

Научная статья
УДК 620.178.3
DOI: 10.34759/vst-2023-2-99-105

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ В ВАКУУМЕ ДЛЯ ДИСКОВ ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ ИЗ ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП

Дмитрий Владимирович Немцев^{1✉}, Сергей Давидович Потапов², Максим Анатольевич Артамонов³

^{1,3} Опытное конструкторское бюро им. А. Люльки – филиал ПАО «ОДК-УМО»,
Москва, Россия

² Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова (ЦИАМ им. П.И. Баранова),
Москва, Россия

¹ dmitrij_n@inbox.ru ✉

² sdpotapov@ciam.ru

³ maxartamonov@gmail.com

Аннотация. В дисках ГТД, изготавливаемых из гранулируемых никелевых сплавов, возможно наличие внутренних дефектов металлургического характера. При циклических нагрузках от данных дефектов возможен рост трещины в условиях вакуума. В работе представлены конструкция специальных образцов и методика определения скорости роста трещины усталости в вакууме для гранулируемых никелевых сплавов. Проведено сравнение результатов испытаний образцов на скорость роста трещины усталости в вакууме с результатами испытаний в воздушной среде по количеству испытательных циклов нагружения и по результатам предварительных фрактографических исследований поверхностей изломов образцов. Результаты испытаний показали существенное снижение скорости роста трещины усталости в вакууме.

Ключевые слова: трещиностойкость дисков газотурбинного двигателя, скорость роста трещины усталости в вакууме, гранулируемый никелевый сплав ЭП741НП

Для цитирования: Немцев Д.В., Потапов С.Д., Артамонов М.А. Исследование циклической трещиностойкости в вакууме для дисков газотурбинного двигателя, изготавливаемых из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП // Вестник Московского авиационного института. 2023. Т. 30. № 2. С. 99–105. DOI: 10.34759/vst-2023-2-99-105

Original article

THE STUDY OF CYCLIC CRACK GROWTH RESISTANCE IN VACUUM FOR GAS TURBINE ENGINE DISKS MADE OF THE E741NP GRANULATED NICKEL ALLOY

Dmitrii V. Nemtsev^{1✉}, Sergei D. Potapov², Maksim A. Artamonov³

^{1,3} A. Lyulka Experimental Design Bureau – branch of “UEC-Ufa Engine-Building Production Association”,
Moscow, Russia

² Central Institute of Aviation Motors named after P.I. Baranov (CIAM),
Moscow, Russia

¹ dmitrij_n@inbox.ru ✉

² sdpotapov@ciam.ru

³ maxartamonov@gmail.com

Abstract

The technology of Ni-based granulated alloys has become widely spread for gas turbine engine disks manufacturing. This technology concedes the presence of internal defects of metallurgical nature. These defects may cause the crack growth under conditions of vacuum at cyclic loading. It is necessary to know the fatigue crack growth (FCG) rate in vacuum to assess the lifetime of the disks.

Special samples of cylindrical shape have been developed to solve this problem. A non-metallic defect is placed in the center of the working path of the samples, serving as a crack initiation source. The defect placement in the sample occurs

while the powder filling into the sample capsule. Cyclic fatigue tests are being conducted until the sample destruction.

The two types of samples are used, namely vented and unvented. The vented sample differs by the presence of a through axial hole, which serves for the air supplying to the crack tip and the growth rate testing in the air. The unvented sample is necessary for testing the crack fatigue growth rate in vacuum.

The fractures of the samples are being examined by the fractography. The search for and measurement of fatigue striation spacing and the crack growth fronts reconstruction are performed at this stage. The presence of fatigue striations indicates a stable period of crack growth. The width of the fatigue striation spacing corresponds to the crack growth in one loading cycle, i.e. the fatigue growth rate. Thee fatigue growth rate is necessary for plotting a crack kinetic diagram. The crack growth rate is necessary to build a relationship between the rate and stress intensity factors (SIF), which is being computed after the crack shape reconstruction by the finite element method.

The sample and the defect diameters are being selected so that elastic stresses prevail in the section with the crack at the given maximum load. The ANSYS software was employed for determining optimal sizes of the sample with the finite element method.

Cyclical test of the special samples from the EP741NP alloy at the constant maximum loading of the cycle and the temperature of 400°C were conducted. Maximum load in the cycle ensures nominal stresses in the section with the crack, which is 0.58 of the proportionality limit at the beginning of the tests.

The average number of cycles to failure for unvented samples is 12.7 times greater than for vented ones. This indicates a significantly slower crack growth rate in vacuum.

Preliminary fractographic analysis of the specimens surface fractures were performed. The areas of fatigue striations location were identified. Fatigue striations are being observed almost throughout the entire crack growth area for the vented samples. This indicates that the crack growth occurred by the stable growth mechanism. For the unvented samples, fatigue striations are located in a narrow zone near the boundary of stable-tearing crack growth region. In this case, the crack growth in vacuum occurred mainly at a low rate, corresponding to the unstable growth mechanism.

Simulation of the fronts of the cracks started based on the obtained data to determine the values of the stresses intensity factors ranges and plotting kinetic diagram of the crack growth rate in vacuum and in the air.

Keywords: crack growth resistance of gas turbine engine disks, fatigue crack growth rate in vacuum, powder Ni-based superalloy EP741NP granular nickel alloy

For citation: Nemtsev D.V., Potapov S.D., Artamonov M.A. The Study of Cyclic Crack Growth Resistance in Vacuum for Gas Turbine Engine Disks Made of the EP741NP Granulated Nickel Alloy. *Aerospace MAI Journal*, 2023, vol. 30, no. 2, pp. 99-105. DOI: 10.34759/vst-2023-2-99-105

Введение

При производстве дисков из никелевых сплавов для газотурбинного двигателя (ГТД) широко применяется технология получения заготовок методами гранульной металлургии. Диски, изготовленные по этой технологии, обладают такими преимуществами, как повышенные прочностные свойства и структурная однородность материала по сравнению с технологией деформирования слитка. Однако для деталей из гранулируемых сплавов характерно наличие дефектов структуры сплава, а именно инородных неметаллических включений, служащих очагами зарождения и развития усталостных трещин [1].

Диски ГТД в процессе эксплуатации подвергаются воздействию циклических и статических нагрузок при высоких температурах [2]. Наибольший вклад в накопление повреждения дисков вносит механизм малоциклового усталости (МЦУ).

Диски, разрушение которых или результаты этого разрушения могут привести к опасным последствиям [3], входят в перечень основных деталей (ОД) авиационных двигателей. В настоящее время в соответствии с требованиями нормативной документации ресурс ОД авиационных ГТД подтверждается на основе концепции безопасной долговечности (КБД) до появления трещины МЦУ и концепции безопасного развития дефекта (КБРД).

В КБРД используются подходы: детерминированный, согласно которому в самом неблагоприятном (по циклической долговечности) месте ОД располагается дефект максимально возможного размера, и вероятностный, согласно которому дефекты распределяются по всему объему ОД в соответствии с заранее определенной вероятностной характеристикой дефектности данного материала. Характеристика дефектности зависит от особенностей производства и размера гранул в заготовке ОД.

Для определения расчетной долговечности ОД при наличии в них дефектов необходимы характеристики трещиностойкости материала заготовок. Эти характеристики определяются на основе испытаний образцов на скорость роста трещины усталости (СРТУ).

Наличие в дисках, изготовленных с использованием гранульной технологии, не только поверхностных дефектов, трещины от которых развиваются при воздействии окружающей среды, но и внутренних дефектов, трещины от которых развиваются в условиях вакуума, указывает на необходимость получения характеристик СРТУ в разных средах [4].

Данные о снижении СРТУ в вакууме по сравнению с СРТУ в воздушной среде для различных материалов получены в многочисленных исследованиях. Такие исследования проведены для никелевых гранулируемых

сплавов Rene 95 и Wapaloy [5], RR1000 [6,7], Udimet 720LI [6, 8], N18 [6]. Во всех случаях проводились испытания на плоских образцах на внецентрированное растяжение [9, 10]. Для получения характеристик в вакууме используется специальная вакуумная камера, в которой размещается испытуемый образец.

Из-за отсутствия вакуумных камер в составе отечественных испытательных установок в настоящее время нет исследований по определению СРТУ в вакууме для отечественных гранулируемых никелевых сплавов.

Использование при расчетах зависимости долговечности ОД от внутренних дефектов свойств трещиностойкости, полученных в воздушной среде, может приводить к чрезмерно консервативным оценкам ресурса.

Специальные образцы для испытаний на СРТУ в вакууме

Для решения задачи определения характеристик СРТУ в вакууме без использования вакуумной камеры были разработаны специальные образцы, представленные на рис. 1 и 2 (концепция образцов предложена С.Д. Потаповым). Образцы имеют цилиндрическую форму, сходную с формой образцов, используемых для испытаний на малоцикловую усталость [11, 12], но отличаются наличием в центре рабочей части плоского неметаллического дефекта, расположенного перпендикулярно оси образца.

Данный дефект выполняет функцию, аналогичную надрезу в стандартных образцах. Внедренный дефект изготовлен из оксида алюминия, не вступающего во взаимодействие с материалом образца при его изготовлении и проведении испытаний. Так как образцы изготавливаются методом изостатического прессования гранулируемых сплавов, то данный дефект по-

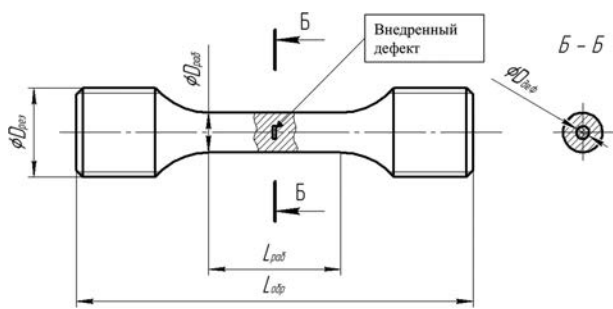


Рис. 1. Образец неventилируемый

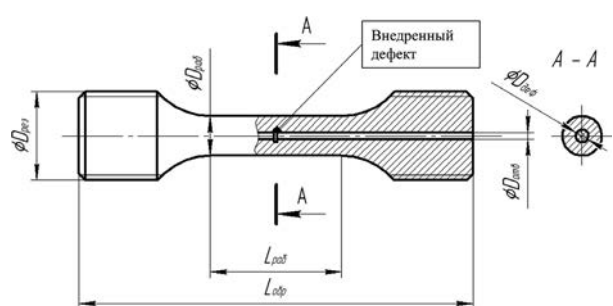


Рис. 2. Образец ventилируемый

зиционируется в образце на этапе засыпки порошка в капсульную оснастку.

Два типа специальных образцов – ventилируемый и неventилируемый – имеют длину и диаметр рабочей части $L_{раб}$ и $D_{раб}$, общую длину и посадочный диаметр резьбы $L_{обр}$ и $D_{рез}$. В центре рабочей части располагается начальный дефект диаметром $D_{деф}$. Отличием ventилируемого образца от неventилируемого является наличие сквозного осевого отверстия диаметром $D_{отв}$ для подвода воздушной среды к вершине трещины. Соответственно неventилируемый образец служит для получения характеристик СРТУ в вакууме, а ventилируемый – для получения характеристик СРТУ на воздухе.

При циклическом нагружении от нагрузки, направленной по оси образца, от внедренного дефекта развивается усталостная трещина. Испытания проводятся до разрушения образца. В дальнейшем, с помощью электронной микроскопии, исследуется поверхность излома образца, восстанавливаются фронты распространения трещины и производится поиск участков, на которых наблюдается формирование усталостных бороздок [13].

Ширина шага усталостных бороздок соответствует величине приращения длины трещины за один цикл нагружения Δl [14], т. е. dl/dN . Усталостные бороздки характеризуют период устойчивого роста трещины (рис. 3), описываемого уравнением Пэриса $dl/dN = C\Delta K_m$ [15–17], где C и m – коэффициенты, получаемые эмпирическим путем; $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ – размах коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) за один цикл нагружения. Получение КИН, необходимых для построения кинетической диаграммы, возможно с использованием реконструкции формы фронта трещины (при фрактографических исследованиях) и последующего моделирования методом конечных элементов (МКЭ) [18–20].

Диаметры образца и дефекта подбираются таким образом, чтобы при заданной максимальной нагрузке цикла нагружения в сечении с трещиной обеспечивалась величина номинальных напряжений $\sigma_{ном}$ меньше предела пропорциональности $\sigma_{пл}$ материала образца при температуре испытаний.

Для определения параметров образцов выполнялось моделирование с помощью МКЭ в программном комплексе ANSYS. Модель представлена на рис. 4. В данной задаче рассматриваются цилиндрическая

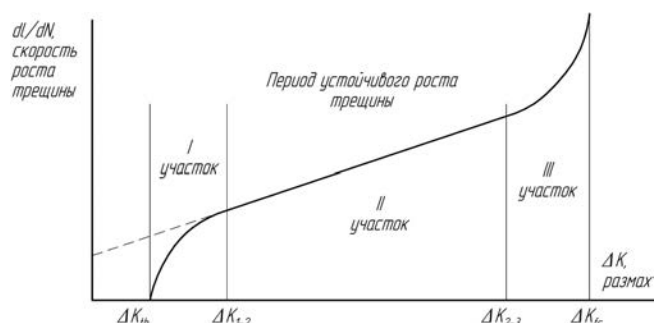


Рис. 3. Кинетическая диаграмма роста трещины

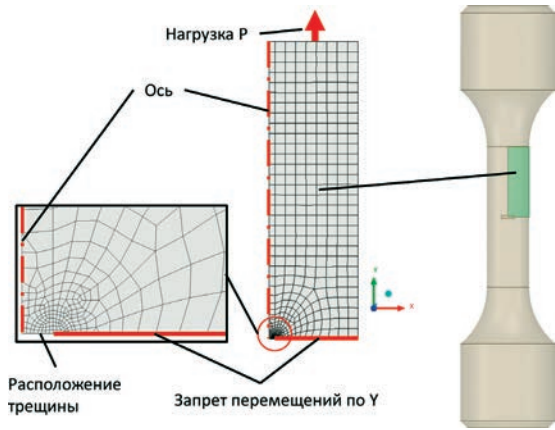


Рис. 4. Модель образца с трещиной

модель и рост трещины с геометрией фронта в виде окружности, поэтому в задаче используется двумерная осесимметричная постановка. Ось модели – по координате Y ; в плоскости распространения трещины установлен запрет на перемещения в осевом направлении по Y . В осевом направлении приложена нагрузка P . Расчет выполнялся для разных радиусов трещины.

На рис. 5 представлены относительные изменения номинальных напряжений и КИН с ростом трещины в образце. Как видно из представленной зависимости, до диаметра трещины в 0,65 от диаметра рабочей части образца в сечении с трещиной выполняется условие $\sigma_{ном} < \sigma_{пл}$. При этом конец устойчивого участка роста трещины по ΔK_{2-3} достигается при диаметре трещины в 0,8 от диаметра образца. При отношении диаметра внедренного дефекта к диаметру рабочей части, равного 0,3, рост трещины до достижения ΔK_{2-3} происходит на протяжении 0,46 от диаметра образца (рис. 6).

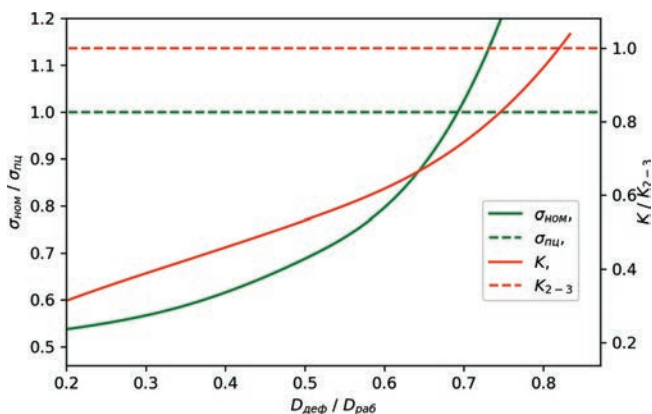


Рис. 5. Изменение номинальных напряжений и КИН с ростом трещины в образце

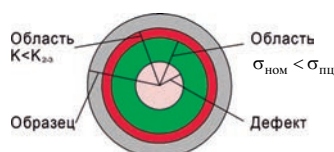


Рис. 6. Сечение образца в месте развития трещины

Результаты испытаний

Циклические испытания образцов из сплава ЭП741НП выполнялись на испытательной машине Amsler 300 в мягком цикле нагружения при постоянной максимальной нагрузке цикла, коэффициенте асимметрии 0,1, частоте нагружения 90 Гц и температуре испытаний 400°C. Максимальная нагрузка в цикле в начале испытаний обеспечивает номинальные напряжения в сечении с трещиной, составляющие 0,58 от предела пропорциональности. Испытания проводились до разрушения образцов.

На рис. 7 представлены данные о количестве циклов до разрушения вентилируемых и невентилируемых образцов. Среднее число циклов до разрушения для невентилируемых образцов в 12,7 раз больше, чем для вентилируемых, что указывает на значительно более медленное развитие трещины в вакууме.

На рис. 8 и 9 приведен вид поверхностей изломов образцов, полученных на электронном микроскопе. Выделены следующие области: 1 – область, где



Рис. 7. Количество циклов до разрушения

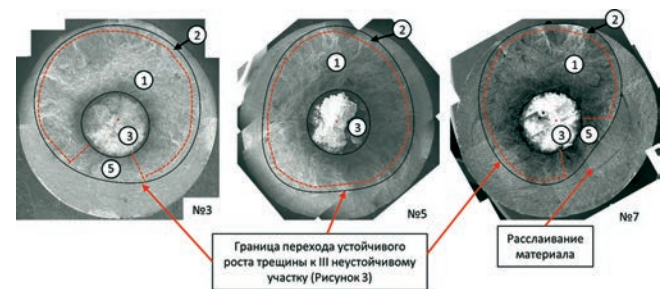


Рис. 8. Поверхности излома невентилируемых образцов

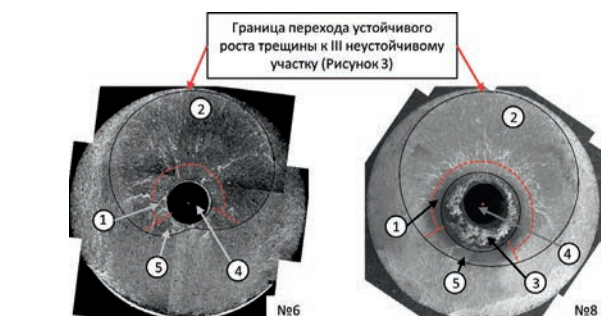


Рис. 9. Поверхности излома вентилируемых образцов

усталостные бороздки отсутствуют; 2 – область, где наблюдаются усталостные бороздки; 3 – внедренный дефект; 4 – сквозное отверстие; 5 – область, где фрактографические исследования не проводились. Для вентилируемых образцов (рис. 9) формирование усталостных бороздок наблюдается практически по всей площади распространения трещины, кроме участка вблизи дефекта; это свидетельствует о том, что рост трещины происходил преимущественно (практически от зоны зарождения трещины) по механизму устойчивого роста (см. рис. 3, участок II). Формирование усталостных бороздок в невентилируемых образцах (рис. 8) наблюдается в узкой зоне только на границе перехода усталостной трещины к неустойчивому росту (к участку III на рис. 3), это доказывает, что рост трещины происходил преимущественно при низких СРТУ, соответствующих механизму неустойчивого роста трещины (участок I на рис. 3).

Для всех образцов наблюдается отсутствие симметрии формы трещины относительно центра образца, что связано с наличием изгиба образцов при проведении испытаний. Изгиб возник из-за того, что в испытательной машине при установке крупногабаритных образцов пришлось убрать систему компенсации перекоса. Для возможности учета величины изгиба в последующей обработке результатов испытаний перед началом испытаний была определена величина изгиба для каждого образца под нагрузкой в испытательной машине с помощью восьми тензодатчиков, расположенных в двух сечениях по оси рабочей части образца с шагом 90° по окружности. Для образцов № 3, 6, 8 разница в напряжениях между противоположно расположенными тензодатчиками достигает 20%, тогда как для образцов № 5 и 7 максимальная разница составляет 4%. Как видно из рис. 8, трещина в образце № 5 имеет наиболее близкую к симметрии форму по сравнению с остальными образцами. Форма трещины в образце № 7 обусловлена расслаиванием материала, возникшим на этапе изготовления образца.

На вентилируемом образце № 6 рост трещины произошел не от дефекта, а от сквозного отверстия. Разрушение образца № 6 не от керамического дефекта обусловлено образованием концентратора напряжений на поверхности сквозного отверстия, изготавливаемого методом электроискрового прожига. Число циклов до разрушения для вентилируемого образца № 6 в два раза больше, чем для вентилируемого образца № 8, что связано с меньшим начальным размером трещины в образце № 6.

Следует отметить, что в образце № 6 зарождение трещины произошло от сквозного отверстия, имеющего существенно меньший диаметр по сравнению с диаметром закладываемого дефекта. Но несмотря на это число циклов до разрушения образца № 6 в 9,4 раз меньше, чем среднее количество циклов до разрушения невентилируемых образцов, началом разрушения в которых во всех случаях послужил заложенный в рабочей части дефект, что также косвенно свидетельствует о существенно большей СРТУ на воздухе, чем в вакууме.

На основе полученных данных начато моделирование в программном комплексе ANSYS фронтов трещин, полученных при испытаниях, с целью определения значений размахов КИН и построения кинетических диаграмм СРТУ в вакууме и на воздухе.

Выводы

1. Разработана методика определения скорости роста трещины усталости в вакууме для гранулированных никелевых сплавов без использования вакуумной камеры. Разработана конструкция специальных образцов с внедренным дефектом, геометрические параметры которых обеспечивают продолжительный рост трещины в области упругих номинальных напряжений в сечении с трещиной, позволяющих получать характеристики трещиностойкости в вакууме и в воздушной среде.

2. Проведены испытания образцов из сплава ЭП741НП двух типов – вентилируемых и невентилируемых. По результатам испытаний среднее число циклов до разрушения для невентилируемых образцов в 12,7 раз больше, чем для вентилируемых, что указывает на значительно более медленное развитие трещины в вакууме.

3. Проведены предварительные фрактографические исследования изломов образцов. Определены участки расположения усталостных бороздок, характеризующих устойчивый период роста трещины. Для вентилируемых образцов усталостные бороздки наблюдаются практически по всей площади развития трещины, кроме участка вблизи дефекта. Это свидетельствует о том, что рост трещины происходил преимущественно (практически от зоны зарождения трещины) по механизму устойчивого роста (участок II на рис. 3). Для невентилируемых образцов усталостные бороздки расположены в узкой зоне только вблизи границы перехода усталостной трещины к неустойчивому росту (к участку III на рис. 3), т. е. рост трещины в вакууме происходил преимущественно при низких СРТУ, соответствующих механизму неустойчивого роста трещины (участок I на рис. 3).

Список источников

1. Волков А.М., Востриков А.В. Сопротивление гранулированных ропрочных никелевых сплавов разрушению при малоциклового усталости (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № S1(43). С. 74–79. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-74-79
2. Гогаев Г.П., Немцев Д.В. Исследование влияния полетных условий на повреждаемость диска турбины высокого давления высокоманевренного летательного аппарата // *Вестник Московского авиационного института*. 2019. Т. 26. № 1. С. 134–142.
3. Авиационные правила. Ч. 33. Нормы летной годности двигателей воздушных судов. – М.: Авиаиздат, 2012. – 33 с.
4. Школьник Л.М. Скорость роста трещин и живучесть металла. – М.: Металлургия, 1973. – 216 с.
5. Gayda J., Gabb T.P., Miner R.V. Fatigue Crack Propagation of

- Nickel-Base Superalloys at 650°C. NASA Technical Memorandum 87150, 1985.
6. Everitt E., Starink M.J., Reed P.A.S. Temperature and Dwell Dependence of Fatigue Crack Propagation in Various Heat Treated Turbine Disc Alloys // 11th International Symposium on Superalloys (14-18 September 2008; Champion, Pennsylvania, USA), pp. 741-750.
 7. Hunt D.W., Skelton D.K., Knowles D.M. Microstructural Stability and Crack Growth Behaviour of a Polycrystalline Nickel-Base Superalloy // 9th International Symposium on Superalloys (17-21 September 2000; Champion, Pennsylvania, USA), pp. 795-802. DOI: 10.7449/2000/Superalloys_2000_795_802
 8. Hide N.J., Henderson M.B., Reed P.A.S. Effects of Grain and Precipitate Size Variation on Creep-Fatigue Behaviour of Udimet 720LI in Both Air and Vacuum // 9th International Symposium on Superalloys (17-21 September 2000; Champion, Pennsylvania, USA), pp. 495-503. DOI: 10.7449/2000/Superalloys_2000_495_503
 9. ОСТ 1 92127-90. Металлы. Метод определения скорости роста усталостной трещины при испытании с постоянной амплитудой нагрузки. – М.: НПО «ВИАМ», 1991. – 59 с.
 10. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. URL: <https://www.astm.org/standards/e647>
 11. ГОСТ 25.502-79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – М.: Изд-во стандартов, 1991. – 25 с.
 12. ASTM E606/E606M. Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing. URL: https://www.astm.org/e0606_e0606m-21.html
 13. Немцев Д.В., Артамонов М.А. Основанная на вейвлет-преобразовании методика для автоматизированного определения шага усталостных бороздок образцов, испытанных на МЦУ // Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКоМ – 2022): сборник трудов VI Международной научно-технической конференции (27–29 октября 2020; Москва). – М.: ИМАШ РАН, 2022. С. 265–268.
 14. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. – Уфа: Монография, 2003. – 802 с.
 15. Schijve J. Fatigue of Structures and Materials. - Second Edition. – Springer, 2009. - 622 p. DOI: 10.1007/978-1-4020-6808-9
 16. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Наука, 1985. – 504 с.
 17. Потанов С.Д., Перепелица Д.Д. Способ обработки результатов испытаний образцов на скорость роста трещины при постоянной амплитуде нагружения // Вестник Московского авиационного института. 2012. Т. 19. № 2. С. 94–100.
 18. Артамонов М.А., Немцев Д.В., Меденцов В.Э., Соловьев В.С. Исследование испытанных на малоцикловую усталость цилиндрических образцов из никелевого сплава ЭП741НП для определения параметров Периса и периода зарождения трещины // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. 2019. № 56. С. 103–113. DOI: 10.15593/2224-9982/2019.56.09
 19. Artamonov M.A., Nemtsev D.V., Medentsov V.E., Solovyev V.S. The Influence of Temperature and Stress Cycle Asymmetry at Fatigue Cracks Initiation and Propagation in Cylindrical Specimens of Ni-based Alloy EP741NP // Procedia Structural Integrity. 2019. Vol. 23, pp. 257-262. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.01.096
 20. Морозов Е.М. ANSYS в руках инженера. Механика разрушения. – М.: Ленанд, 2010. – 456 с.

References

1. Volkov A.M., Vostrikov A.V. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2016, no. S1(43), pp. 74-79. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-74-79
2. Gogaev G.P., Nemtsev D.V. The study of flight conditions impact on high-pressure turbine disk damaging of the highly maneuverable aircraft. *Aerospace MAI Journal*, 2019, vol. 26, no 1, pp. 134-142.
3. *Aviatsionnye pravila. Chast' 33. Normy letnoi godnosti dvigatelei vozdushnykh sudov* (Interstate Aviation Committee. Civil Aviation Safety Regulations. Part 33. Airworthiness standards of aircraft engines), Moscow, Aviaizdat, 2012, 86 p.
4. Shkol'nik L.M. *Skorost' rosta treshchin i zhivuchest' metalla* (Crack growth rate and durability of metal), Moscow, Metallurgiya, 1973, 216 p.
5. Gayda J., Gabb T.P., Miner R.V. *Fatigue Crack Propagation of Nickel-Base Superalloys at 650°C*. NASA Technical Memorandum 87150, 1985.
6. Everitt E., Starink M.J., Reed P.A.S. Temperature and Dwell Dependence of Fatigue Crack Propagation in Various Heat Treated Turbine Disc Alloys. *11th International Symposium on Superalloys (14-18 September 2008; Champion, Pennsylvania, USA)*, pp. 741-750.
7. Hunt D.W., Skelton D.K., Knowles D.M. Microstructural Stability and Crack Growth Behaviour of a Polycrystalline Nickel-Base Superalloy. *9th International Symposium on Superalloys (17-21 September 2000; Champion, Pennsylvania, USA)*, pp. 795-802. DOI: 10.7449/2000/Superalloys_2000_795_802
8. Hide N.J., Henderson M.B., Reed P.A.S. Effects of Grain and Precipitate Size Variation on Creep-Fatigue Behaviour of Udimet 720LI in Both Air and Vacuum. *9th International Symposium on Superalloys (17-21 September 2000; Champion, Pennsylvania, USA)*, pp. 495-503. DOI: 10.7449/2000/Superalloys_2000_495_503
9. *Metally. Metod opredeleniya skorosti rosta ustalostnoi treshchiny pri ispytanii s postoyannoi amplitudoi nagruzki. OST 1 92127-90* (Metals. A method for determining the rate of fatigue crack growth during a test with a constant load amplitude. Industry Standard 1 92127-90), Moscow, NGO "VIAM", 1991, 59 p.
10. *ASTM E647. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. URL: <https://www.astm.org/standards/e647>
11. *Raschety i ispytaniya na prochnost' v mashinostroenii. Metody mekhanicheskikh ispytaniy metallov. Metody ispytaniy na ustalost'. GOST 25.502-79* (Strength analysis and testing in machine building. Methods of metals mechanical testing. Methods of fatigue testing, State Standard 25.502-79), Moscow, Standarty, 1991, 25 p.
12. *ASTM E606/E606M. Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing*. URL: https://www.astm.org/e0606_e0606m-21.html
13. Nemtsev D.V., Artamonov M.A. *Materialy VI Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii "Zhivuchest' i konstruktionsnoe materialovedenie" (27-29 October 2020; Moscow)*, Moscow, IMASh RAN, 2022, pp. 265-268.
14. Shanyavskii A.A. *Bezopasnoe ustalostnoe razrushenie elementov aviakonstruktii* (Safe fatigue failure of aircraft structural elements), Ufa, Monografiya, 2003, 802 p.

15. Schijve J. *Fatigue of Structures and Materials. Second Edition*, Springer, 2009, 622 p. DOI: 10.1007/978-1-4020-6808-9
16. Parton V.Z., Morozov E.M. *Mekhanika uprugoplasticheskogo razrusheniya* (Elastoplastic fracture mechanics), 2nd ed. Moscow, Nauka, 1985, 504 p.
17. Potapov S.D., Perepelitsa D.D. Method of processing results of tests for sample on crack growth rate at test with constant amplitude loading. *Aerospace MAI Journal*, 2012, vol. 19, no. 2, pp. 94-100.
18. Artamonov M.A., Nemtsev D.V., Medentsov V.E., Solov'ev V.S. *Vestnik PNIPU. Aerokosmicheskaya tekhnika*, 2019, no. 56, pp. 103-113. DOI: 10.15593/2224-9982/2019.56.09
19. Artamonov M.A., Nemtsev D.V., Medentsov V.E., Solovyev V.S. The Influence of Temperature and Stress Cycle Asymmetry at Fatigue Cracks Initiation and Propagation in Cylindrical Specimens of Ni-based Alloy EP741NP. *Procedia Structural Integrity*, 2019, vol. 23, pp. 257-262. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.01.096
20. Morozov E.M. *ANSYS v rukakh inzhenera. Mekhanika razrusheniya* (ANSYS for engineers. Mechanics of fracture), Moscow, Lenand, 2010, 456 p.

Статья поступила в редакцию 03.04.2023; одобрена после рецензирования 11.04.2023; принята к публикации 17.04.2023.

The article was submitted on 03.04.2023; approved after reviewing on 11.04.2023; accepted for publication on 17.04.2023.