

Металлургия и материаловедение

УДК 621.438-226.2:678:539.4

DOI:

В.Е. Низовцев, О.Б. Сильченко,
М.В. Силуянова, А.А. Корнилов, Б. Мыктыбеков

НЕКОТОРЫЕ МОДЕЛИ ОЦЕНКИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПОР

Рассмотрено применение вероятностных моделей деформирования и разрушения композиционных материалов с хрупкой матрицей с учетом макродеформаций для квазиоднородного материала с микронеоднородностью. Для оценки эффективности предложенных моделей деформирования и разрушения хрупкого керамического материала и отработки методики на примере лопатки турбины

высокого давления малоразмерного газотурбинного двигателя решена контактная задача.

Ключевые слова: вероятностная модель деформирования, керамические композиционные материалы, контактная задача, напряженно-деформированное состояние, технологические поры.

V.Z. Nizovtsev, O.B. Silchenko, M.V. Siluyanova, A.A. Kornilov, B. Myktybekov

SOME MODELS OF CERAMIC COMPOSITE MATERIALS STRESS-STRAIN STATE ASSESSMENT TAKING INTO ACCOUNT TECHNOLOGICAL PORES

Composite materials with a brittle matrix are of interest not only as a matrix material, but also as an independent structural material. The technology of manufacturing these materials introduces imperfections in the form of pores which affect the character of parts deformation at the early stages of operation. That is why in the paper there are offered simulators taking into account the peculiarities of these materials and their impact upon product working capacity is assessed. The process of a slow crack growth (SCG) in porous matrix materials with natural heterogeneities at

special ways of loading for the development of methods to define short-term and long-term strength of parts made of matrix material is described. In the paper there are used contact problems for the investigation of ceramic blades for high-temperature turbines. Complex conditions of such blades loading create prerequisites for simulators use which are analyzed in the paper taking into account material porosity.

Key words: probabilistic model of deformation, ceramic composite materials, contact problem, stress-strain state, technological pores.

Введение

В настоящее время идет интенсивное освоение композиционных материалов с хрупкой матрицей, в которых в качестве материала матрицы используются стекло-керамика, керамика, интерметаллиды и др. материалы. Некоторые интерметаллиды представляют интерес не только в качестве матричного материала в различных композициях, но и как самостоятельный конструкционный материал.

Одними из основных особенностей этих материалов являются присущие им хрупкость и неприемлемый для конструкторов разброс механической прочности материала (модуль Вейбулла порядка 5–7), обусловленный прежде всего качеством

используемого сырья и принятой технологией изготовления, в частности недостаточной её отработанностью. В результате в изделиях из этих материалов уже сразу после их изготовления можно обнаружить несовершенства в виде пор, которые сказываются на характере их деформирования на самых ранних стадиях эксплуатации.

В связи с этим чрезвычайно актуальна разработка математических моделей, каким-то образом учитывающих данные особенности хрупких материалов, для оценки их влияния на работоспособность изделия. Одним из недостаточно изученных и описанных эффектов при использовании этих материалов при высоких тем-

пературах является их медленное разрушение, медленный рост трещины или внутренних повреждений, который длится до тех пор, пока магистральная трещина не достигнет своего критического размера. Как только её размеры достигают критической величины, происходит катастрофически быстрое разрушение детали. Поэтому чрезвычайно важно по возможности точно описать процесс медленного роста трещины (МРТ) в хрупких материалах с естественными неоднородностями (пористость, несовершенство, инородные включения и т.д.) при специальных способах нагружения для разработки приемлемых методов предсказания кратковременной и длительной прочности деталей из них.

Наконец, так же как и монолитный материал, композиционные материалы на хрупких матрицах (керамические компо-

зиционные материалы, интерметаллидные композиционные материалы, композиционные материалы на основе хромовых матриц и т.д.) отличаются тем, что в материале матрицы всегда присутствуют поры и/или инородные включения, технологические несовершенства. Распределение пор и инородных включений, а также рост пористости в процессе деформирования определяют упругие характеристики материала матрицы. В связи с этим при аналитическом предсказании характеристик композиционных материалов необходимо учитывать указанные особенности и иметь в распоряжении более точные данные о характеристиках материала матрицы и сведения о росте трещин в нём, что может быть достигнуто применением различных вероятностных моделей.

Применение вероятностных моделей

Одними из наиболее актуальных задач применения вероятностных моделей служат контактные задачи. На данный момент активно ведутся исследования по разработке керамических лопаток для высокотемпературных турбин. Сложные условия нагружения таких лопаток требуют разработки математической модели, позволяющей достаточно точно определять все механические и упругие свойства ор-

тотропных керамических композиционных материалов.

Во многих исследованиях полагают, что материал матрицы является изотропным и упругим и поэтому обобщенный закон Гука пригоден для описания его поведения при температурных и механических воздействиях. В этом случае обобщенный закон Гука удобно записать в следующем виде:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{K} + \alpha T, \quad \varepsilon_{ij} = \frac{s_{ij}}{2G}, \quad e_{ij} = \left(\frac{\sigma}{K} + \alpha T \right) \delta_{ij} + \frac{s_{ij}}{2G} \quad (i=1,2,3; j=1,2,3). \quad (1)$$

В выражениях (1) отдельно выделены части деформации, обусловленные гидростатическим давлением σ , температурными эффектами и, наконец, девиаторными составляющими напряжения s_{ij} . Две независимые постоянные K и G характеризуют упругое деформирование изотропной хрупкой матрицы. Температурное расширение характеризуется коэффициентом линейного расширения α . В приведенных соотношениях учитывается эффект влияния температуры на механические и физические характеристики материала матрицы. Действительно, характеристики материала предполагаются зависящими от

уровня температуры, т.е. $K = K(T)$, $G = G(T)$ и $\alpha = \alpha(T)$.

Кроме того, благодаря введенным параметрам ε_{ij} и e_{ij} соотношениями (1) учитывается влияние технологических остаточных напряжений $\sigma_{ij, res}$ и деформаций $\varepsilon_{ij, res}$ на начальном этапе деформирования.

Соотношения (1) могут быть использованы для оценки напряженно-деформированного состояния изделий из монолитной керамики. Однако, как было отмечено выше, уже на стадии изготовления материал матрицы может содержать дефекты в виде пор, инородных включений, технологических несовершенств. Это

обстоятельство было предметом многочисленных исследований [1 - 3].

В наших исследованиях зависимость между макронапряжениями $\langle \sigma_{ij} \rangle$ и макродеформациями $\langle \varepsilon_{ij} \rangle$ для квазиодно-

$$\Delta \langle \varepsilon \rangle = \Delta \langle \sigma \rangle / K^* + \alpha^* \Delta T, \quad \Delta \langle \varepsilon_{ij} \rangle = \Delta \langle s_{ij} \rangle / 2G^* \quad (2)$$

относительно среднего давления $\langle \sigma \rangle$, средней деформации $\langle \varepsilon \rangle$ и компонентов тензоров интенсивности напряжений $\langle s_{ij} \rangle$ и интенсивности деформаций $\langle \varepsilon_{ij} \rangle$. Здесь параметры K^* , G^* и α^* являются эффективными значениями объёмного модуля упругости, модуля сдвига и коэффициента линейного расширения изотропного материала с включениями, в частности, и изотропного упругопористого материала. Согласно теории изотропных двухфазных гранулированных композиционных материалов, эффективные характе-

$$\begin{aligned} G^* &= \langle G \rangle [1 - A(f, h)]; & K^* &= \langle K \rangle [1 - A(F, H)]; \\ A(x, y) &= p(1 - p)xy^2 / [1 + xy(1 - 2p) - x^2y^2(p(1 - p))]; & & \\ f &= 2(4 - 5\langle \nu \rangle) / [15(1 - \langle \nu \rangle)]; & h &= (G_{BK} - G) / \langle G \rangle; \\ F &= (1 + \langle \nu \rangle) / [3(1 - \langle \nu \rangle)]; & H &= (K_{BK} - K) / \langle K \rangle; & \langle X \rangle &= pX_{BK} + (1 - p)X. \end{aligned} \quad (3)$$

Здесь p – объёмное содержание инородных включений с характеристиками G_{BK} и K_{BK} ; G и K – характеристики бездефектной керамики; ν – коэффициент Пуассона.

$$\alpha^* = \alpha + (\alpha_{BK} - \alpha)\alpha_k;$$

$$E^* = 3G^* / (1 + G^* / K^*); \quad \nu^* = (1 - 2G^* / K^*) / [2(1 + G^* / K^*)].$$

Приведенные соотношения (3), (4) могут быть использованы также для оценки характеристик изотропного упругопористого тела с пористостью p . В этом случае следует принять, что соответст-

$$\begin{aligned} G^* &= \langle G \rangle [1 - A'(f)]; & K^* &= \langle K \rangle [1 - A'(F)]; & \alpha^* &= \alpha(K^* / K); \\ A'(x) &= px / [1 - p + x(1 - 2p) - x^2p]; & & & & \\ f &= 2(4 - 5\langle \nu \rangle) / [15(1 - \langle \nu \rangle)]; & F &= (1 + \langle \nu \rangle) / [3(1 - \langle \nu \rangle)]; & \langle X \rangle &= (1 - p)X. \end{aligned} \quad (5)$$

Таким образом, согласно теории изотропных упругопористых сред [см. соотношения (5)], эффективные модуль упругости E^* , модуль сдвига G^* и коэффициент Пуассона ν^* квазиизотропного кера-

материала матрицы с микроповреждениями или инородными включениями (с их объёмным содержанием p) записывается в приращениях

ристики (модуль упругости E^* , модуль сдвига G^* , объёмный модуль упругости K^* , коэффициент Пуассона ν^* , коэффициент линейного расширения α^* и др.) квазиоднородного материала матрицы можно найти через соответствующие характеристики составных частей и их объёмное содержание. Например, статистическими методами [1] установлено, что модуль сдвига G^* и объёмный модуль упругости K^* материалов с гранулированными включениями определяются из следующих соотношений:

Для определения коэффициента линейного расширения в материале с инородными включениями можно использовать соотношение [2]

$$\alpha_k = (K - K^*) / (K - K_{BK}). \quad (4)$$

Для определения коэффициента линейного расширения в материале с инородными включениями можно использовать соотношение [2]

вующие характеристики включения равны нулю, т. е. $G_{BK} = 0$, $K_{BK} = 0$, $\alpha_{BK} = 0$. Тогда соотношения (3), (4) преобразуются к виду

после некоторых простых преобразований можно записать в удобном для последую-

$$K^* = K(1-p)^2 / A_k; \quad A_k = 1 + p(K/G)(0,75 - G/K); \quad (6)$$

$$G^* = G(1-p)^2 / A_G; \quad A_G = 1 - p(0,75 - G/K) / (2,25 + 2K/G);$$

$$G = E/2(1+\nu); \quad K = E/(1-2\nu). \quad (7)$$

Здесь E , G , K и ν – модуль упругости, модуль сдвига, объёмный модуль упругости и коэффициент Пуассона монолитного керамического материала, не содержащего поры.

$$\langle \varepsilon \rangle = \langle \sigma \rangle / K^* + \alpha^* T, \quad \langle \varepsilon_{ij} \rangle = \langle s_{ij} \rangle / 2G^* \quad (8)$$

могут быть использованы для оценки напряженно-деформированного состояния изделий из монолитной керамики, содержащей заданные (неизменяющиеся) технологические несовершенства в виде пор, инородных включений. При этом должны быть использованы экспериментально полученные характеристики материала (G^* , K^* , α^*), соответствующие их средним значениям для принятого технологического процесса. Если используются расчетные характеристики материала (3)–(6), то они должны быть предварительно экспериментально подтверждены.

Появление и развитие повреждений в монолитной керамике исследовалось двумя методами: на основе энергетических подходов и на базе механики разрушения [5]. Особенностью результатов, полученных на основе этих подходов, является то, что развитие повреждений не зависит от размеров множества очагов поврежденностей [5], а определяется развитием одной из наиболее опасных трещин. В настоящих исследованиях анализ появления и развития повреждений в монолитной керамике проводится на основе методов механики упругопористых сред, разработанных М. Био [3], и статистически распределенных предельных деформаций.

При определенных нагрузках в наиболее слабых микрообъемах керамического материала могут иметь место микроразрушения, которые уменьшают несущую часть материала и ведут к перераспределению микронапряжений в окрестности повреждений. Если в керамическом материале нет поврежденности, размеры которой определяют несущую способность конст-

щих преобразований виде:

Приведенные соотношения (2), записанные не в приращениях, а в более удобной конечной форме

рукции в целом, то можно допустить, что в нём имеет место случайное начальное распределение субмикротрещин. Это условие, а также сложный характер распределения напряжений и деформаций в неоднородных средах позволяют моделировать единичные микроповреждения в керамическом материале квазисферическими порами [6]. В качестве условия появления единичного микроразрушения в точке хрупкой керамики в виде квазисферической поры принимается достижение в микрообъеме расчетной величиной главной деформации ε_1 максимально допустимого значения ε_B : $\varepsilon_1 = \varepsilon_B$.

Инвариантность используемого критерия разрушения относительно начальной поврежденности не даёт оснований принять какую-либо определенную ориентацию единичного микроразрушения, т.е. отдать предпочтение какой-нибудь иной форме микроповреждений, чем квазисферическая. Поэтому распределение единичных микроразрушений в керамическом материале принимается случайным, удовлетворяющим условиям статистической однородности и изотропии, что является основанием возможности применения механики упругопористых сред при описании поведения керамического материала на нелинейном участке деформирования.

Зависимость между приращениями макронапряжений $\langle \sigma_{ij} \rangle$ и макродеформаций $\langle \varepsilon_{ij} \rangle$ для квазиоднородного керамического материала с микроповреждениями, который характеризуется пористо-

стью p , описывается системой уравнений (2).

Наличие микроповреждений (пористости p) приводит к тому, что реальные значения компонент напряжений $\langle\langle \sigma_{ij} \rangle\rangle$

$$\begin{aligned} \langle\langle t_{ij} \rangle\rangle &= \langle t_{ij} \rangle / (1 - p); & \langle\langle \sigma \rangle\rangle &= \langle \sigma \rangle / (1 - p); \\ \langle\langle s_{ij} \rangle\rangle &= \langle s_{ij} \rangle / (1 - p); & \langle\langle s_i \rangle\rangle &= \langle s_i \rangle / (1 - p). \end{aligned} \quad (9)$$

Соотношения (9) являются средне-статистическими и реализуются, как правило, в условиях однородного напряженного состояния и однородного распределения повреждений. Зависимости (9) не учитывают реальной концентрации напряжений в окрестности наиболее опасной поврежденности. Они определяют среднюю концентрацию напряжений по среднестатистическому живому сечению материала. Некоторые результаты расчетных исследований характера распределения напряжений в окрестности случайно расположенных пор при растяжении тел призматической формы [8] показывают, что при достаточно равномерном распределении пор характер напряженности также является однородным. Взаимное влияние пор наблюдается только при достаточно близком их расположении. Поэтому в наших последующих построениях используется предположение, что все начальные повреждения в равной мере оказывают влияние

$$\langle \varepsilon_1 \rangle = \langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle / E^* = \langle \sigma_1 \rangle / E^* (1 - p) \geq \varepsilon_B. \quad (10)$$

Выполнение условия (10) приводит к развитию пор, повышению относительной пористости p рассматриваемой среды и, следовательно, к дальнейшим изменениям характеристик материала, в частности к повышению его податливости за счет снижения приведенного модуля упругости E^* .

Предполагается, что для материала с повреждениями параметр предельной прочности σ_B , соответствующий предельной деформации ε_B , является случайной функцией координат, обусловленной фактическим распределением в теле микропо-

$$P(\sigma_B \leq \langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle) = F(\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle), F(\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle) = 1 - \exp\left\{- (V/V_0)[(\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle - \sigma_0)/\sigma_u]^x\right\}. \quad (11)$$

Здесь параметры V и V_0 являются объемом керамического материала в исследуемом образце и объемом представи-

связаны с макронапряжениями $\langle \sigma_{ij} \rangle$, осредненными по неразрушенной части керамического материала в упругопористой среде, зависимостями

на реальный уровень осредненных по живому сечению значений напряжений $\langle\langle \sigma_{ij} \rangle\rangle$ в среде с микроповреждениями. Далее можно предположить, что с ростом нагрузки, а следовательно, и осредненных значений напряжений $\langle\langle \sigma_{ij} \rangle\rangle$ материал может получить дополнительные микроповреждения, обусловленные тем, что с некоторой вероятностью в нём возможны разрушения. В выполненной работе предполагается, что указанные дополнительные микроразрушения происходят в некотором микрообъеме неразрушенной части хрупкой керамики. В соответствии с (8) разрушения в рассматриваемом объеме происходят тогда, когда величина достигнутой на k -м шаге нагружения главной деформации $\langle \varepsilon_1 \rangle$ превосходит критическое значение, равное предельной деформации хрупкой керамики σ_B , т.е. если выполняется условие

вреждений. Допускается, что плотность распределения вероятностей $f(\sigma_B)$ случайной предельной функции σ_B представляет собой асимметричную и ограниченную снизу кривую плотности вероятностей. Для анализа возможного разрушения керамики принимается конкретная форма статистической модели хрупкого разрушения [6] - трехпараметрическое распределение Вейбулла. В описанных условиях можно использовать соотношения

тельного (эталонного) образца из керамического материала, для которого определены механические характеристики - K , G и α [см. соотношения (6)] и параметры

распределения Вейбулла. Их отношение отражает влияние масштабного фактора. Параметр σ_0 – пороговое значение прочности керамического материала с начальной пористостью p_0 , σ_u – параметр масштаба и χ – параметр (модуль Вейбулла) рассеяния. Если до выполнения соотношения (10) керамический материал имел некоторую начальную пористость p_0 , то функция $F(\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle)$ в этом случае соответствует относительному содержанию беспористой части керамического материала, в которой действующее осредненное главное напряжение $\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle$ не пре-

$$\langle\langle \sigma_B \rangle\rangle / E^*(p_0)(1 - p_0) \leq \sigma_0 / E. \quad (12)$$

Если средняя прочность $\langle\langle \sigma_B \rangle\rangle$ керамического материала и пороговое значение прочности σ_0 в распределении Вейбулла известны, то соотношение (12) совместно с равенствами (2) и (6) является уравнением для определения начальной пористости p_0 керамического материала. Наоборот, если известны начальная порис-

$$p_0 = (1 - \sigma_0 / \langle\langle \sigma_B \rangle\rangle) / \{1 + (\sigma_0 / \langle\langle \sigma_B \rangle\rangle)(1 + 7\nu)(3 - \nu) / [2(13 + \nu)]\}. \quad (12a)$$

В соответствии с (12a) можно утверждать, что чем больше отличие порогового значения прочности σ_0 от средней прочности $\langle\langle \sigma_B \rangle\rangle$ керамического материала, тем больше начальная пористость p_0 . В частности, при σ_0 , стремящемся к нулю, начальная пористость p_0 приближается к единице, т. е. в этом случае керамический материал как бы полностью поврежден. В практике применения распределения Вейбулла для оценки прочности керамических материалов зачастую принимают, что пороговое значение σ_0 в распределении (11) равно нулю. Такое предположение не может быть принято в рамках рассматриваемой здесь модели. Таким образом, соот-

$$[(p - p_0) / (1 - p_0)]^\theta = F(\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle). \quad (13)$$

Здесь p_0 – параметр, характеризующий начальное (технологическое) содержание пор в керамическом материале, а θ – параметр, характеризующий степень влияния изменения пористости p на скорость роста повреждений. При $\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle$, меньшем σ_0 , интегральная функция распре-

восходит соответствующего предела прочности σ_B . Более того, предполагается, что никакого развития пор и микроразрушений не будет наблюдаться, если осредненное главное напряжение $\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle$ не превзойдет порогового значения прочности σ_0 . Это означает, что начальная пористость p_0 керамического материала и пороговое значение прочности σ_0 в распределении Вейбулла (11) непосредственно связаны между собой. При этом указанная зависимость в соответствии с условием (10) записывается в виде

тость p_0 и средняя прочность $\langle\langle \sigma_B \rangle\rangle$ материала, то соотношение (12) позволяет определить пороговое значение прочности σ_0 в распределении Вейбулла (11). Решение уравнения (12) относительно начальной пористости p_0 в соответствии с соотношениями (2) и (6) можно представить в виде

ношение (12) получено из условия, что средняя деформация разрушения керамического материала без пор $\langle\langle \varepsilon_B \rangle\rangle$ совпадает со средней деформацией разрушения скелета керамического материала с начальными порами $\langle\langle \varepsilon_B \rangle\rangle$, т.е. разрушение реализуется по живому сечению материала.

Разрушенные микрообъемы, как было оговорено выше, моделируются однородными микроповреждениями квазисферической формы, поэтому (в развитие работы [6]) соотношения (10), (11) позволяют записать уравнение баланса пор в виде степенной зависимости

ления прочности керамического материала $F(\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle)$ равна нулю и $p = p_0 = const$, соответствующая начальной пористости материала. Она была оценена выше зависимостью (12). При $F(\langle\langle \sigma_1 \rangle\rangle)$, равной единице, керамический материал считается

полностью разрушенным. Подстановка выражения (11) в соотношение (13) позво-

$$p = p_0 + (1 - p_0) [1 - \exp\left\{- (V/V_0) [\langle \sigma_1 \rangle - \sigma_0] / \sigma_u \right\}^\chi]^{1/\theta}. \quad (14)$$

При активном нагружении в соответствии с соотношениями (2) и (9), а также

можно получить уравнение баланса пор в виде

реальным напряженно-деформированным состоянием можно записать выражение

$$\langle \sigma_1 \rangle = \langle \sigma_1 \rangle / (1 - p) = \mathcal{E}^*(p) \langle \varepsilon_1 \rangle / (1 - p), \quad (15)$$

после подстановки которого в уравнение баланса пор (14) можно получить расчетное соотношение

$$\langle \varepsilon_1 \rangle - (1 - p) \sigma_0 / \mathcal{E}^*(p) = [(1 - p) \sigma_u / \mathcal{E}^*(p)] \{ (V/V_0) \ln [1 - (p - p_0) / (1 - p_0)] \}^{1/\chi}. \quad (16)$$

Здесь $\mathcal{E}^*(p)$ – переменный упругий параметр, связывающий главное напряжение σ_1 и главную деформацию ε_1 . Уравнение (16) является основным уравнением для определения текущей пористости p керамического материала в зависимости от уровня главной деформации $\langle \varepsilon_1 \rangle$ на активном участке деформирования. Относительно текущей пористости p уравнение (16) является нелинейным, и решение его отыскивается методом последовательных приближений. После определения текущей

пористости p для достигнутого уровня главной деформации могут быть вычислены эффективные упругие характеристики ($K^*(p)$, $G^*(p)$, $E^*(p)$, $\nu^*(p)$) керамического материала с помощью соотношений (6). Тем самым устанавливаются две основные нелинейные кривые деформирования керамического материала: зависимость всестороннего давления σ от объемной деформации ε и зависимость интенсивности напряжений s_i от интенсивности деформаций ε_i .

Приложение вероятностной модели деформирования и разрушения к контактной задаче для лопаток со случайно распределенными порами в хвостовике

Для оценки эффективности предложенных моделей деформирования и разрушения хрупкого керамического материала и отработки методики была решена контактная задача для лопатки ТВД мало-размерного ГТД (рис. 1) со случайным распределением пор. Материал лопатки и хвостовика – ОТМ-907 (ОНПП «Технология»): $E=242$ ГПа, $\nu=0,27$, $\sigma_b=80$ ГПа, $\chi=5,8$. Объемное содержание пор $p_0=1,5\%$. При этом размер пор составил 0,15 мм.

Граничные условия: жестко закрепляем хвостовик в осевом направлении и создаем контактную поверхность между хвостовиком и диском.

На первом этапе с помощью генератора случайных чисел создаем массив необходимого количества целых чисел.

Далее, используя команду «Input», удаляем все элементы хвостовика, которые соответствуют числам из сформированного массива, и получаем хвостовик со случайным распределением пор объемом 1,5% (размеры пор не более 0,15 мм).

Общее количество элементов в конечноэлементной модели лопатки и диска ТВД – 731249, узлов – 779428.

Затем опытным путем определяем угловую скорость, при которой главное напряжение находится в области предельных значений для материала хвостовика. Как показали расчеты, это 4440 рад/с. При таком обороте главное напряжение составляет 783 МПа.

Эта скорость и была взята за основу при дальнейшем расчете.

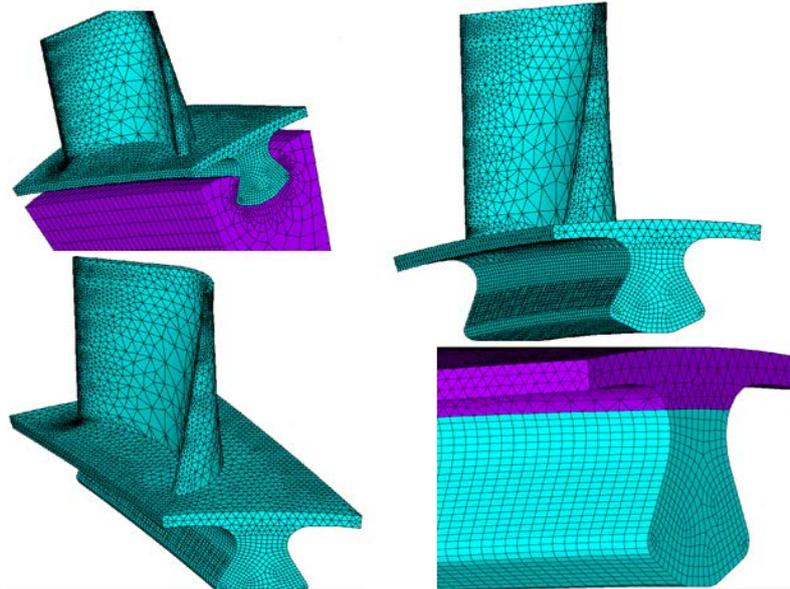


Рис. 1. Модель лопатки и диска ТВД

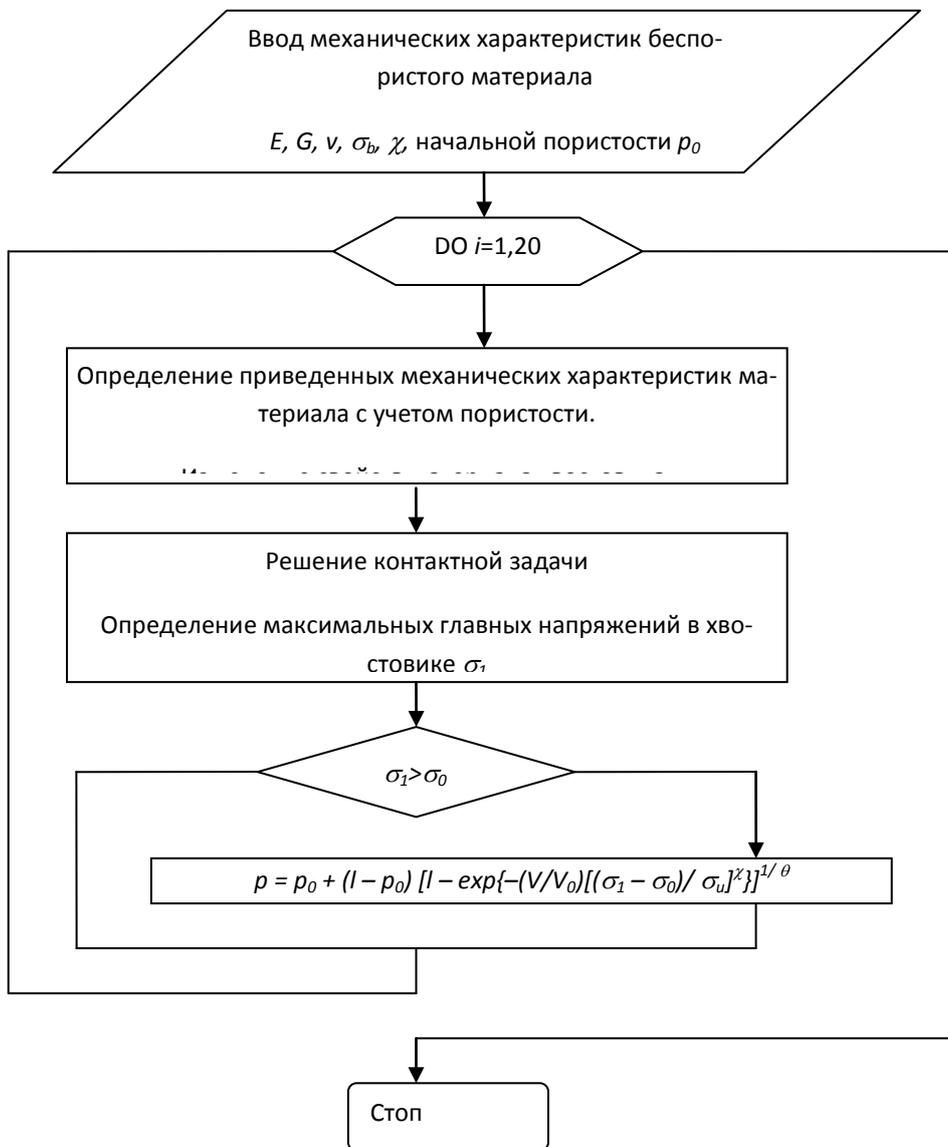


Рис. 2. Алгоритм расчета

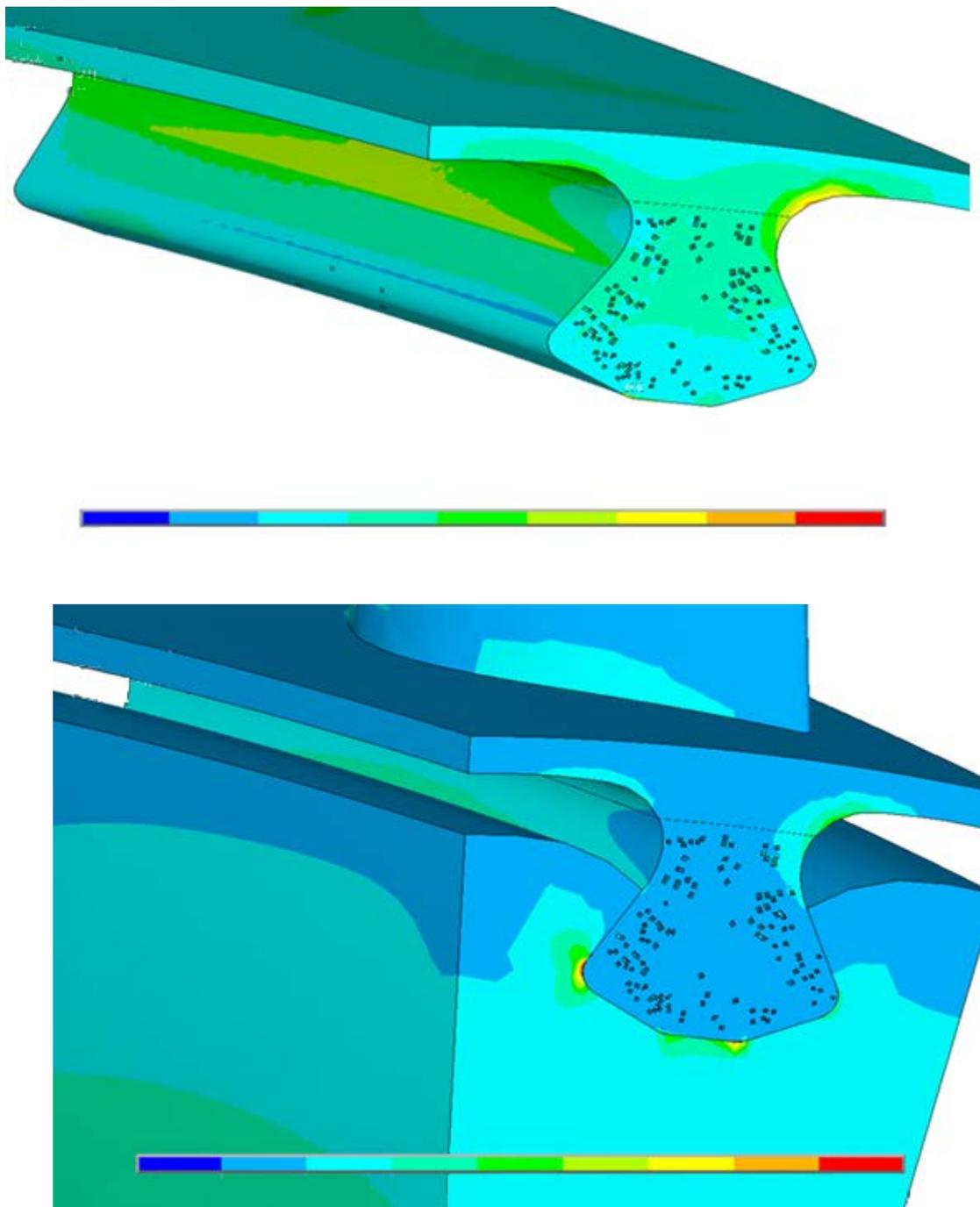


Рис. 3. Напряженно-деформированное состояние хвостовика и области контакта хвостовика с металлическим диском (угловая скорость 4640 рад/с)

Было проведено 20 циклов расчетов с изменением угловой скорости с шагом 10 рад/с. В каждом цикле учитывался результат предыдущего расчета и пересчитывалось объемное содержание пор. Соответственно изменялись механические характеристики материала хвостовика. Общее время расчета одного цикла составило 3 ч 20 мин, общее время расчета - 66 ч 40 мин.

Результаты расчета последнего цикла приведены на рис. 3.

Обобщенные результаты расчета приведены в таблице. Они согласуются с аналитическими кривыми, полученными с использованием разрабатываемой модели деформирования и разрушения хрупких керамических материалов (рис. 4 и 5).

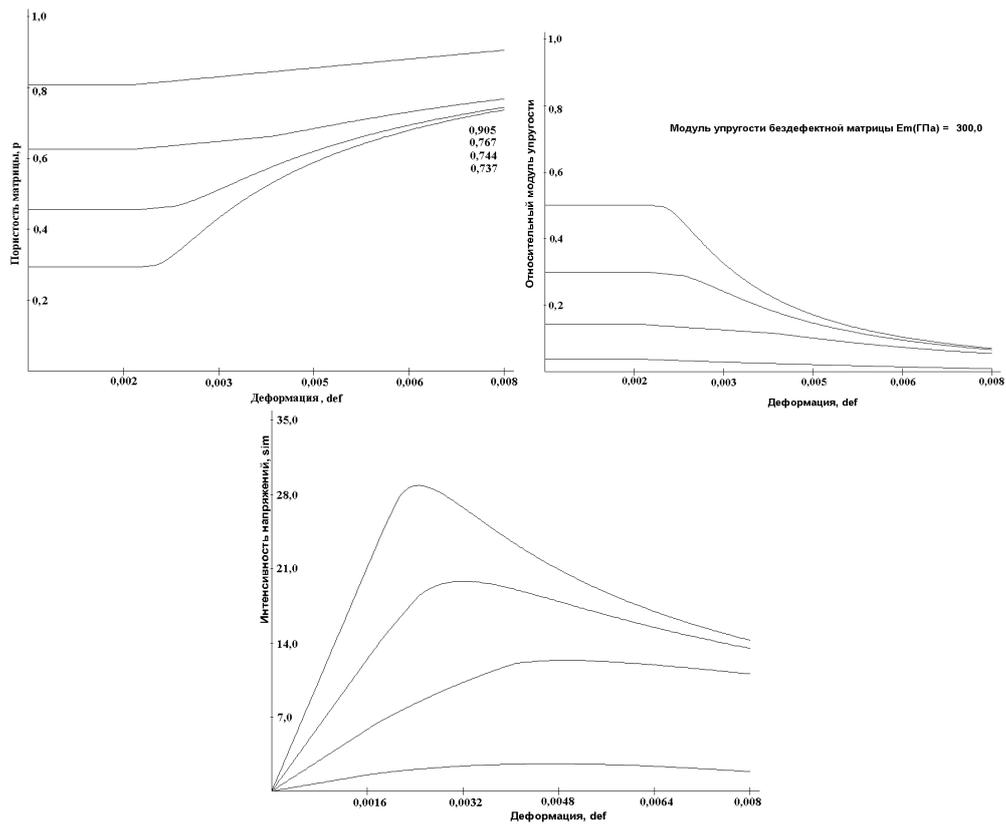


Рис. 4. Зависимости пористости p , модуля упругости и интенсивности напряжений материала матрицы от главной деформации $\langle \varepsilon_1 \rangle$ для различных значений порогового напряжения σ_0

Таблица

Обобщенные результаты расчета

Угловая скорость, рад/с	Коэффициент Пуассона ν	Модуль упругости E , МПа	Объемное содержание пор	Главное напряжение σ_1 , МПа
4440	0,263478	23648,12	0,017309	78,38606
4450	0,263478	23249,87	0,022419	78,32771
4460	0,255432	22973,98	0,023256	78,07787
4470	0,255432	22928,97	0,026661	78,26534
4480	0,252698	22746,54	0,028345	78,16614
4490	0,251613	22656,61	0,034277	78,35397
4500	0,247804	22341,75	0,034282	77,67046
4510	0,247802	22341,52	0,034285	77,66332
4520	0,247799	22341,33	0,034698	78,00067
4530	0,247535	22319,51	0,038448	78,28179
4540	0,245134	22122,05	0,038448	77,30354
4550	0,245134	22122,05	0,038448	77,12524
4560	0,245134	22122,05	0,038448	77,28143
4570	0,245134	22122,05	0,038448	77,58923
4580	0,245134	22122,02	0,038456	77,70181
4590	0,245129	22121,6	0,041129	78,23193
4610	0,243421	21981,53	0,271818	79,24426
4620	0,10549	11872,67	0,271818	69,08154
4630	0,10549	11872,67	0,271818	68,73971
4640	0,10549	11872,67	0,271818	68,16739

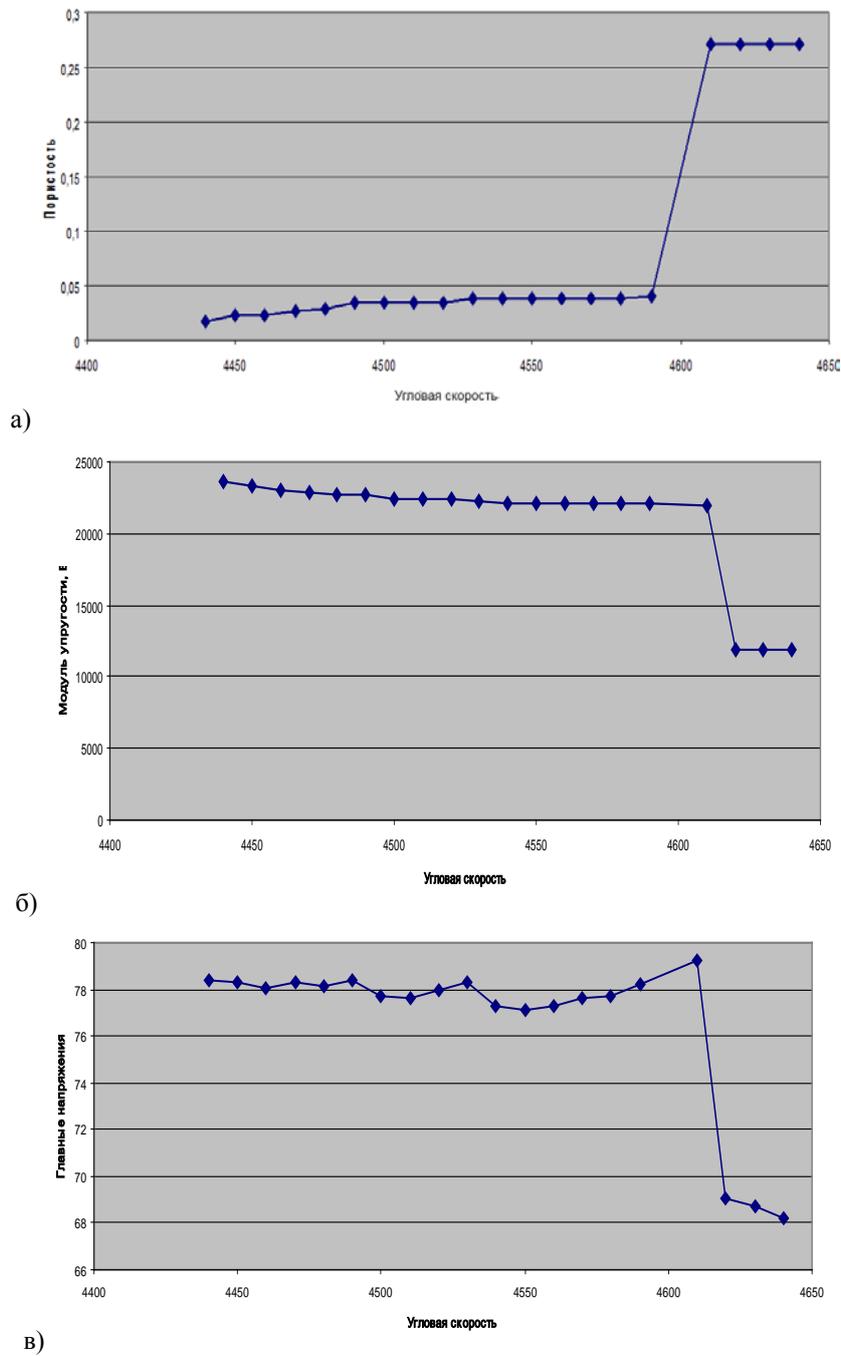


Рис. 5. Зависимости пористости p (а), модуля упругости (б) и главных напряжений (в) материала хвостовика лопатки ТВД от угловой скорости

Заключение

Как видно из результатов расчета, с увеличением оборотов увеличивается объемное содержание пор, что приводит к уменьшению упругих характеристик материала и соответственно уменьшает главные напряжения в области контакта. При

угловой скорости 4610 рад/с происходит скачкообразное увеличение объемного содержания пор, что приводит к резкому снижению упругих характеристик и главных напряжений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Механика композиционных материалов: сб. ст. / ред. Л. Браутман и Р. Крон. - М.: Мир, 1978. - Т. 2.
2. Кристенсен, Р. Введение в механику композитов / Р. Кристенсен. - М.: Мир, 1978. - 334 с.
3. Biot, M.A. Theory of Elasticity and Consolidation for Porous Anisotropic Solid / M.A. Biot // J. Applied Physics. - 1955. - № 26. - P. 182-185.
4. Хорошун, Л.П. Методы теории случайных функций в задачах о микроскопических свойствах микронеоднородных сред / Л.П. Хорошун // Прикладная механика. - 1987. - Т. 23. - № 10. - С. 100-108.
1. *Composite Material Mechanics: proceedings* / under the editorship of L. Brautman and R. Cron. - M.: World, 1978. - Vol.2.
2. Christensen, R. *Introduction into Mechanics of Composites* / R. Christensen. - M.: World, 1978. - pp. 334.
3. Biot, M.A. Theory of Elasticity and Consolidation for Porous Anisotropic Solid / M.A. Biot // J. Applied Physics. - 1955. - № 26. - P. 182-185.
4. Khoroshun, L.P. Methods of random function theory in problems on microscopic properties of micro-heterogeneous media / L.P. Khoroshun // *Applied Mechanics*. - 1987. - Vol.23. - No.10. - pp. 100-108.
5. Cherepanov, G.P. Mechanics of Composite Material Destruction / G.P. Cherepanov. - M.: Science, Head Editorial Board of Phys-Math. Lit., 1983. - pp. 296.
6. Khoroshun, L.P. Micro-mechanics fundamentals of material damaging. Short-term damaging / L.P. Khoroshun // *Applied Mechanics*. - 1998. - Vol.34. - No.10. - pp. 120-127.
7. Karimbaev, T.D. Model development of deformation of composite materials with brittle matrix: *Research Report: 200-3647* / CIAEM; Karimbaev T.D., Nikolaev D.I., Myktybekov B.M., Polovin M.M. - M.: 2002. - pp. 52.
8. Karimbaev, T.D. Mechanical models of non-linear deformation of unidirectional reinforced composite materials / T.D. Karimbaev, B. Myktybekov, I.M. Panova // *Proceedings of CIAEM*. - M., 2005. - No.1334. - pp. 160.

Статья поступила в редколлегию 26.12.17.

Рецензент: д.т.н., профессор
Дмитрак Ю.В.

Сведения об авторах:

Силуянова Марина Владимировна, д.т.н., профессор Московского авиационного института, e-mail: dc2mati@yandex.ru. тел.8-916-612-83-54.115432.

Сильченко Ольга Борисовна, д.т.н., профессор Московского авиационного института, e-mail: silyaolva@yandex.ru. тел.8-926-181-07-88.125413.

Низовцев Владимир Евгеньевич, к.т.н., нач. отдела № 057 Центрального института авиационного

Nizovtsev Vladimir Evgenievich, Can. Eng., Chief of Dep. 057, Baranov Central Institute of Aircraft Engine Manufacturing, e-mail: 3991258@mail.ru.

Silchenko Olga Borisovna, D. Eng., Prof. of Moscow Aircraft Institute, e-mail: silyaolva@yandex.ru.

Silyuanova Marina Vladimirovna, D. Eng., Prof. of Moscow Aircraft Institute, e-mail: dc2mati@yandex.ru.

моторостроения им. П.И. Баранова, e-mail: 3991258@mail.ru. тел. 8-925-370-51-25.121357.

Мыктыбеков Бахытжан, ведущий технолог отдела № 057 Центрального института авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, e-mail: bahit@ciam.ru.

Корнилов Александр Ананьевич, ведущий инженер отдела № 057 Центрального института авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, e-mail: kornilov@ciam.ru. тел.8-925-379-46-50.107370.

Kornilov Alexander Ananievich, Principal engineer of Dep. 057, Baranov Central Institute of Aircraft Engine Manufacturing, e-mail: kornilov@ciam.ru.

Myktybekov Bakhytzhann, Principal technologist of Dep. 057, Baranov Central Institute of Aircraft Engine Manufacturing, e-mail: bahit@ciam.ru.

