by heating on a moving base with the help of a moving head. That allows creating details of almost any required shape [1, 2].

It is relatively new, so despite a number of advantages, one of the most significant disadvantages is the absence of standards or other regulatory documents that would clearly establish a set of requirements for parts manufactured in this way. In practice, this leads to the fact that the part delivered by the manufacturer may have significantly different mechanical characteristics from the declared ones, which in turn may lead to destruction or improper operation of technical devices or systems where it was supposed to be installed.

Taking into account all the above mentioned, a practical check of the mechanical characteristics of the obtained part is a fundamental necessity. However, it is possible to determine these characteristics only by conducting appropriate strength tests, which is also associated with a number of features that may affect the adequacy and relevance of the obtained results. This work is devoted to the review of the most basic of these aspects.

2. Main Challenges of Testing for Details Maid by FDM Technology

The main aspects that cause difficulties during strength tests of FDM plastics are: choosing the correct geometry of the sample, choosing the number of samples, the method of obtaining experimental data and their processing.

2.1. Geometry of Specimen

It is obvious that the choice of the test sample geometry should be based on regulatory documents. However, there are no standards for parts manufactured using FDM technology nowadays. A large number of researchers rely on the "dumbell-shape" geometry described in ASTM D638/ISO 527-2, which is the standard for cast anisotropic plastics (Fig. 1) [3-6].



Fig. 1. Dumbell-shaped test specimen in the grips

This shape really allows getting a narrow working zone with correspondingly higher stresses, which for most orientations of the layers ensures the correct distribution of stresses in the part. However, for the direction of the fibers along the direction of the load and at small angles of layer laying, this shape leads to breaks in these layers at the radial transition, which begin to form the so-called stepped shape (Fig. 2).



a *b*

Fig. 2. Stepped shape of test specimen edge:
a – screen from slicer software; *b* – photo of the real sample

Such configuration of the part creates a stress concentration that can initiate failure before the ultimate stress is reached in the working zone. This problem can be avoided by choosing a rectangular specimen shape as described in ASTM D3039, which is the standard for polymer matrix composite materials [7], but this creates another problem.

Rectangular samples are characterized by the concentration of stresses at the place of attachment of the part in the grips. For this case, the reinforcement of the corresponding zone could be used, but a gradual increase in the thickness of the part leads to the formation of the same stepped shape (Fig. 3), and a simple thickening in the form of a parallelepiped creates one large concentrator along the inner right corner.

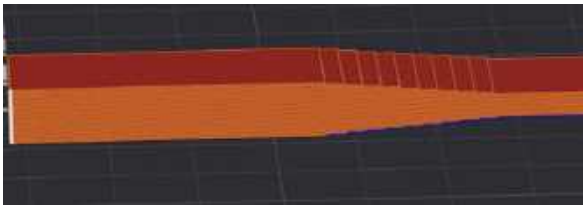


Fig. 3. Stepped shape on the reinforcements of specimen

It is also worth noting that the printing of the reinforcement together with the part greatly complicates the technology of its manufacture, and the printing of the reinforcements separately requires the further use of glue, which can affect the adhesion of the surface layers and introduces a human factor into the manufacturing procedure.

2.2. Justification of the samples number

In the works of other researchers, often could be encountered the use of small sample groups (3–5 items) that differ from one another in at least one parameter [3-6]. While this approach facilitates the application of multivariate analysis (such as ANOVA), it only allows for the reliable identification of qualitative relationships – both among the printing parameters themselves and between these parameters and the final mechanical properties of the part. The manufacturing technology can exert a significant influence on these properties, potentially leading to substantial variability; furthermore, the materials used during printing (e.g., filaments) can exacerbate this effect due to significant differences in their own inherent characteristics. Given this, it is essential to ensure that test procedures allow for the application of classical statistical analysis to the results.

2.3. Obtaining and Processing of Experimental Data

The primary challenge in conducting the experimental phase lies in acquiring measurement data. While the applied force is recorded by the testing machine itself, determining most other characteristics requires measuring the specimen's deformation. Extensometers are typically used for this purpose; however, they can induce additional surface deformations, creating extra stress concentrators and distorting the measurement results. This conclusion is supported by our own experimental studies, in which the failure of most specimens – occurring in directions other than the loading axis – took place precisely at the location of the extensometer. Another option involves the use of strain gauges; however, the requirement to bond them to the specimen can also distort results. This is due to the strengthening of the detail caused by increased interlaminar adhesion which is a result of the glue penetrating the material as it was previously mentioned.

Furthermore, in the context of experimental research, special attention should be paid to process of specimens mounting in the testing machine's grips. This is crucial to avoid misalignment or buckling, which would render the samples unsuitable for testing. Another important detail during data processing is the use of the actual

dimensions of the tested specimens in calculations, as these may differ significantly from the dimensions specified during 3D modeling.

Conclusions

Due to the specific manufacturing processes and properties of FDM plastics, as well as their relative novelty, there are a number of challenges inherent in testing them that should be taken into account during planning of experiments to ensure reliable results.

These include: selecting an adequate specimen geometry that does not lead to the formation of stress concentrators; justifying a sufficient number of specimens for statistical data analysis; and employing a research and data-processing methodology that does not distort the resulting characteristics.

Ignoring these aspects can lead to incorrect results, the inability to adequately compare them with other studies, and premature destruction or significant deformation of the part under load. Currently, the authors are conducting their work on the development of a methodology for testing parts manufactured by the FDM technology, which would take into account all the mentioned aspects.

References

1. S. S. Crump, Apparatus and method for creating three-dimensional objects, U.S. Patent 5,121,329, Jun. 9, 1992.
2. S. Kuppuraj, R. Soundararajan, and S. Gopal, Augmenting effect of infill density and annealing on mechanical properties of PETG and CFPETG composites fabricated by FDM, Materials Today: 2191, 2020, DOI: 10.1016/j.matpr.2020.04.593.
3. E. Hozdić and E. Hozdić, Influence of infill structure shape and density on mechanical properties of FDM 3D-printed PETG and PETG+CF materials, Advanced Technologies 27, 2024, doi: 10.24867/ATM-2024-2-002. & Materials, vol. 49, p. 15
4. A. F. Calles, D. Carou, and R. T. L. Ferreira, Experimental investigation on the effect of carbon fiber reinforcements in the mechanical resistance of 3D printed specimens, Applied Composite 952, 2022, doi: 10.1007/s10443-021-09996-7.
5. M. Algarni and S. Ghazali, Comparative study of the sensitivity of PLA, ABS, PEEK, and PETG's mechanical properties to FDM printing process parameters, Crystals, vol. 11, p. 995, 2021, doi: 10.3390/cryst11080995.
6. K. Muhamedagic et al., Effect of process parameters on tensile strength of FDM printed carbon fiber reinforced polyamide Sciences, vol. 12, p. 6028, 2022, doi: 10.3390/app12126028
7. J. Ciganas et al., Development of finite element models of PP, PETG, PVC and SAN polymers for thermal imprint prediction of high-aspect-ratio microfluidics, Micromachines, vol. 13, no. 10, p. 1655, 2022

O. Zhosan
(National University "Kyiv's Aviation Institute", Ukraine)

Design and Experimental Evaluation of a Hydrostatic Linear Bearing for a Granite Guideway

An experiment test stand was developed to monitor pressure, oil flow rate, and displacement. Analytical calculations were performed to determine the oil flow rate and load-carrying capacity as functions of bearing pocket geometry and supply pressure, using pressure sensing valve with diaphragm as a restrictor. Experimental measurements were conducted using ISO VG 32 oil at 20 ℃ and a supply pressure 20 bar. Two working clearances were investigated: the nominal clearance of 15 μm and an as-manufactured clearance of 20 μm.

1. Introduction

Hydrostatic linear bearings are widely used in precision engineering because they provide contact-free motion, low friction on low speeds, high stiffness potential. It depends on the geometry of the bearing pockets, the hydrostatic gap, oil properties, and the hydraulic restrictors used to regulate the oil supply [1].

Granite is a promising material for precision guideways due to its dimensional stability, wear resistance, surface hardness, manufacturability and low price. However, the implementation of hydrostatic bearings on granite guideways requires accounting for the influence of the oil on the guideway geometry, as well as impact of cavities in the granite on hydrostatic pressure stability.

2. Design of the Hydrostatic Stand

A box type bearing configuration consisting of four plates surrounding the granite guideway was selected to support loads acting in all directions and resist offset forces and moments, shown on the figure 1, a. Each plate incorporates four hydrostatic pockets to improve the distribution of supporting forces and provide resistance to off-center loads and applied moments, shown on the figure 1, b. A pressure-sensing valve was selected as the restrictor because its flexible diaphragm can deflect in response to pressure changes, regulating the restrictor flow as the flow demand of the bearing pockets changes, shown on the figure 1, c. The design is intended to provide high, theoretically near-infinite static stiffness through hydraulic compensation, although the actual stiffness depends on the restrictor characteristics and system dynamics. The supply pressure was set to 20 bar because the total pocket area provides substantial load capacity, making higher pressure unnecessary and potentially generating loads exceeding the allowable strength of the granite guideway.

3. Analytical Calculations

Analytical calculations were performed to estimate oil flow rate and load-carrying capacity as functions of bearing-pocket geometry and supply pressure. The calculations provide a theoretical basis for evaluating the bearing and comparing its expected hydraulic behavior with the experimental results [2]. All parameters are shown in table 1.

Table 1

Design parameters of the hydrostatic bearing

Parameter	Units	Value	Affects
Length, L	m	0.12	Load
Width, B	m	0.07	Load
Effective area, A	%	0.77	Load
Land width, a	m	0.00875	Flow rate
Supply pressure, P_s	MPa	2	Load, Flow rate
Recess pressure, P_r	MPa	1	Load, Flow rate, Stiffness
Hydrostatic gap, h	m	0.000015	Flow rate, Stiffness
Oil viscosity, η	cSt	0.032	Flow rate
Load, W	N	3234	-
Flow rate, Q (15 μm)	m^3/s	$3.691 \cdot 10^{-7}$	-
Flow rate, Q (20 μm)	m^3/s	$8.75 \cdot 10^{-7}$	-
Stiffness, λ (15 μm)	N/m	$1.7 \cdot 10^{9}$	-
Restrictor outer radius, R2	m	0.003	Recess pressure
Restrictor inner radius, R1	m	0.001	Recess pressure
Restrictor gap, r	m	0.0000183	Recess pressure, Flow rate
Restrictor flow rate, R	m^3/s	$3.691 \cdot 10^{-7}$	Recess pressure
Diaphragm stiffness modulus, E	GPa	200	Stiffness
Diaphragm diameter, d	m	0.0186	Stiffness
Diaphragm thickness, t	m	0.00045	Stiffness

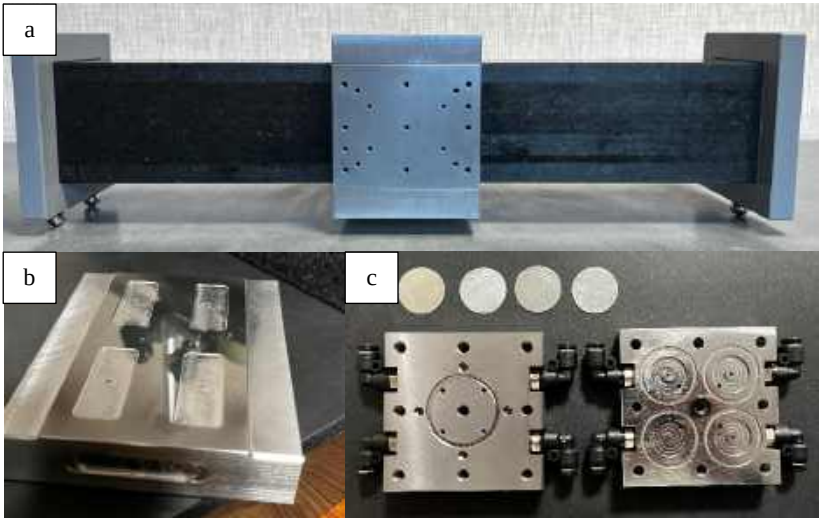


Fig. 1. Box-type carriage – a; hydrostatic pad with 4 recesses – b; pressure-sensing valve restrictor – c.

4. Experimental Results

The experimental measurements demonstrated a substantial change in the hydraulic characteristics of the bearing when the working clearance increased from 15 **μm** to 20 **μm**. At the nominal clearance of **15±0.15** μm, the measured pressure was 10.05±0.10 bar and the total oil flow rate for 4 recesses on 1 hydrostatic pad was 22.3±1 ml/min. At the as-manufactured clearance of **20±0.15** μm, the measured pressure decreased to 6.5±0.10, while the total flow rate increased to 52.7±1 ml/min. These results show that the hydraulic behavior of the bearing is highly sensitive to hydrostatic gap and error <5% between theoretical and experimental values.

At the increased working clearance of 20**±0.15** μm, the actual clearance at the upper side of the bearing was found to be smaller than the nominal value. This condition was associated with a higher oil flow rate of 52.7±1 ml/min and a reduced measured pressure of 6.5±0.10 bar. The increased flow demand limited the pressure that could be maintained in the bearing pockets, depending on the flow-regulation characteristics of the pressure-sensing valve. Continuous displacement monitoring also revealed cyclic clearance oscillations of approximately ±1 μm, suggesting an interaction between the restrictor characteristics and the actual pocket geometry. When the working clearance was adjusted to its nominal value of 15**±0.15** μm, these oscillations disappeared, indicating improved stability of the hydrostatic support. This observation highlights the importance of matching the restrictor characteristics to the bearing-pocket geometry to achieve stable pressure regulation and clearance control.

The experimental test stand provides a basis for further investigation of the relationship between clearance, pressure distribution, flow rate and carriage displacement. The analytical calculations of load-carrying capacity can complement these measurements, although the calculated capacity should be distinguished from experimentally verified load performance.

Conclusion

Increasing the clearance by 5 μm resulted in 35% reduction in measured pressure and an approximately 236% increase in oil flow rate. These results demonstrate the significant influence of working clearance on the hydraulic characteristics of the bearing and emphasize the importance of manufacturing accuracy and effective restrictor design.

Pressure-sensing valve restrictor is intended to regulate oil flow and balance pressure between opposing pads. Further tests measuring individual pocket pressures and displacement under controlled loads are required to verify the effectiveness of this function.

References

1. Rowe, B. Hydrostatic, Aerostatic and Hybrid Bearing Design. 2013. 7-22. https://doi.org/10.1016/C2011-0-07331-3

2. Zhosan O., Ladohubets N., Hydrostatic Linear Guide Design. *Problems of Friction and Wear*, 2025, №4 (109), 139-152, https://doi.org/10.18372/0370-2197.4(109).20764.

Aline E. Albuquerque Chemin
Mechanical School of Engineering State University of Campinas
Vishesh Dharaiya
Department of Mechanical EngineeringKatholieke Universiteit Leuven
Éder Sócrates Najar Lopes
Mechanical School of Engineering State University of Campinas

Instrumented Cyclic Nanoindentation in Coatings for Medical Applications – A Review

Abstract

The development of a metallic material for implants pose several biological and technological challenges. Implants require certain structural functionalities and biocompatibility for their long-time function in the body. In case of structural properties, various manufacturing processes and post-processing is performed; while coatings are applied for biocompatibility. Coatings have been proposed as a first barrier to avoid infections and promote osseointegration. Nevertheless, both the metallic alloy and the coating must have elastic moduli near those of human cortical bone (3 GPa to 30 GP) to prevent “stress shielding". When the surface of an implant is coated, its microstructure distincts from that of the original substrate forms, featuring intermetallic phases resulting from the diffusion of bactericidal elements. Understanding the mechanical behavior of these modified regions is essential to ensuring that the implant performs its function safely and durably over years of repetitive use. Therefore, it is essential to use a technique that enables precise local mechanical evaluation. One of the most preferred techniques is cyclic nano hardness evaluation of the coatings. This review presents the basic theory of instrumented nanoindentation and the outcomes of coatings evaluation by cyclic nanoindentation.

1. Introduction

Metallic implants are devices used to treat fractures or to replace bone, restoring a person's ability to perform activities using the replaced limb. Through osseointegration, implanted biomaterials integrate with the surrounding bone, connecting to bone, muscles, tendons, and receptors [1,2]. Moreover, the implantation of a foreign material into human bone will always elicit a response from the local immune system[3]. The infectious process begins locally at the implant site and occurs concurrently with bone regeneration [3,4]. Most infections are caused by opportunistic pathogens originating from the skin and part of the normal microbiota [5,6]. Therefore, coating technology has been developed for implants as a bioactive surface, combining antimicrobial activity to enhance antibacterial properties and support the healing process [7]. A technological challenge in developing metallic materials for implants relates to elastic moduli. Both the metallic alloy and the coating must have elastic moduli near those of human cortical bone (3 GPa to 30 GPa); otherwise, the “stress shielding" effect will weaken the bones [8,9]. A material with a surface coating exhibits an interface region with microstructures that differ from those of the substrate.

Implants are devices intended for long-term use, exposed to repetitive stress and subject to deformation[10]. Monotonic tests, such as instrumented nanoindentation, provide the elastic modulus, hardness, plastic and elastic work. However, such

information is insufficient to characterize the mechanical behavior of a coating under repetitive loading over extended periods. Instrumented nanoindentation is a precise, reproducible experimental method that enables comparisons between microstructures. For a material coated with a film or multiple film layers, the mechanical properties of each region can be evaluated separately on the same sample. Moreover, the experiment duration and the number of specimens are reduced compared to traditional fatigue tests [11]. Further, cyclic nanoindentation enables the acquisition of local information and the investigation of interactions between single phases and fatigue mechanisms [12]. This review aims to present the theory of instrumented nanoindentation and its applications in cyclic-mode loading to evaluate the properties of microstructures in coatings used primarily in medical applications.

2. Theory of instrumented hardness test

The instrumented hardness (H_{IT}) is determined from a projected area A_p of the indenter on the tested material. During indentation, the site of the material to be tested is subjected to an increasing normal load. Once the maximum level is reached, the normal load is reduced to a partial or complete relaxation. As a result, a normal load (P) versus indentation depth (h) is plotted for each loading/unloading cycle related to the position where the indentation was performed. Once the hardness is determined by projected area, the indenter geometry plays a role in evaluating materials. There are indenter geometries, such as spherical, cube-corner, conical, and pyramidal, as presented, each suitable for a specific analysis. For more information on indenters and their functions, the readers are advised to go through Shen et. al.[13].

The ISO 14577 standard for instrumented indentation tests establishes three ranges of measurement: macro-range (2N <= F <= 30kN), the micro-range (2N > F; h > 0.2 μm), and the nano-range (h=< 0.2 μm) [14]. The main indenter used to evaluate the mechanical properties of bulk materials (at the nanoscale) and films is the Berkovich indenter [14]. In Figure 1, a Berkovich indenter is pressed against the material surface under an applied load (*P*), and the displacement (h) is recorded to determine the total displacement, as shown in Figure 1(a). The Indenter is pressed into the material until the maximum load (P_{max}) is reached. Then, the load is held at the displacement corresponding to the maximum penetration depth (h_{max}). The curve in Fig. 2 (b) is the response of an elastic-plastic material.
The maximum depth, h_m, is calculated as follows:

$$h_m = h_s + h_c \tag{1}$$

where h_s is the displacement of the surface at the perimeter of the contact, and h_c is the vertical distance along the contact. The instrumented hardness is determined by the Oliver-Pharr method as follows:

$$H_{IT} = \frac{P_{max}}{A_p} \tag{2}$$

where P_{max} is the maximum load, and A_p is the projected contact area. The instrumented modulus is equivalent to Young's modulus, which is determined as follows:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1-v_s^2)}{E_{IT}} + \frac{(1-v_i^2)}{E_i} \quad (3)$$

where the reduced modulus, E_r, accounts for the elastic moduli of both the indenter and the material. In Equation (3), ν_s is the Poisson's ratio of the sample, while E_i and ν_i are the Young's modulus and Poisson's ratio for the indenter [15]. The stiffness of the material is determined by the inclination of the unloading portion of the curve, as presented in Figure 1 (b) [15]. The area inside the load/unload curve provides the total indentation work, and from there, it is possible to determine the elastic work portion, as follows:

$$W_{total} = W_{elastic} + W_{plastic} \quad (4)$$

where $W_{elastic}$ is the elastic work, and $W_{plastic}$ is the plastic work.

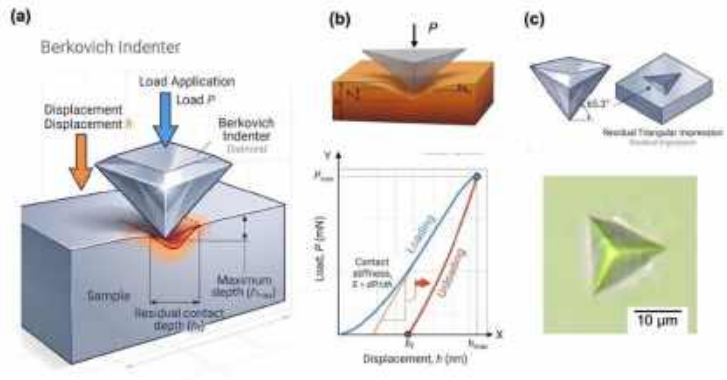


Fig. 2 – Instrumented nanoindentation using a Berkovich indenter. In (a), load application; (b), penetration depths and load/unload curve; and (c), residual impression of a Berkovich indenter on a Ti6Al4V alloy—illustration modified by Sci-draw

In Figure 1 (c), the residual impression after instrumented nanoindentation is shown. Some materials can present pile-up. In this case, the projected area is not as perfect as the illustration, but as presented by indentation of a Ti6Al4V alloy. When this happens, the hardness measured by the sensors may be higher than it really is [10]. Therefore, it is necessary to use an imaging technique, such as Atomic Force Microscopy, to determine the projected area and calculate the mechanical properties [13,16–18].

3. Cyclic nanohardness

Cyclic nanoindentation allows testing of a material using a small sample to obtain information on fatigue and crack characteristics. Unlike the traditional fatigue test, cyclic nanoindentation allows observation of the microstructure response under a cyclic loading. The local property is evaluated by a curve, obtained by loading a sample to a maximum value, unloading, and then reloading [19]. Through the repeated contact loading, a progressive plasticity and damage accumulation is induced on the

sample surface, while during the unloading is possible to observe the recovery of the elastic deformation [11,19]. Figure 2 shows an example of curves obtained by cyclic indentation for a bulk sample of a Ti6Al4V alloy additive manufactured. From Figure 2 (b) is possible to observe that the force is decreasing while the depth is increasing.

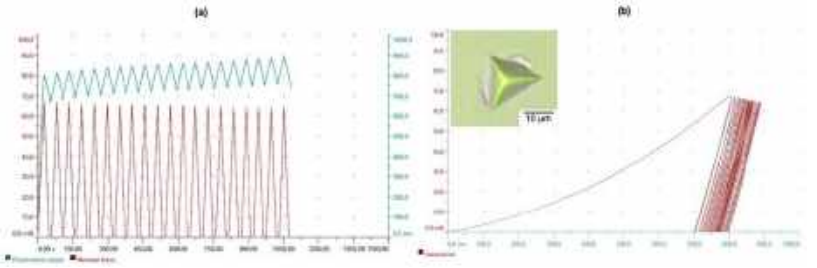


Fig. 3 – Cyclic indentation for a bulk sample of a Ti6Al4V additive manufactured by PBF-EB technique. In (a) Curves of Penetration depth and normal force vs time, and (b) Force vs depth and the residual impression of the indenter

For implants, the cyclic loading which they are subjected may involve tensile, compressive, or shear stresses or a combination of those, potentially leading to fatigue failure [20]. Furthermore, thin films may develop internal stresses due to the deposition technique, which will affect the load at which yielding occurs during nanoindentation [21]. Under cyclic loading, single- or multilayer coatings and substrate materials exhibit different failure mechanisms. Weikert *et al.* identified the mechanisms of failure for a single- and multilayer amorphous carbon under cyclic nanoindentation. They found that surface fatigue of the single-layer coating under repetitive loading resulted from deformation of columnar grains and sliding at columnar boundaries, leading to grain detachment and crack propagation along grain boundaries [22]. For the multilayer coating, the failure was characterized by transgranular crack propagation because crack energy and induced stresses were relieved in the softer layers, resulting in gradual cracking [22].

A study by Saraswati *et al.* on pure gold doped with 0 to 90 ppm of calcium revealed a 20% increase in hardness and a 10% increase in the elastic modulus; following annealing, these values decreased to 10% and 6%, respectively [23]. Furthermore, cyclic indentation enabled observation of how interactions among calcium, dislocations, and grain boundaries influence the disparity between loading and unloading—manifested as hysteresis loops—which varied with dopant concentration [23]. Faisal *et al.* investigated the influence of Berkovich and conical indenter geometries under varying load conditions, observing that these parameters induced localized cyclic stresses that led to distinct material failure mechanisms and a pseudo-elastic effect under low load variations [20]. Tekaya *et al*. observed variations between the load-displacement curve behavior for a metallic glass (Zr60Ni10Cu20Al10) and for the same material coated with TiN, under an identical loading rate [10]. They observed a disparity between loading and unloading that increases with load or indentation depth. For the coated alloy, the authors attributed

the hysteresis behavior to increased crack deflection along the weak interfaces between the coating and the substrate and to the strain hardening of the ductile Ti layers [10].

Conclusions

Medical implants are devices subject to cyclic loading for long periods. As discussed, implant a new part in a human body can promoted weakening of the bones and infections. Furthermore, coating has been developing to prevent an infection before it establishes. The coating present microstructure different from the bulk, which implicates in mechanical properties uniques. The outcomes of the investigations presented in this paper showed that using the cyclic nanoindentation provide accuracy information of failure mechanism of a local area, as a single film or a particular microstructure. Therefore, use cyclic indentation instead traditional fatigue test can play a role to design single or multi coating or microstructure for new generation of biomedical materials.

Reference

1. Mahdi, M. S. & Hamdi, D. A. Biomedical Implant Coating for Improving Mechanical-Biological Properties: in vivo Study. *Al-Rafidain Journal of Medical Sciences* **8**, 34–40 (2025).

2. Cardoso, S. M., de Lucena Pires, G., Sangali, M. & Campo, K. N. Surface alloying of Ti-20Nb-6Ta with Cu and Ag: The critical role of laser processing in microstructure and crack formation. *J. Mater. Process. Technol.* **344**, (2025).

3. Kacem, S. B. H. *et al.* Management of Early Peri-Implant Infection: A 10-year follow-up. *Int. Dent. J.* **74**, 54–54 (2024).

4. Fedorischeva, M., Kalashnikov, M., Bozhko, I., Perevalova, O. & Sergeev, V. Effect of surface modification of a titanium alloy by copper ions on the structure and properties of the substrate-coating composition. *Metals (Basel).* **10**, 1–10 (2020).

5. Kuroda, P. A. B., Cardoso, G. C., Rossi, M. C., Grandini, C. R. & Afonso, C. R. M. Effect of the Incorporation of Bactericidal Agents Ag, Cu, and Zn Through Micro-arc Oxidation on the Properties of the Ti-25Ta Alloy Surface. *Materials Research* **27**, (2024).

6. Zheleva, E. & Nikolova, M. P. Perspective on copper-enhanced titanium implants: functions, fabrication, and safety. *Mater. Des.* **265**, (2026).

7. Zhang, L. C. & Chen, L. Y. A Review on Biomedical Titanium Alloys: Recent Progress and Prospect. *Advanced Engineering Materials* vol. 21 Preprint at https://doi.org/10.1002/adem.201801215 (2019).

8. Côco, L. A. *et al.* Tailoring copper-enriched surfaces on PBF-EB titanium implants via electroplating and thermal diffusion for antibacterial performance. *Mater. Lett.* **403**, (2026).

9. Jian, Y., Xu, P. & Zheng, Y. In-situ laser cladding preparation and biocompatibility of TiNbTa biological coating. *Journal of Mechanical Science and Technology* **38**, 3219–3228 (2024).

10. Tekaya, A., Ghulman, H. A., Benameur, T. & Labdi, S. *Cyclic Nanoindentation and Finite Element Analysis of Ti/TiN and CrN Nanocoatings on Zr-Based Metallic Glasses Mechanical Performance*.

11. Schmahl, M. *et al.* Cyclic Nanoindentation for Local High Cycle Fatigue Investigations: A Methodological Approach Accounting for Thermal Drift. *Adv. Eng. Mater.* **25**, (2023).

12. Li, H. *et al.* Dislocation evolution and cyclic hardness enhancement of GaAs induced by cyclic nanoindentation with different shape indenters. *Journal of Science: Advanced Materials and Devices* **11**, (2026).

13. Shen, Z., Su, Y., Liang, Z. & Long, X. Review of indentation size effect in crystalline materials: Progress, challenges and opportunities. *Journal of Materials Research and Technology* **31**, 117–132 (2024).

14. Wen, W., Becker, A. A. & Sun, W. Determination of material properties of thin films and coatings using indentation tests: a review. *Journal of Materials Science* vol. 52 12553–12573 Preprint at https://doi.org/10.1007/s10853-017-1348-3 (2017).

15. Pshyk, O., Nakonechna, O. & Coy, E. Current View of Nanoindentation: Recent Developments and Application in Material Characterization. *ACS Applied Materials and Interfaces* vol. 17 36275–36300 Preprint at https://doi.org/10.1021/acsami.5c05434 (2025).

16. Kataria, S. *et al.* Evaluation of nano-mechanical properties of hard coatings on a soft substrate. in *Thin Solid Films* vol. 522 297–303 (2012).

17. Roa, S. & Sirena, M. AFM imaging analysis of nanoindentation-induced plastic strain in indium surface for calibrating nanoindenters area profiles. *Physica B Condens. Matter* **633**, (2022).

18. Conte, M., Tournier-Fillon, A. & Frank, E. *Indentation Testing - From Theory to Practical Guidelines: Indent the World*. vol. 1 (Anton Paar, Swizterland, 2021).

19. Cavaliere, P. Cyclic deformation of ultra-fine and nanocrystalline metals through nanoindentation: Similarities with crack propagation. in *Procedia Engineering* vol. 2 213–222 (2010).

20. Faisal, N. H. *et al.* Cyclic Nanoindentation and Nano-Impact Fatigue Mechanisms of Functionally Graded TiN/TiNi Film. *Shape Memory and Superelasticity* **3**, 149–167 (2017).

21. Shan, Z. & Sitaraman, S. K. *Elastic-Plastic Characterization of Thin Films Using Nanoindentation Technique*. *Thin Solid Films* vol. 437 (2003).

22. Weikert, T. *et al.* Evaluation of the surface fatigue behavior of amorphous carbon coatings through cyclic nanoindentation. *Surf. Coat. Technol.* **407**, (2021).

23. Saraswati, T., Sritharan, T., Mhaisalkar, S., Breach, C. D. & Wulff, F. Cyclic loading as an extended nanoindentation technique. *Materials Science and Engineering: A* **423**, 14–18 (2006)

UDC 620.178.3

M. Karuskevych, Dr. Sc., Yu. Bielikova
(National University "Kyiv's Aviation Institute", Ukraine)

Methodology for Accounting for Crystallographic Texture in Fatigue Crack Research

Available studies of texture effects on fatigue crack growth in aluminium alloys do not quantify Schmid factors of the dominant texture component. A methodology is proposed for correlating this Schmid factor with fatigue crack growth rate in 2024-T3 sheet specimens cut at different angles to the rolling direction.

The investigation of fatigue crack propagation in structural aerospace materials is necessary for implementing the damage-tolerance principle [1], which relies on the ability to predict crack growth up to final fracture.

The basic relationship of fatigue fracture mechanics is the Paris law [2], which relates the fatigue crack growth rate to the stress intensity factor (SIF) range:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \tag{1}$$

where C and m are empirical constants that depend on the material, environment, temperature, loading frequency and stress ratio R; ΔK is the SIF range over a loading cycle:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \tag{2}$$

The crack growth process is controlled by plastic deformation at the crack tip. According to Irwin [3, 4], the first-order estimate of the plastic zone size under monotonic loading is

$$r_{\mathrm{p}} = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_{\mathrm{I}}}{\sigma_{\mathrm{y}}}\right)^2 \tag{3}$$

for plane stress and

$$r_{\mathrm{p}} = \frac{1}{6\pi}\left(\frac{K_{\mathrm{I}}}{\sigma_{\mathrm{y}}}\right)^2 \tag{4}$$

for plane strain, where K_{I} is the mode I SIF and σ_{y} is the yield strength. For 1-mm-thick sheet the plane-stress estimate (3) is relevant: at $K_{\mathrm{I}} \approx 20$ MPa·m$^{1/2}$ and $\sigma_{\mathrm{y}} \approx 345$ MPa (typical of 2024-T3), $r_{\mathrm{p}} \approx 0.5$ mm, i.e. half of the sheet thickness.

Under cyclic loading, reversed yielding takes place within the cyclic plastic zone. Following Rice [5], its size is estimated by replacing K_{I} with ΔK and σ_{y} with $2\sigma_{\mathrm{yc}}$:

$$r_c = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{\Delta K}{2\sigma_{yc}}\right)^2 \quad (5)$$

where σ_{yc} is the cyclic yield strength. Refined estimates of the cyclic plastic zone size have been proposed, in particular, for metals containing elastic particles [6].

It has been demonstrated in [7, 8] that the plastic zone size correlates with the fatigue crack growth rate. Thus, by determining the plastic zone size, the yield strength influences the fatigue crack growth rate and should be considered an important parameter governing the fracture process.

The influence of rolling texture on fatigue crack propagation has been investigated in [9–11]. Chen et al. [10] associated the higher fatigue crack growth rate of 2524 alloy with a pronounced Brass texture with an increased yield strength and, consequently, a smaller reversed plastic zone. However, these texture analyses do not include calculations of the resolved shear stresses in crystallites with the dominant crystallographic orientation: papers [9, 10] do not consider the Schmid factor values of the dominant texture component, while paper [11] does not report experimental measurements of either Schmid factors or crack growth rates. The novelty of the present approach is therefore not the link between texture, yield strength and plastic zone size itself, but its quantitative description through the maximum Schmid factor of the dominant texture component.

The methodology and results of our investigation into the relationship between yield strength and crystallographic texture are presented in [12]. That work considered the possibility of accounting for crystallographic rolling texture when calculating the yield strength of face-centred cubic (FCC) aluminium alloys. The method is based on the evaluation of shear stresses acting on the {111}<110> slip systems. The relationship between the resolved shear stresses in all possible slip systems and the strength properties was analysed for specimens cut from 2024-T3 alloy sheet at angles from 0° to 90° to the rolling direction in 15° increments. It was shown that, in the presence of a pronounced crystallographic texture, the yield strength of specimens with an arbitrary orientation relative to the rolling direction can be predicted using the Schmid factor values for grains belonging to the dominant texture component.

These results, together with the role of the yield strength in the plastic zone size (3)–(5), provide an experimental and analytical foundation for investigating the influence of crystallographic texture components on fatigue crack growth kinetics in aluminium alloys. A testable hypothesis follows from the crack-tip opening displacement concept. If the crack growth rate is proportional to the cyclic crack-tip opening displacement $\Delta\delta$, then for plane stress

$$\frac{da}{dN} \propto \Delta\delta \approx \frac{\Delta K^2}{2E\sigma_{yc}} \quad (6)$$

where E is the elastic modulus, i.e. at equal ΔK the crack growth rate should be inversely proportional to the cyclic yield strength of the given specimen orientation. At the same time, 2024-T3 alloy exhibits pronounced plasticity-induced crack closure [13], which also depends on crack-tip plasticity and may act in the opposite direction; the sign of the net effect therefore has to be established experimentally. Since relations

(5) and (6) contain the cyclic rather than the monotonic yield strength, σ_{yc} should be determined for each specimen orientation.

The planned experimental investigation involves fatigue testing of 1.0-mm-thick 2024-T4 alloy specimens (width W = 50 mm) containing a single edge notch 4 mm deep with a root radius of 0.5 mm as a stress concentrator. The specimens are cut at the same angles to the rolling direction as in [12]. Constant-amplitude tests are carried out in accordance with ASTM E647 [14] with continuous monitoring of crack propagation. The SIF for the single-edge-notched tension specimen is calculated as

$$K_{\mathrm{I}} = \sigma\sqrt{\pi a}F(a/W) \tag{7}$$

where σ is the gross-section stress, a is the crack length measured from the specimen edge (including the notch depth) and $F(a/W)$ is the geometry function. Since the specimen ends are clamped in the grips and cannot rotate, $F(a/W)$ has to be determined for the actual gauge length (e.g. by finite element analysis): handbook solutions for the SE(T) specimen assume free rotation of the ends and overestimate K_{I}.

The notch root radius affects mainly the crack initiation period [15], whereas short cracks emanating from notches may deviate from the long-crack Paris-law behaviour [16]. Therefore, crack growth data are used only after a fatigue precrack of at least 1 mm beyond the notch root, as required by [14]. Owing to the considerable scatter of crack growth rates in nominally identical 2024-T3 specimens [17], several specimens are tested for each orientation. For intermediate orientations, deviation of the crack path from the mode I plane is recorded, since deviations exceeding 20° invalidate the data according to [14]; in 1-mm-thick sheet the transition from flat to slant fracture at higher ΔK is also recorded.

The proposed methodology includes: characterization of the rolling texture; identification of the dominant texture components; calculation of Schmid factors of the dominant components for each specimen orientation; determination of the cyclic yield strength; fatigue crack growth testing; and determination of correlations between the Schmid factors and the fatigue crack growth rates. Rotation of the specimen axis changes both the Schmid factor and the orientation of the elongated grains relative to the crack plane. The morphological contribution is expected to vary monotonically with the cutting angle, whereas the Schmid factor of the dominant component may vary non-monotonically; a crack growth rate dependence following such a non-monotonic trend therefore indicates a crystallographic contribution.

Conclusions

The proposed methodology relates the maximum Schmid factor of the dominant texture component, through the cyclic yield strength and the crack-tip plastic zone size, to the fatigue crack growth rate. Testing specimens cut at different angles to the rolling direction makes it possible to distinguish the crystallographic component of texture from its morphological component by the shape of the angular dependence of the crack growth rate.

Implementation of the methodology will make it possible to determine the influence of crystallographic texture components on the Paris law coefficients C and m and on the critical SIF K_c of 1-mm-thick 2024-T3 sheet.

References

1. European Union Aviation Safety Agency. (n.d.). *Certification specifications and acceptable means of compliance for large aeroplanes (CS-25), CS 25.571: Damage-tolerance and fatigue evaluation of structure*. EASA.

2. Paris, P., & Erdogan, F. (1963). A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering, 85*(4), 528–533. https://doi.org/10.1115/1.3656900

3. Irwin, G. R. (1958). Fracture. In S. Flügge (Ed.), *Encyclopedia of physics: Vol. 6. Elasticity and plasticity* (pp. 551–590). Springer.

4. Irwin, G. R. (1960). Fracture mode transition for a crack traversing a plate. *Journal of Basic Engineering, 82*(2), 417–423.

5. Rice, J. R. (1967). Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue. In *Fatigue crack propagation* (ASTM STP 415, pp. 247–311). American Society for Testing and Materials.

6. Andriollo, T., & Kouznetsova, V. (2021). A simplified formula to estimate the size of the cyclic plastic zone in metals containing elastic particles. *Engineering Fracture Mechanics, 241*, 107428. https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2020.107428

7. Park, H.-B., Kim, K.-M., & Lee, B.-W. (1996). Plastic zone size in fatigue cracking. *International Journal of Pressure Vessels and Piping, 68*(3), 279–285. https://doi.org/10.1016/0308-0161(95)00066-6

8. Chikh, B. O., Imad, A., & Benguediab, M. (2008). Influence of the cyclic plastic zone size on the propagation of the fatigue crack in case of 12NC6 steel. *Computational Materials Science, 43*(4), 1010–1017. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.02.019

9. Zhao, Q., Liu, Z., Hu, Y., Li, F., Luo, C., & Li, S. (2019). Texture effect on fatigue crack propagation in aluminium alloys: An overview. *Materials Science and Technology, 35*(15), 1789–1802. https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1651954

10. Chen, Y., Xiong, C., Liu, W., Pan, S., Song, Y., Liu, Y., & Zhu, B. (2021). Texture evolution and control of 2524 aluminum alloy and its effect on fatigue crack propagation behavior. *Applied Sciences, 11*(12), 5550. https://doi.org/10.3390/app11125550

11. Wilkinson, A. J. (2001). Modelling the effects of texture on the statistics of stage I fatigue crack growth. *Philosophical Magazine A, 81*(4), 841–855. https://doi.org/10.1080/01418610108214323

12. Karuskevych, M., Maslak, T., Bielikova, Y., & Karuskevych, O. (2026). Relationship between the maximum Schmid factor of the dominant texture component and yield strength. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. Advance online publication. https://doi.org/10.1111/ffe.70463

13. Bucci, R. J. (1981). Development of a proposed ASTM standard test method for near-threshold fatigue crack growth rate measurement. In S. J. Hudak, Jr.,

& R. J. Bucci (Eds.), *Fatigue crack growth measurement and data analysis* (ASTM STP 738, pp. 5–28). American Society for Testing and Materials.

14. ASTM International. (2000). *Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates* (ASTM E647-00).

15. Jack, A. R. (1971). *Fatigue cracking from stress concentration in mild steel* [Doctoral dissertation, Aston University].

16. Meneghetti, G., Zappalorto, M., & Lazzarin, P. (2009). Experimental and numerical study of fatigue crack growth in notched specimens. In *Proceedings of the International Conference on Crack Paths (CP 2009)* (pp. 1001–1008). Vicenza, Italy.

17. Ostergaard, D. F., Thomas, J. R., & Hillberry, B. M. (1981). Effect of Δa-increment on calculating da/dN from a versus N data. In S. J. Hudak, Jr., & R. J. Bucci (Eds.), *Fatigue crack growth measurement and data analysis* (ASTM STP 738, pp. 194–204). American Society for Testing and Materials

M. Karuskevych, Dr.Sc., S.Ignatovych, Dr.Sc., T. Maslak, Ph.D,
(National University "Kyiv's Aviation Institute", Ukraine)

Influence of Rolling Crystallographic Texture on the Fatigue of Aluminium Alloys

Orientation of single crystals as well as crystallographic texture of constructional materials plays important role in the process of fatigue damage accumulation. This can be used for the analysis of the fatigue scatter and prediction of the fatigue life both at uniaxial and multiaxail cyclical loading. As the von Mises approach doesn't consider the anisotropy of real constructional materials the calculation of the equivalent stress can be improved by the account of the shear stress at the particular slip systems in accordance with crystallographic texture.

Introduction

The fatigue process in metals is a multistage phenomenon. As early as 1903, Ewing and Humfrey were the first to systematically observe under a microscope the sequential evolution of fatigue damage in polycrystalline Swedish iron: localized cyclic slip in individual grains, accompanied by the formation of slip bands on the surface; widening and deepening of the slip bands with increasing numbers of loading cycles; transformation of individual slip bands into cracks; propagation of cracks beyond the grain boundaries; and, ultimately, failure of the specimen [1].

P. J. E. Forsyth considered the staged nature of fatigue crack propagation: Stage I - initial, microstructure-controlled crack propagation along crystallographic slip planes; Stage II - subsequent crack propagation, when the crack becomes less dependent on crystallographic orientation and propagates approximately perpendicular to the direction of maximum tensile stress [2].

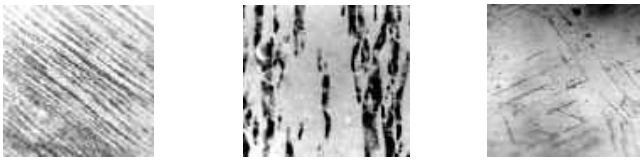
According to the ASM Handbook, fatigue failure is a sequential process that can be divided into five stages: cyclic plastic deformation prior to fatigue crack initiation; initiation of one or more microcracks; propagation or coalescence of microcracks to form one or more macrocracks; propagation of one or more macrocracks; and final failure [3]. As can be seen from these widely recognized sources, the incubation period of fatigue and the initial stage of crack development are closely associated with the crystallography of slip. The externally observable evidence of the crystallographic nature of fatigue damage is provided by the visual features of the deformation relief.

The duration of the individual stages depends on the material properties, stress concentration, loading conditions, and external factors.

1. The Influence of Crystallographic Orientation on the Fatigue of Single Crystals and Polycrystals under Uniaxial Cyclic Loading

Single crystals provide an ideal model for studying the crystallographic nature of slip. Evidence of this crystallographic character is provided by the orientation and morphology of persistent slip bands formed on their surfaces. It is important to note that the relief produced by slip does not always appear as straight lines on the surface.

The simultaneous activation of multiple slip systems can result in the formation of a deformation relief with a characteristic and more complex appearance (Fig.1,a,b) [4]. The crystallographic nature of the surface relief in polycrystalline metals is likewise well established. The differently oriented slip bands shown in Fig. 1(c) are associated with the different crystallographic orientations of the individual grains.



a) b) c)

Fig.1. Deformation relief: a - on the surface of aluminium single crystal orientation <221> {110}; b - on the surface of aluminium single crystal orientation <100> {100}; c - на поверхні полікристалічного алюмінію [4]

This raises the question: how can the crystallographic nature of the fatigue damage process be taken into account in practical problems involving the assessment of accumulated damage and the prediction of residual life? In a polycrystalline alloy, such as structural aluminium alloys, a crack nucleates in a grain that is most favorably oriented for the formation and development of the dislocation structure preceding crack initiation. Such a grain is typically located in the vicinity of a stress concentrator, and has an orientation that provides favorable conditions for crystallographic slip. This phenomenon, for example, is reflected in the discrete-probabilistic theory proposed by A. I. Radchenko [5]. In two-stage fatigue tests of the D16AT aluminum alloy (an analogue of 2024-T3), the authors observed metal hardening at certain stages of cyclic loading, followed by subsequent softening. This phenomenon was attributed to processes occurring within crystallites at the slip system level, i.e., along specific crystallographic slip planes.

For single crystals, the relationship between crystallographic orientation, strength, and fatigue life can be expected to manifest itself through the dependence of strength on the resolved shear stresses acting on the slip systems. However, this general statement requires certain qualifications. The strength is certainly influenced by the maximum of the 12 possible Schmid factors. At the same time, strain hardening is governed by the number of simultaneously activated slip systems. In other words, it depends on whether the crystal is oriented for “easy,” i.e., single slip, or whether its orientation promotes multiple slip through the simultaneous activation of several slip systems.

In polycrystalline materials, the processes of deformation and fatigue damage occur asynchronously in grains with different crystallographic orientations.

As a result of plastic deformation during the production of sheet materials by rolling, polycrystalline materials develop a rolling texture, in which a significant fraction of the grains forms groups with preferred crystallographic orientations. It should be noted that the texture of a metal comprises both morphological and crystallographic components. Morphological texture is characterized by the predominant shape of the crystallites, which become elongated in the rolling direction

as a result of rolling. Crystallographic texture, in turn, is defined by the presence of groups of grains having similar crystallographic orientations with respect to the sheet surface and the rolling direction.

Given information about the rolling texture, it can be assumed that a crystallite in which failure initiates has, with a certain probability, a specific crystallographic orientation. The probability of occurrence of a particular orientation is determined by the orientation distribution function (ODF), which characterizes the distribution of crystallographic orientations in a textured metal. The resolved shear stresses acting on the slip systems of such a crystallite are determined by the corresponding Schmid factors. To a certain extent, it is precisely the spread of crystallographic orientations that determines the scatter in fatigue lives.

2. Influence of Crystallographic Orientation on Fatigue Damage Accumulation under Biaxial Cyclic Loading

Accounting for crystallographic orientation opens up possibilities for improving the calculation of equivalent stresses under complex stress states. The most widely used approach to this problem is the well known von Mises equation.

The von Mises approach treats the deformed body as isotropic; however, real structural metals are anisotropic, primarily as a result of rolling. The equation is used primarily in static strength analyses, but, as demonstrated by our studies, under cyclic loading, accounting for crystallographic anisotropy can also improve the accuracy of fatigue damage accumulation assessment [6].

Out-of-phase fatigue loads are rather typical for all machines and mechanisms, but it is also well-known fact, that many of structures subjected to simpler in-phase loading. The aircraft pressurization cycles are in-phase. Many another examples of in-phase loading can be found for objects of machinery. These are objects where von Mises rule can be applied; moreover this method can get improved by the taking into account the real crystallographic structure of the metallic parts.

For aluminum used for clad layer of aluminium alloys the preferable orientation after the rolling {112} <111>, for core aluminum alloys, it is {110}<112> [7]. As it was mentioned above the fatigue process associated with appearance of the persistent slip lines, extrusions and intrusions. For multiaxial fatigue there are evidences that additional components of the stress cause additional signs of the deformation relief with orientation correspondent to the orientation of grains.

The introduction of the crystallographic factor into the procedure of the equivalent stresses assessment has been done by the following procedure: Step 1 – assessment of the Schmid factors for slip systems actuated by tension component; Step 2 - assessment of the Schmid factors for slip systems actuated by shear component; Step 3 - Calculation of the resolved tension component by account of correspondent Schmid factor; Step 4 - Calculation of the resolved shear component by account of correspondent Schmid factor; Step 5 – Calculation of the corrected von Mises equivalent stress. For combined Tension-Torsion mode of biaxial loading the formula:

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_x^2 + 3\tau_{xy}^2},$$

is transformed into the:

$$\sigma_{eq\ corrected} = \sqrt{(m\sigma)_x^2 + 3(m\tau)_{xy}^2},$$

where: σ_{eq} - equivalent von Mises stress; $\sigma_{eqcorrected}$ - equivalent von Mises stress corrected with account of crystallographic texture; *m* - Schmid factor; σ_x - normal (axial) stress; τ_{xy} - shear stress.

3. Results and discussion

The following loading regimes have been conducted: Torsion; Tension-Compression; Proportional biaxial loading by tension-compression and torsion; Out-of-phase loading by tension-compression and torsion.

The fatigue properties of materials are described by a SN-curve, therefore correction of the equivalent stress assessment can be checked by the relevant correlation between the stress and number of cycles to failure.

The relations shown in the fig. 2 (in-phase loading) and fig. 3 (in-phase combined with out-of-phase loadings results) confirm the relevance of the proposed method.

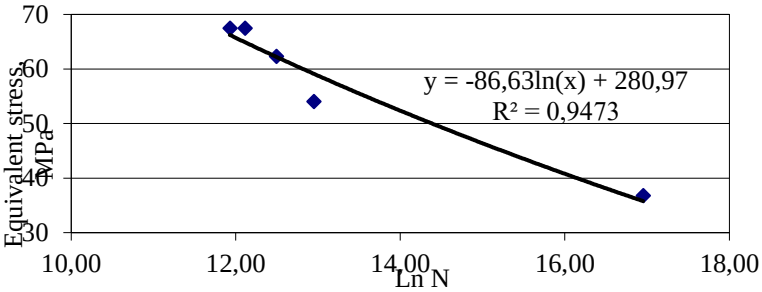


Fig. 2. Corrected von Mises stress - Number of cycles to failure (only in-phase loading results)

Proposed technique for the introduction of the crystallographic factor into the von Mises stress formula is less efficient for out-of-phase loading. Fig. 3 reveals the reduction of the correlation coefficient for the relation "Corrected von Mises' stress - Number of cycles to failure" when results of the out-of-phase testing are used for the graph construction. Correlation coefficient drops from the 0.94 for in-phase tension-compression and tension-compression-torsion modes to 0.831 for out-of-phase loading but still remains strong (fig.3).

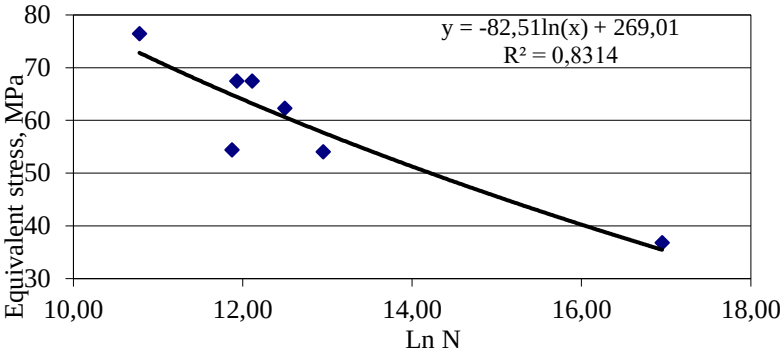


Fig.3. Corrected von Mises stress - Number of cycles to failure **(**out-of-phase loading results are included)

At the same time the attempt to construct S-N curve on the base of conventional von Mises formula for equivalent stress without respect to preferred crystallographic orientations of the grains has not revealed the correlation, the R^2 was found to be very low, just 0,0415. Thus the preference of the proposed method based on the account of crystallographic factor was proved experimentally.

Conclusion

Von Mises method doesn't consider the anisotropy of constructional metals. The accuracy of the calculations can be increased by the introduction of crystallographic factor. This can be done by the taking into account their texture. To do this normal and shear stresses components of actual load are resolved to the actual crystallographic slip systems, than the equivalent stresses are found according to the generally excepted von Mises method. Fatigue experiments performed with specimens of Al-Cu-Mg alloy confirmed the proposed method.

References

1.Ewing, J. A., Humfrey, J. C. W. (1903). The fracture of metals under repeated alternations of stress. Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, 200, 241–250. DOI: 10.1098/rsta.1903.0006.

2.P. J. E. Forsyth, "A Two Stage Process of Fatigue Crack Growth", Proceedings of the Crack Propagation Symposium, Cranfield, 1961, Vol. 1, pp. 76–94.

3.ASM Handbook Committee. Fatigue and Fracture. In: ASM Handbook, Volume 19. Materials Park, OH: ASM International; 1996. DOI: 10.31399/asm.hb.v19.9781627081931.

4.E. E. Zasimchuk, R. G. Gontareva, M. V. Karuskevich, I. K. Zasimchuk AND YU. G. Gordienko. Optical topography analysis of single crystals for indirect

estimation of deformation damage of aircraft alloys under fatigue test. MSMF-3 June 27 – 29, 2001. Conference Proceedings Brno, Czech Republic. 232-239.

5. http://er.nau.edu.ua/handle/NAU/30705?utm_source=chatgpt.com.

6.Maslak, T. and Karuskevich, M. (2023), Introduction of crystallographic factor into the von Mises equivalent stress calculation. Fatigue Fract Eng Mater Struct, 46: 1211-1214. https://doi.org/10.1111/ffe.13940.