

Józef BŁACHNIO  
Mariusz BOGDAN  
Dariusz ZASADA

## INCREASED TEMPERATURE IMPACT ON DURABILITY OF GAS TURBINE BLADES

### WPŁYW PODWYŻSZONEJ TEMPERATURY NA TRWAŁOŚĆ ŁOPATEK TURBINY GAZOWEJ\*

*The paper presents the research results of a microstructure of the turbine rotor blades made of nickel-based super alloys. The purpose of the research was to determine the high temperature impact on the microstructure stability of the material of the blades. The degree of advancement of the super alloy microstructure changes after the exposure to high temperature was compared to the microstructure condition of new blades. The research material includes blades made of EI 867 and ŻS 32 types of alloys. The microstructure research of blades subject to the high temperature impact, and the blades after operation showed the occurrence of adverse changes in relation to the microstructure of new blades. It was found that the cause of adverse changes in the microstructure was the super alloy overheating. The blade in such a condition has low heat and creep resistance. The element, in which the overheating will occur, is exposed to damage, which usually entails faulty turbine operation. This type of damage is removed during the engine major repair, which is associated with huge costs.*

**Keywords:** gas turbine, blade, microstructure, durability.

*W artykule przedstawiono wyniki badań mikrostruktury łopatek wirnika turbiny wykonanych z nadstopów na bazie niklu. Celem badań było określenie skutków oddziaływania wysokiej temperatury na stabilność mikrostruktury materiału łopatek. Stopień zaawansowania zmian mikrostruktury nadstopu po oddziaływaniu wysokiej temperatury porównywano ze stanem mikrostruktury łopatek nowych. Materiałem do badań były łopatki ze stopów typu EI 867 oraz ŻS 32. Badania mikrostruktury łopatek poddawanych oddziaływaniu wysokiej temperatury oraz łopatek po eksploatacji wykazały występowanie niekorzystnych zmian w stosunku do mikrostruktury łopatek nowych. Stwierdzono, że przyczyną niekorzystnych zmian w mikrostrukturze było przegrzanie nadstopu. Łopaska w takim stanie wykazuje niską żaroodporność oraz żarowytrzymałość. Element, w którym wystąpi przegrzanie jest narażony na uszkodzenie, co przeważnie pociąga za sobą wadliwą pracę turbiny. Tego typu uszkodzenia usuwa się w trakcie naprawy głównej silnika co wiąże się z ogromnymi kosztami.*

**Słowa kluczowe:** turbina gazowa, łopaska, mikrostruktura, trwałość.

#### 1. Introduction

Gas turbines are used in the energy sector in traction, marine, and aircraft engines as well as in aerospace. During operation, they are subject to variable mechanical and heat loads. The essence of low-cycle loads is a cumulative and simultaneous destructive effect of variable mechanical and heat loads of high amplitudes. These kinds of loads are especially subject to rotating blades. Along with the increasing temperature, the material strength of blades decreases. As a result of the impact of high temperature and exhaust gases with an aggressive chemical effect, the technical condition is subject to adverse changes. It results in the material overheating, its creeping and thermal fatigue [4, 17, 18, 22]. Consequently, it leads to the loss of heat and creep resistance of the material of blades.

The turbine efficiency, which is at the level of 30–45%, decreasing during the operation process, substantially depends on the exhaust gas temperature. However, the increase in exhaust gas temperature is limited by the used material properties: their resistance to creeping, microstructure change (overheating), thermal fatigue, high temperature corrosion, etc. [5, 20].

The most unreliable elements of the gas turbine include rotor blades [4, 17]. During operation, they are subject to the variable loads: mechanical ones as a result of rotation, as well as aerodynamic and heat ones from the work factor flow. In addition, the chemically ag-

gressive exhaust gases of high temperature affect them. The reliability and durability of blades is a sum of many factors, the predominant importance of which plays the material, which they are made of. The high and stable strength properties of super alloys in structural terms constitute the proper microstructure that is not subject to weakening operational changes [2, 6, 16].

Particularly high requirements are imposed to materials used for the turbines' blades. Advances in the development of super alloys and manufacturing technology of blades resulted in a increase of operating temperature of blades almost to 1350K [8]. The improved super alloys on the turbine blades were obtained thanks to the development of alloys on the basis of nickel and cobalt. In addition, in order to increase the mechanical properties, chrome, titanium, molybdenum, vanadium, tungsten, niobium, tantalum, and other elements [1, 7, 10, 11] are added. The main component of the super alloy is the  $\gamma$  phase, that is Ni solid solution of a wall-centred regular structure. The composition of this phase may mainly include the elements such as Co, Cr, Mo, W and Re, which strengthen them with solution.

Due to the manufacturing methods of blades, super alloys are divided into wrought and cast ones. In the super alloys of the wrought blades, a friction of volume reinforcing with the  $\gamma'$  phase ranges from 20 to 45%. The blades made of these super alloys can operate to the temperature of 1173K. The further increase of the operating tempera-

(\*) Tekst artykułu w polskiej wersji językowej dostępny w elektronicznym wydaniu kwartalnika na stronie [www.ein.org.pl](http://www.ein.org.pl)

ture of blades to about 1273 K requires an increase in the volume fraction of the  $\gamma'$  phase in the alloy. It can be achieved by modifying the chemical composition, as well as by changing the manufacturing technology, e.g. as a result of introduction of cast super alloys. In the cast super alloys, the  $\gamma'$  phase volume fraction is approximately 60%. In order to increase the operating temperature of blades of more than 1373K, the directional crystallization is applied [16, 18, 19]. It allows an increase in the super alloy creep resistance. The further development of super alloys was associated with the elimination of grain boundaries – monocrystalline super alloys, i.e. these are made of a single crystal with a uniform internal structure of the entire volume. Using these manufacturing technologies of the turbines' blades allowed the achievement of a fivefold increase of fatigue strength and a tenfold increase of durability at a high temperature, in comparison with the blades produced from polycrystalline super alloys [8].

Moreover, heat-resistant coatings with good thermal conductivity and high structure stability are applied on the gas turbines' blades operating in extreme temperature conditions. Thermal properties of the coatings mainly depend on the chemical composition of the material and microstructure [3, 4]. Different types of protective coatings, obtained by many methods, are used. The diffusion coatings on aluminium matrix and their variations known as modified coatings are most commonly used [9, 14, 21]. These coatings consist of a priming layer and an insulation layer. They should be characterised by very low thermal conductivity.

A further step aimed at increasing the exhaust gas temperature and decreasing the blades' temperature includes their internal cooling with air from behind the engine compressor. This allows to lower the temperature of the blade material in relation to the temperature of the circumfluent exhaust stream by over 600K [21, 22]. Furthermore, better distribution of temperature onto the blades in the turbine operation transients is obtained.

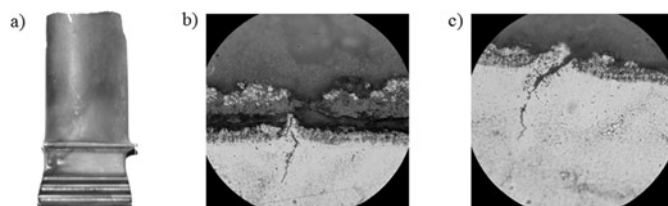


Fig. 1. The example forms of operational failures of an uncooled turbine blade made of the EI 867 type forged super alloy: a) a tip broken due to the super alloy overheating; b) stratification of heat-resistant coatings, and the super alloy crack initiation, x500; c) erosion of the heat-resistant coating and the crack penetrating into the super alloy, x500

Moreover, in order to increase durability, the complex geometric shapes of blades are designed. They are shaped in such a way, as not to create a vibration resonance during interruption of the engine operation [6]. Tip shelves at the ends or near the blade ends, which act as dampers eliminating a dangerous form and frequency of vibrations, and increasing tightness in

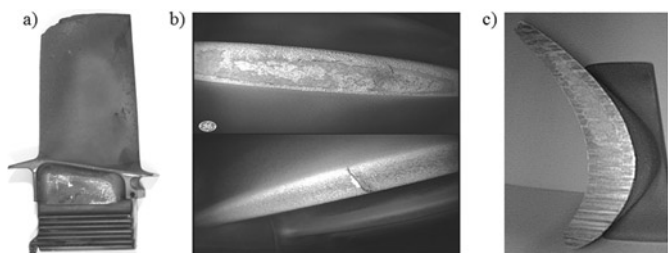


Fig. 2. The example forms of damage of the cooled turbines' blades made of the ZS 32 type cast super alloy: a) the material overheated at the tip [2]; b) complete burning of the coating on the leading edge to expose the super alloy, and a crack on the leading edge [12]; c) blade leaf front chafing [12]

the turbine rotor tip clearance are also applied. The minimum clearance prevents the work factor losses.

Despite using many endeavours in order to improve the efficiency of the gas turbine operation, its durability and reliability, over the long-term operation process, there are still all kinds of damages to the turbine elements, especially their blades (Fig. 1, Fig. 2). It is possible to differentiate defects being the results of material and technological faults, derogations from the quality of production and repairs. The important reasons can also include improper fuel atomization in the combustion chamber, as well as its diminished physical-chemical properties [5, 15].

The most frequent cases of damage include the overheating of the blades' leaves (Fig. 1a, 2a). It sometimes results in the blade leaf end fracture (Fig. 1a). The destruction process of the gas turbine blade usually begins with the destruction of its heat-resistant coating (Fig. 1b c, 2b).

As a result of it, the blade material is exposed to the direct heat and chemical effect of exhaust gases. This situation mainly causes the material overheating and the formation of the blade leaf cracks (Fig. 1c, 2b). The factors affecting that phenomenon are supercritical temperature, its impact time and chemical aggression of exhaust gases. As an effect of high temperature, and high tensile stresses derived from centrifugation and time, the phenomenon of the blade material thermal expansion occurs. It significantly affects the turbine rotor tip clearance reduction. Consequently, it results in rubbing the blade front against the turbine body (Fig. 2c), which causes additional heating of the blade leaf material and adverse changes in the super alloy microstructure. The changes typical for the high-temperature creeping process with the uniaxial stress state are usually observed in the blades with a plate.

## 2. Increased temperature impact on degradation of uncooled blades of the EI-867 WD type super alloy

In the gas turbine operation, there are often cases of short-term heating of the material of blades above their normal operating temperature. Therefore, it is important to maintain the alloy heat and creep resistance to increased temperature at the required blade operation time. Creep resistance of super alloys for the gas turbine blades relates to the  $\gamma'$  reinforcing phase. Under the influence of a work factor with high temperature, it is subject to coagulation and dissolution in the matrix. In order to determine the increased temperature impact on the super alloy degradation of forged blades, the experimental research was carried out. In case of the research, new gas turbine rotor blades made of the EI-867 WD (HN62MWKJu) alloy – uncooled blades –

Table 1. The list of the EI-867 WD alloy basic chemical composition (% of weight)

C	Mo	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Al	B	Fe
max	max	max		other					max	
0.1	0.3	0.6	9.0		14	10.3	5.0	4.5	0.02	4.0

were adopted. The blades' leaves were divided into four equal samples, which were chosen at random for testing and heated (three of them) at five temperature values every 100 K starting from the temperature of 1023 K. The heating and cooling of samples took place in the vacuum oven (individually) – no interference of the core on the surface of blades.

The EI-867 WD alloy belongs to a small group of nickel super alloys that do not contain titanium. It is a super alloy of a lower chromium content, and therefore, it is sensitive to corrosion [4, 16, 20]. Accordingly, protective coatings – aluminium coatings – are applied. The TU 14-1-232-72 standard includes the requirements for the super

alloy chemical composition (Table 1), heat treatment and mechanical properties.

The alloy structure is typical for nickel super alloys and is composed of:  $\gamma$ , phase,  $\gamma'$  phase, carbides and borides. The  $\gamma'$  phase is aluminium solid solution, titanium tubes in nickel. The  $\gamma'$  phase particles ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ) are cubical in shape [13, 16, 18]. The  $\gamma'$  phase relative volume after the alloy standard heat treatment is 31÷34%. The heat treatment includes solubilisation quenching and ageing. The cooling in air during solubilisation quenching results in precipitation of the  $\gamma'$  phase small particles, the relative volume of which is about 20%. The ageing results in further precipitation of the  $\gamma'$  phase particles and the growth of previously separated ones. Among the carbides, the relative volume of which does not exceed 2% in the alloy,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  solid predominates. It is formed during heat treatment or it is released during operation, usually on the borders of grains in the temperature range of 933K÷1253K. Inside the grains, there is a carbide  $\text{M}_6\text{C}$  [4, 16]. The temperature values of heating the samples cut out of the blades are associated with the temperature range, which occurs during normal and emergency operation of the exploited rotor blades. The stream temperature of the work factor at the inlet to the gas turbine, due to restrictions resulting from thermal and chemical characteristics of the materials used in the uncooled turbine blades should be within the range of 1173÷1223K [17, 20].

The initial stage of metallographic tests was to assess the structure in order to determine the duration of the heating process of the blades' parts. The time and temperature affect the kinetics of growth and coagulation of the  $\gamma'$  phase particles. The experiment involving the heating of samples in the temperature above  $T_{\text{max}}$  (maximum temperature behind the turbine, i.e. 1223 K for 0.5h, 1h, 2h and 3h) was conducted. Therefore, the information on structural changes both of the coating and the blades' material, depending on the heating time – modifica-

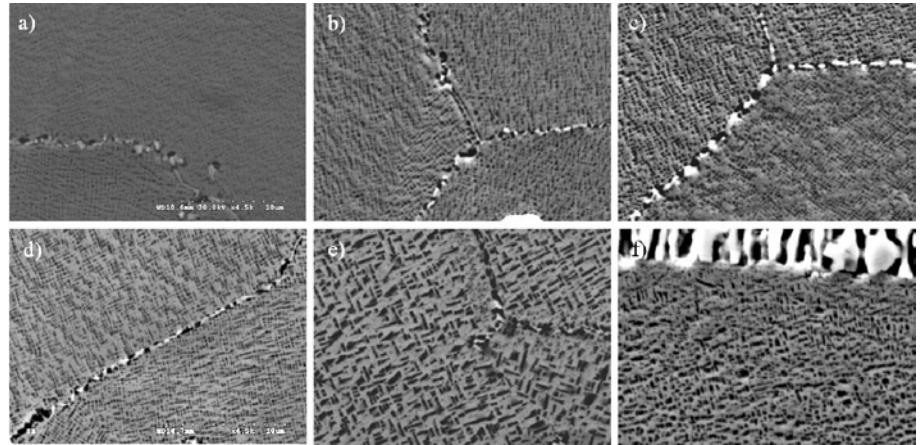


Fig. 5. EI - 867 WD super alloy subsurface microstructure: a) super alloy without heating and super alloy heated for 1 hour at: b) 1023K; c) 1123K; d) 1223K; e) 1323K; f) 1423K (surface x4500)

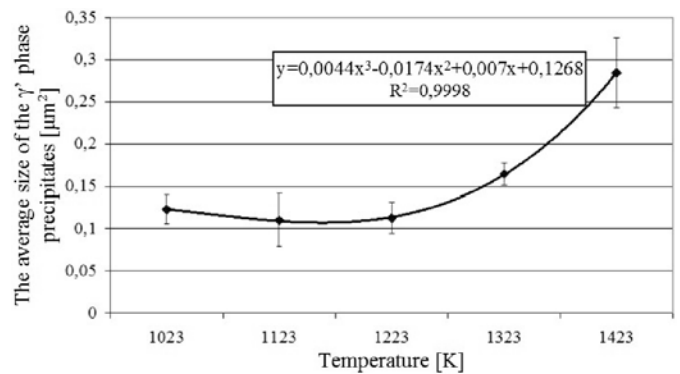


Fig. 6. Changes in the average size of the  $\gamma'$  phase particles in the temperature function

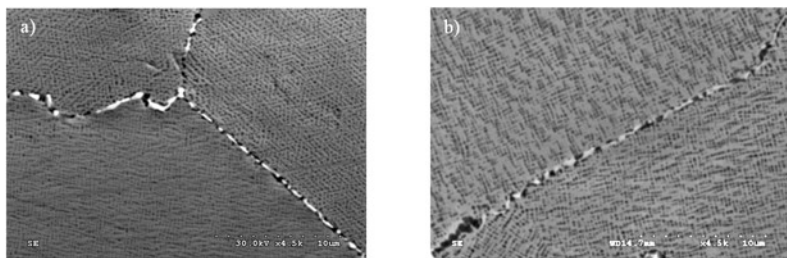


Fig. 3. Morphology of the  $\gamma'$  phase precipitates – heating in the temperature of 1223K for: a) 0.5h; b) 1h (surface x4500)

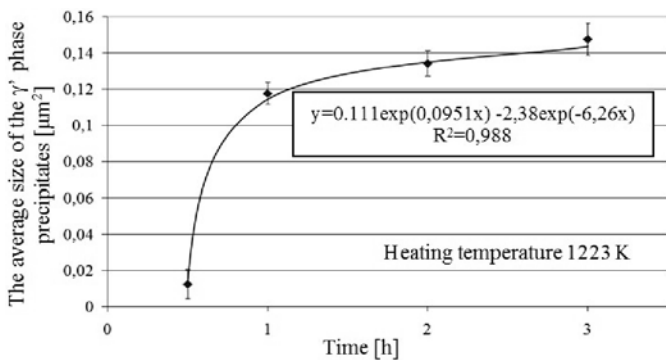


Fig. 4. Changes in the average size of the  $\gamma'$  phase particles depending on the heating time of samples of the blades at the temperature of 1223K

tion of the size of the  $\gamma'$  dispersion phase (Fig. 3) was obtained. The changes of sizes (surface) of precipitation of the  $\gamma'$  reinforcing phase in the heating time function were determined (Fig. 4).

On the basis of Figure 4, the heating time, which was 1h in the research of the impact of high temperatures on the blade material, for a constant temperature, i.e. 1223K, was adopted. At that time, a sudden increase in the size of the  $\gamma'$  phase particles (an additional argument for such a choice is the aircraft task time in the operation conditions for the adopted jet engine type, which is also 1h) occurs.

The microstructure analysis of the super alloy subject to the high temperature impact was carried out, thanks to which detailed information on changes was obtained. The microstructure changes, mainly modification of sizes and distribution of the  $\gamma'$  dispersion phase, significantly affect strength properties. In Figure 5a-f, the results of the super alloy metallographic test without heating and after heating for a period of 1h were presented taking into account five different temperature values.

The change in sizes of the  $\gamma'$  phase particles depending on the heating temperature was calculated (Fig. 6). It was found that the initial coagulation stage of precipitates of the  $\gamma'$  reinforcing phase, which is characterised by relatively high regularity and a large number of precipitates per are unit, occurs even at the temperature of 1123 K (Fig. 5b, c). As the temperature rises, the  $\gamma'$  phase structure becomes less regular while increasing the grain size (Fig. 6).

The initial stage of combining the  $\gamma'$  phase cubic precipitates in plates occurs at the temperature of 1223 K (Fig. 5d). At the temperature of 1323 K, a significant increase and coagulation of precipitates of the  $\gamma'$  reinforcing phase, which takes on the shape of plates, was found (Fig. 5e). The number of precipitates is much smaller, however,

they are much larger than those created at 1223 K. The morphology of the  $\gamma'$  phase shows that after exceeding the temperature of 1223 K, the EI – 867 WD alloy is overheated.

### 3. Increased operating temperature impact on degradation of cooled blades of the ŻS 32 type super alloy

The research covered the blades cast from the ŻS 32 type cobalt and nickel super alloy. The content of basic alloy elements was presented in Table 2.

In case of the research, the new turbine rotor blades and those after increasingly long time of operation were adopted. The blades were prematurely removed from the turbine due to their overheating. In order to determine the increased temperature impact during operation on degradation of the ŻS 32 super alloy microstructure, metallographic tests were carried out.

Table 2. List of the ŻS 32 type super alloy basic chemical composition (% of weight)

Ni	Al	Cr	Co	Nb	Mo	Ta	W	Re
62.4	6.1	5.1	10.8	1.3	1.2	1.2	8.4	3.0

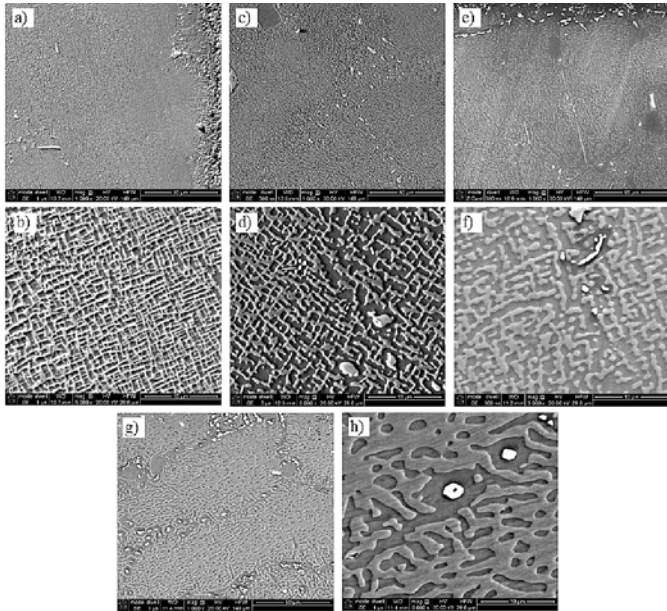


Fig. 7. The increased temperature impact on morphological changes in the cross-section of the leading edge: a, b) new blade No. 1; c, d) blade after the shortest time of operation No. 2; e, f) blade after the average time of operation No. 3; g, h) blade after the longest time of operation No. 4

On the basis of the structural observation conducted with the use of the Quanta 3D FEG scanning electron microscope, a very clear impact of the increased temperature on degradation of the microstructure of the analysed blades made of the ŻS 32 type super alloy was found. The microstructure of the tested blades consists mainly of  $\gamma$  and  $\gamma'$  phases and carbides. It was found that with the operating temperature increase and the time of operation, clear microstructural changes occur (Fig. 7). The significant changes in the morphology of the  $\gamma'$  reinforcing phase were observed. In the blade, the  $\gamma'$  phase new particles ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) have a cubic shape. As a result of the increased temperature impact, the change of their shape from cubic (Fig. 7a and b) to cuboidal one (Fig. 7c-f) occurs, in order to reach an oval shape at the maximum temperature (Fig. 7g and h).

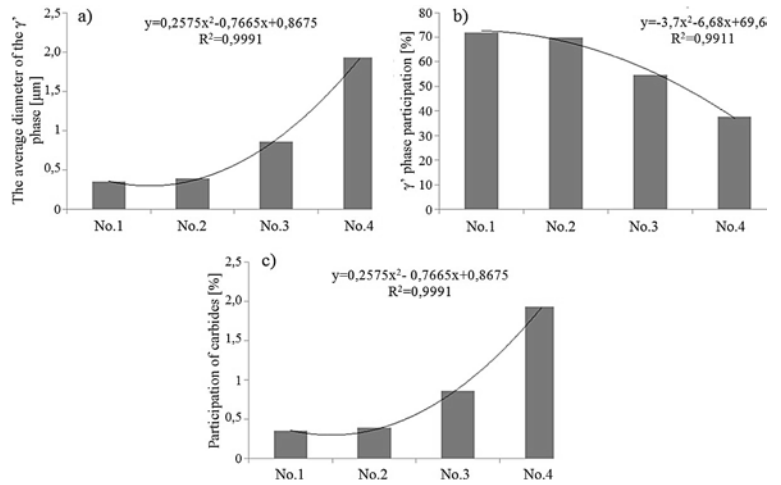


Fig. 8. The increased temperature impact on: a) the average diameter of the  $\gamma'$  phase, b) the  $\gamma'$  phase surface participation, c) surface participation of carbides

The observed changes are related to the expansion of the  $\gamma'$  reinforcing phase and a decrease in its participation (Fig. 8a). In case of a new blade, the average size of the  $\gamma'$  phase particles is approximately  $0.3\mu\text{m}$ . As a result of the impact of increased temperature and operational factors, this value increases to the level of  $2\mu\text{m}$ . The reported trend is also significantly reflected in the surface participation changes of the specified  $\gamma'$  reinforcing phase. It was observed that the surface participation of the  $\gamma'$  phase decreases from 70% for the new blade to 35% for the blade operated at the highest temperature (Fig. 8b). As a result of the increased temperature impact, the observed morphological changes of the  $\gamma'$  reinforcing phase are small, however, its impact on the surface participation of carbides takes place (Fig. 8c).

The surface participation of carbides in all the observed blades is at the level of 2-2.5%. Additionally, there were no significant changes in morphology of the observed carbides. However, a clear impact of the increased temperature and operating time of the tested blades on the  $\gamma'$  phase surface participation in particular zones within the cross-section of the tested blades was stated (Fig. 9). In case of the blade exposed to the highest temperature impact and the longest operation time No. 4, while measuring the surface participation of the described phase from the leading edge into the blade, it was found that the surface participation is the lowest (30%). In the distance of this blade, the participation of the described phase rises to the level of about 50%. However, no impact of the observed trend on the size changes of the  $\gamma'$  phase particles was observed in similar areas seen on the cross sections of other blades (Fig. 10).

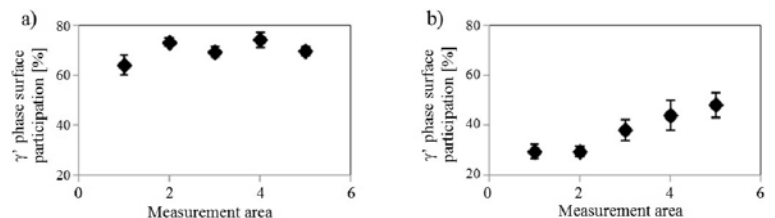


Fig. 9. Surface participation of the  $\gamma'$  reinforcing phase into the leading edge: a) blade No. 2, b) blade No. 4

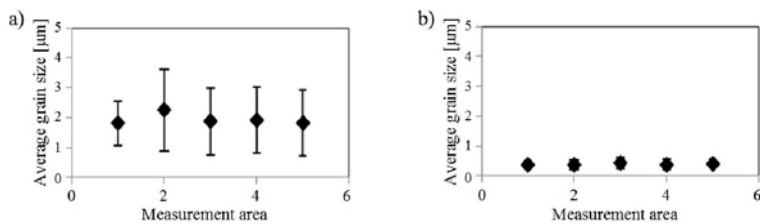


Fig. 10. The average diameter of the  $\gamma'$  reinforcing phase into the leading edge: a) blade No. 2, b) blade No. 4

#### 4. Conclusion

Based on the research results, it can be concluded that both in case of new blades and the operated ones, which are subject to the increased temperature impact, there are microstructural changes in the material of blades. In case of the experiment with the EI-867 WD new blades, a high temperature and time of their impact are decisive factors. The heating time, which in testing of the increased temperature impact on the blade material was 1h, for a constant temperature, i.e. 1223 K; in that time, a sudden increase in the sizes of the  $\gamma'$  phase particles occurred. An additional argument for such a choice is the aircraft task time in the operation conditions for the adopted jet engine type, which is also 1h. However, the selected temperature values of heating the blades are also associated with the temperature range, which occurs during normal and emergency operation of the exploited rotor blades. The stream temperature of the work factor (exhaust gases) at the outlet from the aircraft jet engine combustion chamber, due to restrictions resulting from thermal and chemical characteristics of the materials used in the complete, uncooled turbine blades should be within the range of 1173÷1223K, as confirmed in the literature [17]. The  $\gamma'$  phase morphology shows that after exceeding the temperature of 1223 K, the

EI – 867 WD alloy is overheated, and the tested blade cannot be considered useful for further operation. The obtained images of a microstructure of the EI - 867 WD alloy subject to the impact of increasingly higher temperature may be a basis for assessing the degree of overheating of the gas turbine blades.

In case of the operated blades (with different technical condition), in addition to the high temperature unstable at that time and the time of operation, there is also an important factor, i.e. aggressiveness of exhaust gases. As a result of the conducted tests of the operated blades, it is concluded that under the increased temperature influence, the chemical composition, morphology and distribution in the structure of the blade material of the  $\gamma'$  reinforcing phase adversely change. The morphology of the  $\gamma'$  phase particles depends on the mechanical stress. The tensile stress, occurring along the blade axis during the turbine rotor rotation, promotes expansion of the  $\gamma'$  phase on a plane perpendicular to the stress direction. As a result, the original cuboid shape changes into plates, whose wider walls are positioned perpendicularly to the stress direction and the narrow walls perpendicularly to other cube directions [9, 19]. These adverse changes in the super alloy microstructure exert a decisive influence on its strength properties. The  $\gamma'$  phase growth results in coagulation of precipitates, and therefore, an adverse change of its shape. Moreover, this phase percentage in the structure decreases. As a result, the heat and creep resistance of the blades' super alloy decrease. This condition significantly affects the durability of blades and has a major impact on the gas turbine premature major repair. In case of aircraft, it relates to the aircraft transition from the state of airworthiness, removal of the engine and its passing for the major repair. Although the end result are tremendous costs related to the repair due to e.g. one overheated turbine blade. However, the flight safety is an overarching principle of aircraft operation.

#### References

- Bojar Z., et al. Changes of microstructure of blades made of LK-4 alloy during long-term operation of aircraft turbine engine. Military University of Technology Bulletin 1988; 12: 51-64.
- Błachnio J, Bogdan M, Kułaszka A. New non-destructive methods of diagnosing health of gas turbine blades. Advances in Gas Turbine Technology 2011: 465-498. <http://dx.doi.org/10.5772/29548>
- Błachnio J, Pawlak W. Damageability of gas turbine blades - evaluation of exhaust gas temperature in front of the turbine using a non-linear observer. Advances in gas turbine technology 2011: 435-464.
- Błachnio J, Bogdan M. Ocena stanu łopatek turbiny gazowej na podstawie barwy ich powierzchni. Problemy badań i eksploatacji techniki lotniczej. [Evaluation of the condition of gas turbine blades based on their surface colour. Problems of research and aircraft technology operation]. Wydawnictwo Instytutu Technicznego Wojsk Lotniczych 2012 [Publishing and Printing House of the Air Force Institute of Technology 2012]; (8): 11-33.
- Błachnio J, Spychała J, Pawlak W, Zasada D. The attempt to assess the technical condition of a gas turbine blade when information on its operating condition is limited. Journal of KONBIN 2014; 2(30): 75-86, <http://dx.doi.org/10.2478/jok-2014-0016>.
- Błachnio J, Kułaszka A, Zasada D. Degradation of the gas turbine blade coating and its influence on the microstructure state of the superalloy. Journal of KONES 2015; 22(2): 17-24, <http://dx.doi.org/10.5604/12314005.1165385>.
- Ciszewski A, Chodorowski J. Aviation materials science. Warsaw Technical University, Warsaw, 2003.
- Dubiel B. Mikrostruktural changes during creep of single-crystalline nickel-base superalloys. Kraków: University of Science and Technology Press, 2011.
- Góral M, Swadźba L, Moskal G, Jarczyk G, Aguilard J. Diffusion aluminide coatings for TiAl intermetallic turbine blades. Intermetallics 2011; 19(5): 744-747, <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2010.12.015>.
- Hernas A. Creep resistance of steel and alloys. Gliwice: Silesian Technical University, 1999.
- Hodor K. Gradient structure of surface layer of Ni- and Fe+Ni-based alloys. Doctor's thesis. Kraków: Academy of Mining and Metallurgy, 2002.
- Kułaszka A, Giewoń J. Report No 28 and No 73. Warsaw: Air Force Institute of Technology, 2014.
- Majka H, Sieniawski J. Research of kinetics and coagulation of  $\gamma'$  phase in nickel superalloy EI-867. Archive of Materials Science 1998;4(4): 237-254.
- Mikułowski B. Heat and creep resistant alloys - superalloys. Kraków: Editions Academy of Mining and Metallurgy, 1997.
- Pawlak W, Błachnio J. On the need to maintain homogenous temperature field within the working agent at the intake of a jet engine turbine. Journal of KONES 2014; 21(1): 205-213, <http://dx.doi.org/10.5604/12314005.1134099>.
- Paton B. Creep resistance of cast nickel alloys and protection thereof against oxidation. Kiev: Naukova Dumka, 1997.
- Poznańska A. Lifetime of aircraft engine blades made of EI-867 alloy upon aspect of non-uniform distortion and structural changes. Doctor's

- thesis. Rzeszów Technical University, 2000.
18. Reed R. C. The Superalloys. Fundamentals and applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, <http://dx.doi.org/10.1017/CBO9780511541285>.
  19. Scheibel J, White C, Yoo M. Met. Trans. 1985; 16A: 651, <http://dx.doi.org/10.1007/BF02814239>.
  20. Sieniawski J. Criteria and methods of evaluation of materials for elements of aircraft turbine engines. Technical University Rzeszów, 1995.
  21. Swadźba L, Formanek B, Maciejny A. Corrosion damage and regeneration of aluminide coatings on aircraft turbine blades. Materials Science and Engineering. 1989; A121:407-412, [http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(89\)90794-6](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(89)90794-6).
  22. Tajra S, Otani R. The theory of high-temperature strength of materials. Metalurgija, Moscow, 1986.

---

**Józef BŁACHNIO**

Air Force Institute of Technology  
6 Księcia Bolesława str., 01-494 Warsaw, Poland

**Mariusz BOGDAN**

Department of Mechanical Engineering  
Białystok Technical University  
45 Wiejska str., 15-333 Białystok, Poland

**Dariusz ZASADA**

Military University of Technology  
2 Kaliskiego str., 00-908 Warsaw, Poland

E-mails: [jozef.blachnio@itwl.pl](mailto:jozef.blachnio@itwl.pl), [m.bogdan@pb.edu.pl](mailto:m.bogdan@pb.edu.pl),  
[dzasada@wat.edu.pl](mailto:dzasada@wat.edu.pl)

---

## **Prof. dr hab. inż. Józef Błachnio**

Air Force Institute of Technology  
6 Księcia Bolesława str., 01-494 Warszawa, Poland  
E-mail: jozef.blachnio@itwl.pl

## **Dr inż. Mariusz Bogdan**

Department of Mechanical Engineering  
Białystok Technical University  
45 Wiejska str., 15-333 Białystok, Poland  
E-mail: m.bogdan@pb.edu.pl

## **Dr inż. Dariusz Zasada**

Military University of Technology  
2 Kaliskiego str., 00-908 Warszawa, Poland  
E-mail: dzasada@wat.edu.pl

# **Wpływ podwyższonej temperatury na trwałość łopatek turbiny gazowej**

**Słowa kluczowe:** turbina gazowa, łopaska, mikrostruktura, trwałość

**Streszczenie:** W artykule przedstawiono wyniki badań mikrostruktury łopatek wirnika turbiny wykonanych z nadstopów na bazie niklu. Celem badań było określenie skutków oddziaływania wysokiej temperatury na stabilność mikrostruktury materiału łopatek. Stopień zaawansowania zmian mikrostruktury nadstopu po oddziaływaniu wysokiej temperatury porównywano ze stanem mikrostruktury łopatek nowych. Materiałem do badań były łopatki ze stopów typu EI 867 oraz ŻS 32. Badania mikrostruktury łopatek poddawanych oddziaływaniu wysokiej temperatury oraz łopatek po eksploatacji wykazały występowanie niekorzystnych zmian w stosunku do mikrostruktury łopatek nowych. Stwierdzono, że przyczyną niekorzystnych zmian w mikrostrukturze było przegrzanie nadstopu. Łopaska w takim stanie wykazuje niską żaroodporność oraz żarowytrzymałość. Element, w którym wystąpi przegrzanie jest narażony na uszkodzenie, co przeważnie pociąga za sobą wadliwą pracę turbiny. Tego typu uszkodzenia usuwa się w trakcie naprawy głównej silnika co wiąże się z ogromnymi kosztami.

## **1. Wprowadzenie**

Turbiny gazowe stosowane są w energetyce w silnikach trakcyjnych, morskich, lotniczych i technice kosmicznej. W trakcie eksploatacji podlegają zmiennym obciążeniom mechanicznym oraz cieplnym. Istotą niskocyklowych obciążeń jest łączne i jednoczesne destrukcyjne działanie zmiennych obciążeń mechanicznych i cieplnych o wysokich amplitudach. Tego rodzaju obciążeniom podlegają zwłaszcza łopatki wirujące. Ze wzrostem temperatury wytrzymałość materiałów łopatek maleje. W wyniku oddziaływania wysokiej temperatury i spalin o agresywnym oddziaływaniu chemicznym, stan techniczny łopatek ulega niekorzystnym zmianom. Dochodzi do przegrzania materiału, jego pęcznienia jak również zmęczenia cieplnego [4, 17, 18, 22]. W konsekwencji prowadzi to do utraty żaroodporności i żarowytrzymałości materiału łopatek.

Sprawność turbiny kształtująca się na poziomie 30-45%, zmniejszająca się w procesie eksploatacji, zależy w sposób istotny od temperatury spalin. Jednak podwyższenie

temperatury spalin jest ograniczone właściwościami stosowanych materiałów: ich odpornością na pełzanie, zmianą mikrostruktury (przegrzanie), zmęczeniem cieplnym, korozją wysokotemperaturową i in. [5, 20].

Najbardziej zawodnymi elementami turbiny gazowej są łopatki wirnika [4, 17]. Podczas pracy podlegają one obciążeniom zmiennym: mechanicznym wskutek wirowania, aerodynamicznym i cieplnym od opływu czynnika roboczego. Ponadto oddziałują na nie chemicznie agresywnie spaliny o wysokiej temperaturze. Niezawodność i trwałość eksploatacyjna łopatek jest sumą wielu czynników, w których dominujące znaczenie odgrywa materiał z jakiego są wykonane. Wysokie i stabilne właściwości wytrzymałościowe nadstopów w ujęciu strukturalnym to odpowiednia mikrostruktura nie ulegająca osłabiającym zmianom w eksploatacji [2, 6, 16].

Szczególnie wysokie wymagania stawiane są materiałom stosowanym na łopatki turbin. Postęp w dziedzinie rozwoju nadstopów oraz technologii wytwarzania łopatek doprowadziły do podwyższenia temperatury pracy łopatek prawie do 1350K [8]. Udoskonalone nadstopy na łopatki turbiny zostały osiągnięte w wyniku rozwoju stopów na bazie niklu i kobaltu. Ponadto w celu zwiększenia właściwości mechanicznych, dodaje się chrom, tytan, molibden, wanad, wolfram, niob, tantal i inne pierwiastki [1, 7, 10, 11]. Podstawowym składnikiem nadstopu jest faza  $\gamma$  czyli roztwór stały Ni o strukturze regularnej ściennie centrowanej. W skład tej fazy mogą wchodzić głównie pierwiastki Co, Cr, Mo, W oraz Re, które umacniają ją roztworowo.

Ze względu na metody wytwarzania łopatek nadstopy dzieli się na przerabiane plastycznie i odlewnicze. W nadstopach łopatek przerabianych plastycznie ułamek objętości umacniającej fazą  $\gamma'$  wynosi od 20 do 45%. Łopatki wykonane z tych nadstopów mogą pracować do temperatury 1173K. Dalszy wzrost temperatury pracy łopatek do około 1273 K wymaga zwiększenia ułamka objętości fazy  $\gamma'$  w stopie. Można to uzyskać poprzez modyfikację składu chemicznego, jak również przez zmianę technologii wytwarzania np. w wyniku wprowadzenia nadstopów odlewniczych. W nadstopach odlewniczych ułamek objętości fazą  $\gamma'$  wynosi około 60%. W celu podwyższenia temperatury pracy łopatek ponad 1373K stosuje się krystalizację kierunkową [16, 18, 19]. Umożliwia to wzrost odporności nadstopu na pełzanie. Dalszy rozwój nadstopów był związany z wyeliminowaniem granic ziaren - nadstopy monokrystaliczne, tj. takie zbudowane są z pojedynczego kryształu o jednolitej budowie wewnętrznej w całej objętości łopatki. Stosowanie tych technologii wytwarzania łopatek turbin umożliwiło uzyskanie 5-krotnego zwiększenia wytrzymałości zmęczeniowej oraz 10-krotne zwiększenie trwałości w wysokiej temperaturze w porównaniu z łopatkami wykonanymi z nadstopów polikrystalicznych [8].

Ponadto na łopatki turbin gazowych stosuje się powłoki żaroodporne o dobrej przewodności cieplnej i wysokiej stabilności struktury. Właściwości cieplne powłok przede wszystkim zależą od składu chemicznego materiału i mikrostruktury [3, 4]. Stosowane są różne typy pokryć ochronnych otrzymywane wieloma metodami. Największe zastosowanie znalazły pokrycia dyfuzyjne na osnowie aluminidków oraz ich odmiany zwane pokryciami modyfikowanymi [9, 14, 21]. Powłoki te składają się z warstwy podkładowej i warstwy izolującej. Powinny one charakteryzować się bardzo niskim przewodnictwem cieplnym.

Dalszym krokiem, mającym na celu podwyższenie temperatury spalin i obniżenie temperatury łopatek, jest ich chłodzenie wewnętrzne powietrzem pobieranym z za sprężarki silnika. Pozwala to na obniżenie temperatury materiału łopatki w stosunku do temperatury opływającego je strumienia spalin nawet o ponad 600K [21, 22]. Ponadto uzyskuje się korzystniejszy rozkład temperatury łopatki w stanach przejściowych pracy turbiny.

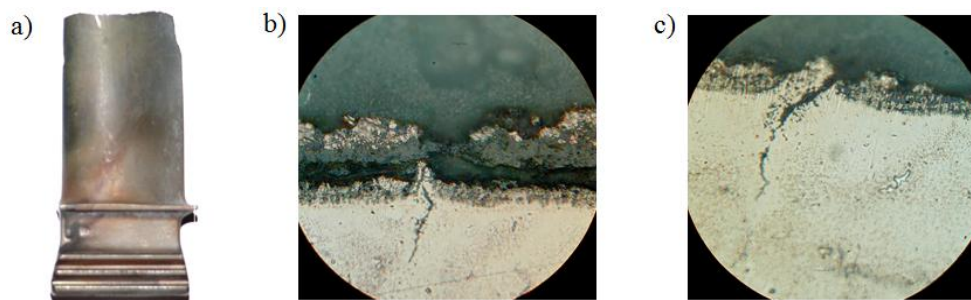
Dodatkowo w celu zwiększenia wytrzymałości projektuje się złożone kształty geometryczne łopatek. Kształtowane są one tak, aby nie powstał rezonans drgań, podczas zaburzeń pracy silnika [6]. Stosuje się także półki na końcach lub w pobliżu końców piór,



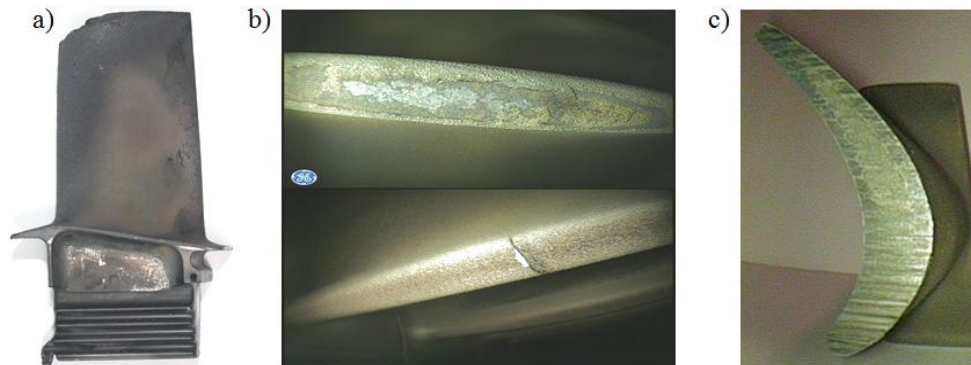
stanowiące tłumiki eliminujące niebezpieczną postać i częstotliwość drgań oraz zwiększające szczelność w luzie wierzchołkowym wirnika turbiny. Minimalny luz zabezpiecza straty czynnika roboczego.

Pomimo stosowania wielu przedsięwzięć w celu poprawy efektywności pracy turbiny gazowej jej trwałości i niezawodności, to jednak w procesie długotrwałej eksploatacji występują różnego rodzaju uszkodzenia elementów turbin, zwłaszcza ich łopatek (Rys. 1, Rys. 2). Wyróżnia się uszkodzenia będące następstwem wad materiałowych, technologicznych, odstępstwa od jakości produkcji i napraw. Ważnymi przyczynami mogą też być nieodpowiednie rozpylanie paliwa w komorze spalania jak również jego pogorszone właściwości fizyko-chemiczne [5, 15].

Najczęstszymi przypadkami uszkodzeń są przegrzania piór łopatek (Rys. 1a, 2a). Prowadzi to nieraz do urwania końca pióra (Rys. 1a). Proces destrukcji łopatki turbiny gazowej zwykle rozpoczyna się od niszczenia jej żaroodpornej powłoki (Rys. 1b c, 2b).



Rys. 1. Przykładowe postacie eksploatacyjnych uszkodzeń niechłodzonej łopatki turbiny wykonanej z nadstopu kutego typu EI 867: a) urwany wierzchołek wskutek przegrzania nadstopu; b) rozwarstwienie żaroodpornej powłoki oraz inicjacja pęknięcia nadstopu, x500; c) erozja żaroodpornej powłoki oraz pęknięcie penetrujące w głąb nadstopu, x500



Rys. 2. Przykładowe postacie uszkodzeń chłodzonych łopatek turbin wykonanych z odlewanej nadstopu typu ŻS 32: a) przegrzany materiał przy wierzchołku [2]; b) całkowite wypalenie powłoki na krawędzi natarcia aż do odsłonięcia nadstopu oraz pęknięcie na krawędzi natarcia [12]; c) przytarcie czoła pióra łopatki [12]

W efekcie tego materiał łopatki narażony jest na bezpośrednie cieplne i chemiczne oddziaływanie spalin. Taka sytuacja powoduje przede wszystkim przegrzanie materiału i powstawanie pęknięć pióra łopatki (Rys. 1c, 2b). Czynnikiem mającymi wpływ na to zjawisko są temperatura nadkrytyczna, czas jej oddziaływania oraz chemiczna agresywność spalin. Skutkiem oddziaływania wysokiej temperatury, dużych naprężeń rozciągających

pochodzących od wirowania i czasu występuję zjawisko rozszerzalności cieplnej materiału łopatki. Wpływa ono istotnie na zmniejszenie luzu wierzchołkowego wirnika turbiny. W konsekwencji prowadzi to do ocierania czoła łopatki o korpus turbiny (Rys. 2c), co powoduje dodatkowe nagrzewanie się materiału pióra i niekorzystne zmiany w mikrostrukturze nadstopu. Zmiany typowe dla procesu wysokotemperaturowego pełzania przy jednoosiowym stanie naprężeń, zwykle są obserwowane w łopatkach z półką.

## 2. Wpływ podwyższonej temperatury na degradację łopatek niechłodzonych z nadstopu typu EI 867

W eksploatacji turbiny gazowej występują często przypadki krótkotrwałego nagrzewania materiału łopatek powyżej ich normalnej temperatury eksploatacji. Ważne jest zatem zachowanie żarowytrzymałości i żaroodporności stopu na podwyższonej temperaturę w wymaganym czasie pracy łopatki. Żarowytrzymałość stopów przeznaczonych na łopatki turbin gazowych ma związek z umacniającą fazą  $\gamma'$ . Pod wpływem oddziaływania czynnika roboczego o wysokiej temperaturze ulega ona koagulacji i rozpuszczaniu w osnowie. W celu określenia wpływu podwyższonej temperatury na degradację nadstopu łopatek kutych przeprowadzono badania eksperymentalne. Do badań przyjęto nowe łopatki wirnika turbiny gazowej wykonane ze stopu EI-867 WD (HN62MWKJu) - łopatki nie chłodzone. Pióra łopatek podzielono na cztery równe próbki, które do badań wybierano losowo i wygrzewano (po trzy) w pięciu wartościach temperatury co 100 K, począwszy od temperatury 1023 K. Wygrzewanie oraz studzenie próbek odbywało się w piecu próżniowym (pojedynczo) – brak ingerencji ośrodka na powierzchnie łopatek.

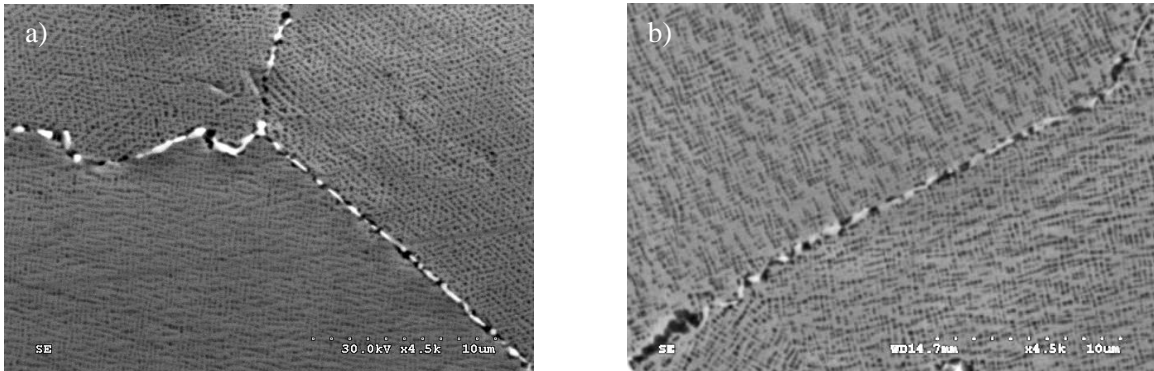
Stop EI-867 WD należy do nielicznej grupy superstopów niklu nie zawierających tytanu. Jest on nadstopem o mniejszej zawartości chromu, przez co jest wrażliwy na działanie korozji [4, 16, 20]. Z tego względu stosuje się pokrycia ochronne – powłoki aluminiowe. Norma TU 14-1-232-72 zawiera wymagania dotyczące składu chemicznego superstopu (tabela 1), obróbki cieplnej oraz właściwości mechanicznych.

Tabela 1. Zestawienie podstawowego składu chemiczny stopu EI-867 WD (% masy)

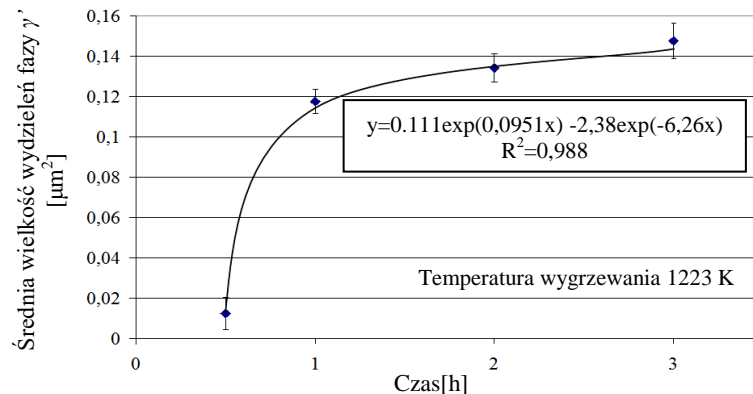
C	Mo	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Al	B	Fe
max	max	max		reszta					max	
0,1	0,3	0,6	9,0		14	10,3	5,0	4,5	0,02	4,0

Struktura stopu jest typowa dla superstopów niklu i złożona jest z: fazy  $\gamma$ , fazy  $\gamma'$  oraz węglików i borków. Faza  $\gamma'$  jest roztworem stałym aluminium, tub tytanu w niklu. Cząsteczki fazy  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ) i mają kształt sześcienny [13, 16, 18]. Objętość względna fazy  $\gamma'$  po standardowej obróbce cieplnej stopu wynosi 31÷34%. Obróbka cieplna obejmuje przesycanie i starzenie. Chłodzenie w powietrzu w czasie przesycania prowadzi do wydzielania drobnych cząsteczek fazy  $\gamma'$ , których objętość względna wynosi około 20%. Starzenie powoduje dalsze wydzielanie cząsteczek fazy  $\gamma'$  i rozrost wcześniej wydzielonych. Wśród węglików, których objętość względna w stopie nie przekracza 2%, dominuje węgiel  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . Powstaje on podczas obróbki cieplnej lub wydziela się podczas eksploatacji, zwykle na granicach ziaren w zakresie temperatury 933K÷1253K. Wewnątrz ziaren występuje węgiel  $\text{M}_6\text{C}$  [4, 16]. Wartości temperatury wygrzania próbek wyciętych z łopatek związane są z zakresem temperatury, jaka występuje w trakcie normalnej oraz awaryjnej pracy łopatek wirnika w eksploatacji. Temperatura strumienia czynnika roboczego na wejściu do turbiny gazowej, ze względu na ograniczenia wynikające z cieplnych i chemicznych charakterystyk materiałów, użytych na niechłodzone łopatki turbiny, powinna mieścić się w przedziale 1173÷1223K [17, 20].

Wstępnym etapem badań metalograficznych była ocena struktury w celu określenia czasu trwania procesu wygrzewania fragmentów łopatek. Czas oraz temperatur wpływają na kinetykę rozrostu i koagulacji cząstek fazy  $\gamma'$ . Przeprowadzono eksperyment polegający na wygrzaniu próbek w temperaturze powyżej  $T_{max}$  (maksymalnej temperatury za turbiną tj. 1223 K przez 0,5h, 1h, 2h oraz 3h). Dzięki czemu uzyskano informację dotyczącą zmian strukturalnych zarówno powłoki, jak i materiału łopatek, zależnych od czasu wygrzewania – modyfikacja wielkości i rozmieszczenia dyspersyjnej fazy  $\gamma'$  (Rys. 3). Określono zmiany wielkości (powierzchni) wydzieli umacniającej fazy  $\gamma'$  w funkcji czasu wygrzewania (Rys. 4).



Rys. 3. Morfologia wydzieli fazy  $\gamma'$  - wygrzewanie w temperaturze 1223K przez: a) 0,5h; b) 1h (pow. x4500)

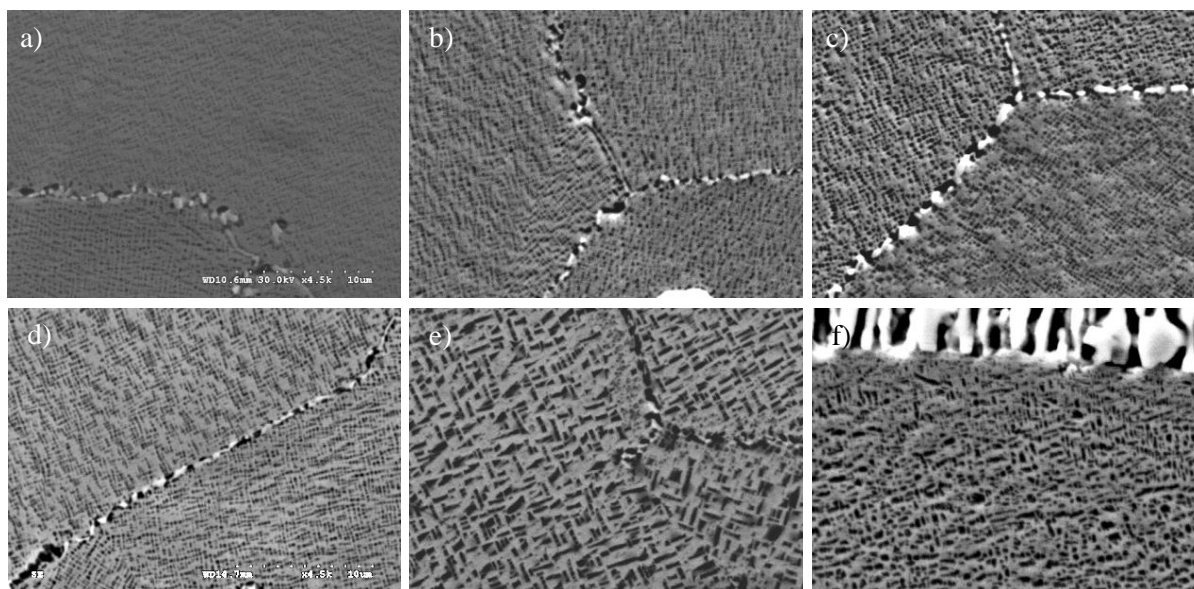


Rys. 4. Zmiany średniej wielkości cząstek fazy  $\gamma'$  w zależności od czasu wygrzewania próbek z łopatek w temperaturze 1223K

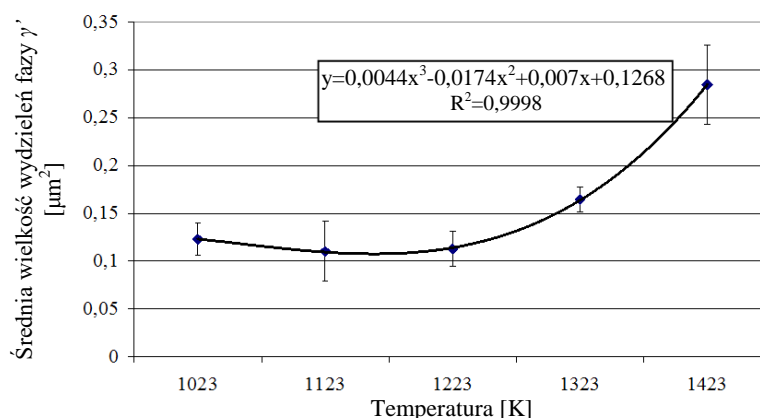
Na podstawie rysunku 4 przyjęto czas wygrzewania, który w badaniu oddziaływania wysokich temperatur na materiał łopatek wynosił 1h, dla stałej temperatury, tj. 1223K. W tym czasie następuje gwałtowny wzrost wielkości cząstek fazy  $\gamma'$  (dodatkowym argumentem przemawiającym za takim wyborem jest czas zadania lotniczego w warunkach eksploatacji dla przyjętego typu silnika odrzutowego, wynoszący także około 1h).

Dokonano analizy mikrostruktury nadstopu poddanego oddziaływaniu wysokiej temperatury, dzięki czemu uzyskano dokładną informację dotyczącą zmian. Zmiany mikrostruktury, głównie modyfikacja wielkości i rozmieszczenia dyspersyjnej fazy  $\gamma'$ , istotnie wpływają na właściwości wytrzymałościowe. Na rysunku 5a-f przedstawiono wyniki badania metalograficznego nadstopu bez wygrzewania oraz po wygrzewaniu przez okres 1h przy przyjęciu pięciu różnych wartości temperatury.

Obliczono zmiany zmianę wielkości cząstek fazy  $\gamma'$  w zależności od temperatury wygrzewania (Rys. 6). Stwierdzono, że już w temperaturze 1123 K powstaje początkowe stadium koagulacji wydzielen umacniającej się fazy  $\gamma'$ , która charakteryzuje się stosunkowo dużą regularnością oraz dużą liczbą wydzielen przypadającą na jednostkę powierzchni (Rys. 5b,c). W miarę wzrostu temperatury struktura fazy  $\gamma'$  staje się mniej regularna przy jednoczesnym wzroście wielkości ziarna (Rys. 6).



Rys. 5. Mikrostruktura warstwy podpowierzchniowej nadstopu EI – 867 WD: a) nadstop bez wygrzewania oraz nadstop wygrzewany przez 1h w temperaturze: b) 1023K; c) 1123K; d) 1223K; e) 1323K; f) 1423K (pow. x4500)



Rys. 6. Zmiany średniej wielkości cząstek fazy  $\gamma'$  w funkcji temperatury

Początkowe stadium łączenia się sześciennych wydzielen fazy  $\gamma'$  w płytce zachodzi przy temperaturze 1223 K (Rys. 5d). Przy temperaturze 1323 K stwierdzono znaczny już rozrost i koagulację wydzielen umacniającej fazy  $\gamma'$ , która przybiera kształt płytek (Rys. 5e). Mniejsza jest znacznie liczba wydzielen, jednak są one dużo większe niż te, które powstały w temperaturze 1223 K. Morfologia fazy  $\gamma'$  wskazuje, że po przekroczeniu temperatury 1223 K stop EI – 867 WD ulega przegrzaniu.

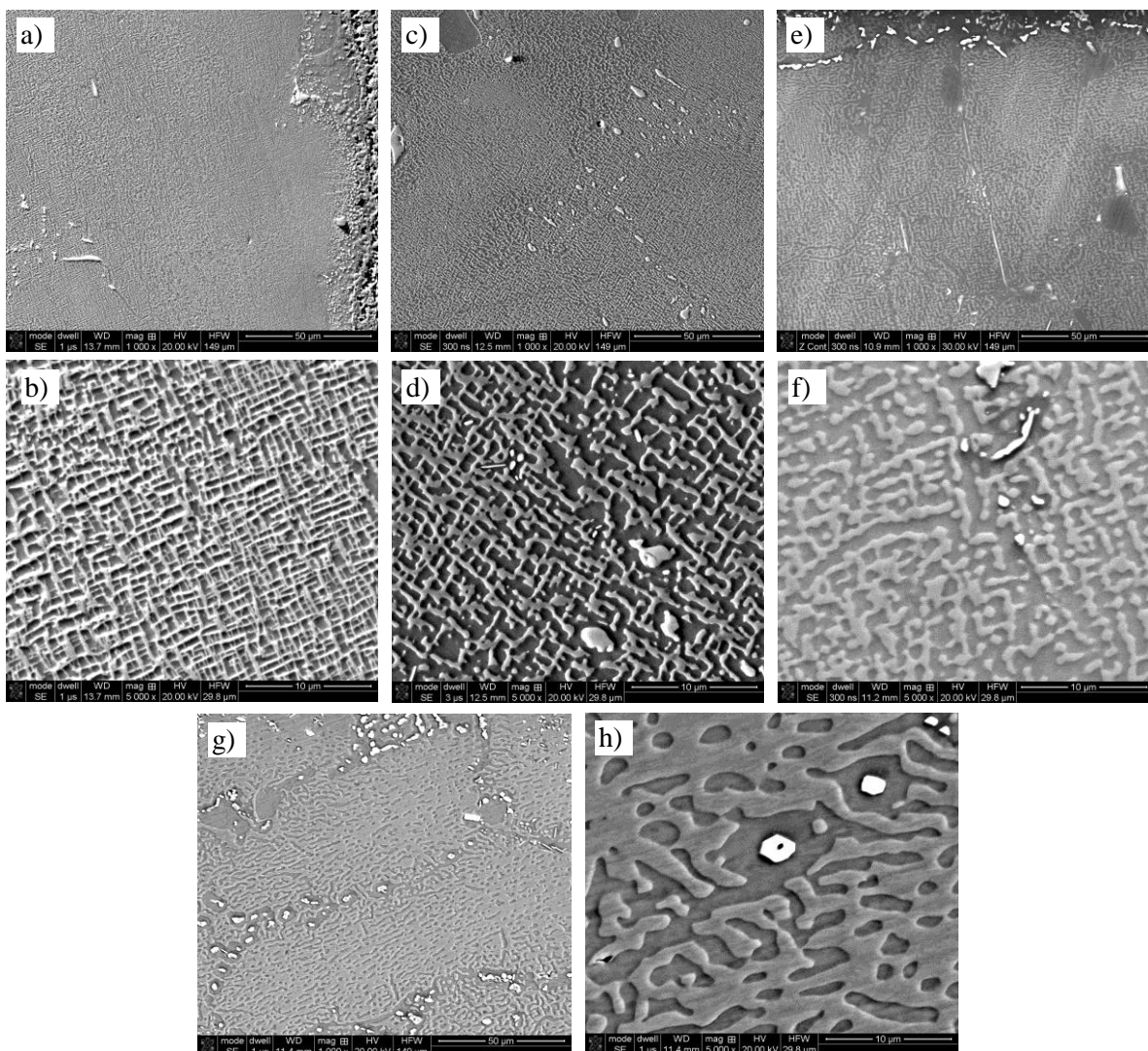
### 3. Wpływ podwyższonej temperatury pracy na degradację łopatek chłodzonych z nadstopu typu ŻS 32

Badaniami objęto łopatki odlewane z niklowo kobaltowego nadstopu typu ŻS 32. Zawartość podstawowych składników stopowych przedstawiono w tabeli 2.

Tabela 2. Zestawienie podstawowego składu chemicznego nadstopu typu ŻS 32 (% masy)

Ni	Al	Cr	Co	Nb	Mo	Ta	W	Re
62,4	6,1	5,1	10,8	1,3	1,2	1,2	8,4	3,0

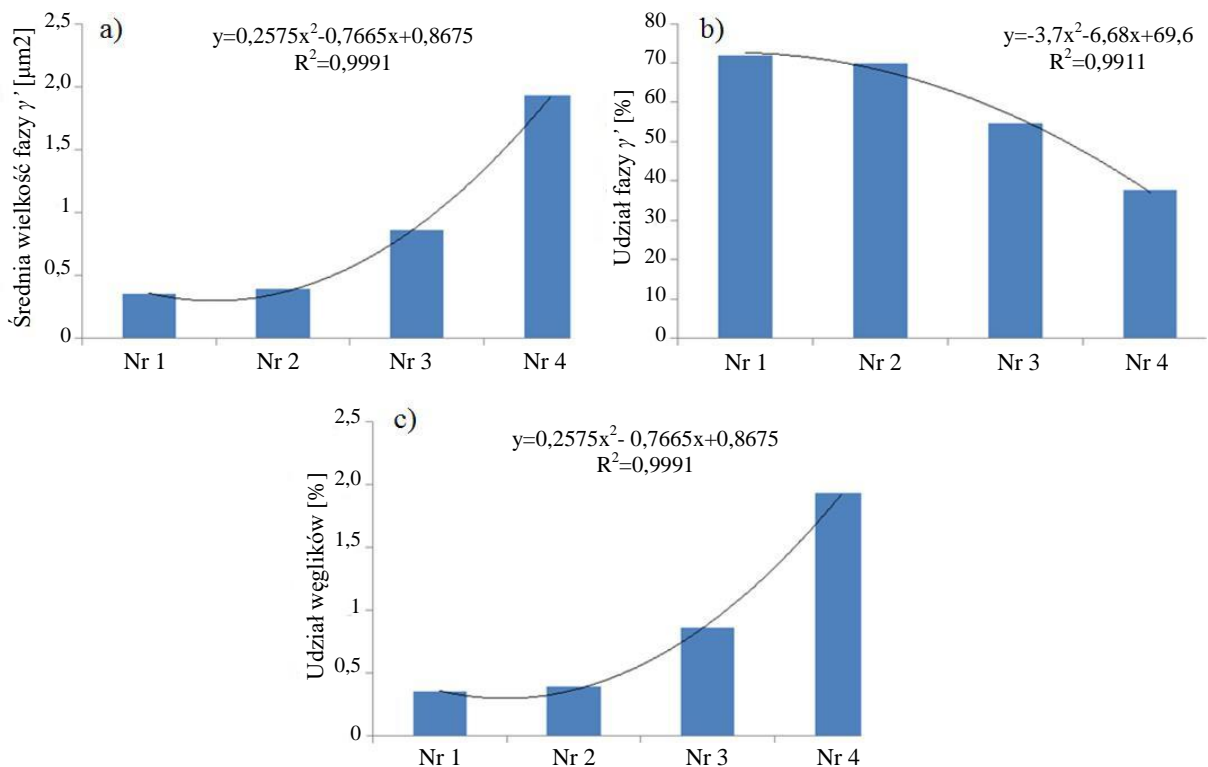
Do badań przyjęto łopatki wirnika turbiny nowe oraz po coraz dłuższym czasie eksploatacji. Łopatki zostały przedwcześnie wybudowane z turbiny z powodu ich przegrzania. W celu określenia wpływu podwyższonej temperatury w trakcie eksploatacji na degradację mikrostruktury nadstopu ŻS 32, przeprowadzono badania metalograficzne.



Rys. 7. Wpływ podwyższonej temperatury na zmiany morfologii w przekroju poprzecznym krawędzi natarcia: a, b) łopatka nowa Nr 1; c, d) łopatka po najkrótszym czasie eksploatacji Nr 2; e, f) łopatka po średnim czasie eksploatacji Nr 3; g, h) łopatka po najdłuższym czasie eksploatacji Nr 4

Na podstawie przeprowadzonych obserwacji strukturalnych wykonanych przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowy Quanta 3D FEG stwierdzono, bardzo wyraźny wpływ podwyższonej temperatury na degradację mikrostruktury analizowanych łopatek wykonanych z nadstopu typu ŻS 32. Mikrostruktura badanych łopatek składa się przede wszystkim z fazy  $\gamma$  i  $\gamma'$  oraz węglików. Stwierdzono, że wraz z podwyższeniem temperatury pracy oraz czasu eksploatacji następują wyraźne zmiany mikrostrukturalne (Rys. 7). Zaobserwowano między innymi znaczące zmiany morfologii fazy umacniającej  $\gamma'$ . W łopatie nowej cząsteczki fazy  $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) mają kształt sześcienny (kubiczny). W wyniku oddziaływania podwyższonej temperatury następuje zmiana ich kształtu z kubicznego (Rys.7 a i b) do prostopadłościennego (Rys.7c-f) aby w najwyższej temperaturze przyjąć kształt owalny (Rys.7g i h).

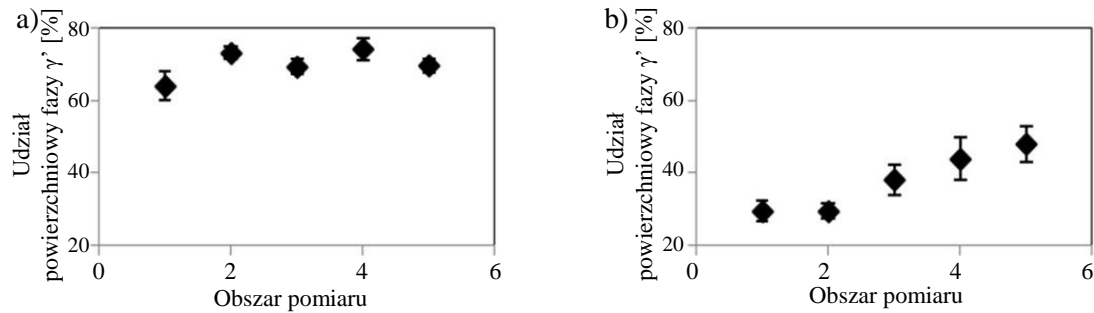
Zaobserwowane zmiany związane są z rozrostem umacniającej fazy  $\gamma'$  oraz spadkiem jej udziału (Rys. 8a). W przypadku łopatki nowej średnia wielkość cząstek fazy  $\gamma'$  wynosi około  $0,3\mu\text{m}$ . W wyniku oddziaływania podwyższonej temperatury oraz czynników eksploatacyjnych wartość ta wzrasta do poziomu  $2\mu\text{m}$ . Odnotowana tendencja ma również znaczące przełożenie na zmiany udziału powierzchniowego opisywanej fazy umacniającej  $\gamma'$ . Zaobserwowano, że udział powierzchniowy fazy  $\gamma'$  zmniejsza się z poziomu 70% dla łopatki nowej do poziomu 35% dla łopatki eksploatowanej w najwyższej temperaturze (Rys. 8b). Zaobserwowane zmiany morfologiczne fazy umacniającej  $\gamma'$  w wyniku oddziaływania podwyższonej temperatury, są niewielkie natomiast występuje jej wpływ na udział powierzchniowy węglików (Rys. 8c).



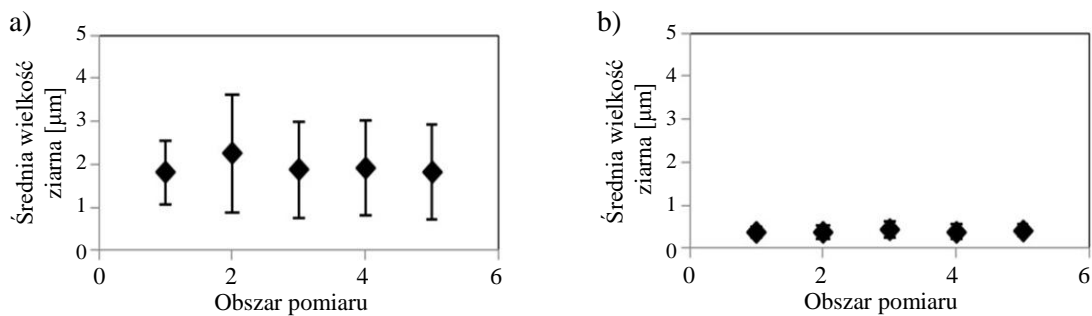
Rys. 8. Wpływ podwyższonej temperatury na zmiany: a) średniej wielkości fazy  $\gamma'$ , b) udziału powierzchniowego fazy  $\gamma'$ , c) udziału powierzchniowego węglików

Udział powierzchniowy węglików we wszystkich obserwowanych łopatkach kształtuje się na poziomie 2-2,5% udziału powierzchniowego. Dodatkowo również nie odnotowano istotnych zmian w morfologii obserwowanych węglików. Stwierdzono natomiast

wyraźny wpływ podwyższonej temperatury i czasu eksploatacji badanych łopatek na udział powierzchniowy fazy  $\gamma'$  w poszczególnych strefach na przekroju poprzecznym badanych łopatek (Rys. 9). W przypadku łopatki narażonej na oddziaływanie najwyższej temperatury i najdłuższego czasu eksploatacji Nr 4, stwierdzono, mierząc udział powierzchniowy opisywanej fazy od krawędzi natarcia w głąb łopatki, że przy samej powierzchni jest on najmniejszy (30%). W głębi tej łopatki udział opisywanej fazy wzrasta do poziomu około 50%. Nie zaobserwowano natomiast wpływu stwierdzonej tendencji na zmiany wielkości cząstek fazy  $\gamma'$ , w analogicznych obszarach obserwowanych na przekrojach poprzecznych pozostałych łopatek (Rys. 10).



Rys. 9. Udział powierzchniowy umacniającej fazy  $\gamma'$  w głąb krawędzi natarcia: a) łopatka Nr 2, b) łopatka Nr 4



Rys. 10. Wielkość ziaren umacniającej fazy  $\gamma'$  w głąb krawędzi natarcia: a) łopatka Nr 2, b) łopatka Nr 4

#### 4. Podsumowanie

Na podstawie przedstawionych wyników badań można stwierdzić, że zarówno w przypadku łopatek nowych, jak i tych eksploatowanych poddanych oddziaływaniu podwyższonej temperatury dochodzi do zmian mikrostruktury materiału łopatek. Decydującymi czynnikami w przypadku eksperymentu z nowymi łopatkami EI-867 jest temperatura wysoka oraz czas jej oddziaływania. Czas wygrzewania który w badaniu oddziaływania wysokiej temperatury na materiał łopatki wynosił 1h, dla stałej temperatury, tj. 1223 K; w tym czasie nastąpił gwałtowny wzrost wielkości cząstek fazy  $\gamma'$ . Dodatkowym argumentem przemawiającym za takim wyborem jest czas zadania lotniczego w warunkach eksploatacji dla przyjętego typu silnika odrzutowego, wynoszący także około 1h. Natomiast dobrane wartości temperatury wygrzewania łopatek związane są również z zakresem temperatury, jaka występuje w trakcie normalnej oraz awaryjnej pracy łopatek wirnika w eksploatacji. Temperatura strumienia czynnika roboczego (spalin) na wyjściu z komory spalania lotniczego silnika odrzutowego ze względu na ograniczenia wynikające z cieplnych i chemicznych charakterystyk materiałów, użytych na pełne, niechłodzone łopatki turbiny,

powinna mieścić się w przedziale 1173-1223 K, znajduje to potwierdzenie w literaturze [17]. Morfologia fazy  $\gamma'$  wskazuje, że po przekroczeniu temperatury 1223 K stop EI - 867 WD ulega przegrzaniu, a badana łopatka nie może być uznana za przydatną do dalszej eksploatacji. Uzyskane obrazy mikrostruktury stopu EI - 867 WD poddanego oddziaływaniu coraz wyższej temperatury mogą stanowić podstawę do oceny stopnia przegrzania łopatek turbiny gazowej.

W przypadku łopatek eksploatowanych (o różnym stanie technicznym) oprócz wysokiej temperatury niestabilnej w czasie oraz czasu użytkowania, dochodzi jeszcze jeden bardzo istotny czynnik, tj. agresywność spalin. W wyniku przeprowadzonych badań łopatek eksploatowanych stwierdza się, że pod wpływem oddziaływania podwyższonej temperatury niekorzystnie zmienia się skład chemiczny, morfologia i rozmieszczenie w strukturze materiału łopatki umacniającej fazy  $\gamma'$ . Morfologia cząsteczek fazy  $\gamma'$  zależy od znaku naprężenia mechanicznego. Naprężenie rozciągające, występujące poosiowo łopatki w trakcie obracania się wirnika turbiny, sprzyja rozrostowi fazy  $\gamma'$  w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku naprężenia. Wskutek tego z pierwotnego kształtu kuboidalnego tworzą się płytki których szersze ścianki usytuowane są prostopadle do kierunku naprężenia, a wąskie ścianki prostopadle do pozostałych kierunków sześcianu [9, 19]. Te niekorzystne zmiany mikrostruktury nadstopu wywierający decydujący wpływ na jego własności wytrzymałościowe. Rozrost fazy  $\gamma'$  prowadzi do koagulacji wydzielen, a zatem i do niekorzystnej zmiany jej kształtu. Ponadto zmniejsza się procentowy udział tej fazy w strukturze. Wskutek tego maleje żaroodporność i żarowytrzymałość nadstopu łopatek. Ten stan istotnie wpływa na trwałość łopatek i ma zasadniczy wpływ na przedwczesną naprawę główną turbiny gazowej. W przypadku samolotu wiąże się to z wyjściem samolotu z gotowości, wybudową silnika i przekazaniem go do naprawy głównej. Chociaż końcowym efektem są ogromne koszty związane z naprawą z powodu np. jednej przegrzanej łopatki turbiny. To jednak bezpieczeństwo lotów jest nadrzędną zasadą eksploatacji statków powietrznych.

## Literatura

1. Bojar Z., et al. Changes of microstructure of blades made of ŁK-4 alloy during long-term operation of aircraft turbine engine. Military University of Technology Bulletin 1988; 12: 51-64.
2. Błachnio J, Bogdan M, Kułaszka A. New non-destructive methods of diagnosing health of gas turbine blades. Advances in Gas Turbine Technology 2011: 465-498.
3. Błachnio J, Pawlak W. Damageability of gas turbine blades - evaluation of exhaust gas temperature in front of the turbine using a non-linear observer. Advances in gas turbine technology 2011: 435-464.
4. Błachnio J, Bogdan M. Ocena stanu łopatek turbiny gazowej na podstawie barwy ich powierzchni. Problemy badań i eksploatacji techniki lotniczej. Wydawnictwo Instytutu Technicznego Wojsk Lotniczych 2012; (8): 11-33.
5. Błachnio J, Spychała J, Pawlak W, Zasada D. The attempt to assess the technical condition of a gas turbine blade when information on its operating condition is limited. Journal of KONBIN 2014; 2(30): 75-86.



6. Błachnio J, Kułaszka A, Zasada D. Degradation of the gas turbine blade coating and its influence on the microstructure state of the superalloy. *Journal of KONES* 2015; 22(2): 17-24.
7. Ciszewski A, Chodorowski J. *Aviation materials science*. Warsaw Technical University, Warszawa, 2003.
8. Dubiel B. *Microstruktural changes during creep of single-crystalline nickel-base superalloys*. Kraków: University of Science and Technology Press, 2011.
9. Góral M, Swadźba L, Moskal G, Jarczyk G, Aguilard J. Diffusion aluminide coatings for TiAl intermetallic turbine blades. *Intermetallics* 2011; 19(5): 744-747.
10. Hernas A. *Creep resistance of steel and alloys*. Gliwice: Silesian Technical University, 1999.
11. Hodor K. *Gradient structure of surface layer of Ni- and Fe+Ni-based alloys*. Doctor's thesis. Kraków: Academy of Mining and Metallurgy, 2002.
12. Kułaszka A, Giewoń J. Report No 28 and No 73. Warsaw: Air Force Institute of Technology, 2014.
13. Majka H, Sieniawski J. Research of kinetics and coagulation of  $\gamma'$  phase in nickel superalloy EI-867. *Archive of Materials Science* 1998; 4(4): 237-254.
14. Mikułowski B. *Heat and creep resistant alloys - superalloys*. Kraków: Editions Academy of Mining and Metallurgy, 1997.
15. Pawlak W, Błachnio J. On the need to maintain homogenous temperature field within the working agent at the intake of a jet engine turbine. *Journal of KONES* 2014; 21(1): 205-213.
16. Paton B. *Creep resistance of cast nickel alloys and protection thereof against oxidation*. Kiev: Naukowa Dumka, 1997.
17. Poznańska A. *Lifetime of aircraft engine blades made of EI-867 alloy upon aspect of non-uniform distortion and structural changes*. Doctor's thesis. Rzeszów Technical University, 2000.
18. Reed R. C. *The Superalloys. Fundamentals and applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
19. Scheibel J, White C, Yoo M. *Met. Trans.* 1985; 16A: 651.
20. Sieniawski J. *Criteria and methods of evaluation of materials for elements of aircraft turbine engines*. Technical University Rzeszów, 1995.
21. Swadźba L, Formanek B, Maciejny A. Corrosion damage and regeneration of aluminide coatings on aircraft turbine blades. *Materials Science and Engineering*. 1989; A121:407-412.

22. Tajra S, Otani R. The theory of high-temperature strength of materials. Metalurgija, Moskwa, 1986.