



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 4, 2018

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<http://vestnik.pstu.ru/mechanics/about/inf/>



DOI: 10.15593/perm.mech/2018.4.20

УДК 539.43

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С РАВНОМЕРНО РАСПРЕДЕЛЕННЫМИ ЗАМКНУТЫМИ ПОРАМИ ПРИ ОДНОКРАТНОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ¹

В.Б. Порошин, А.В. Шлишевский

Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 03 июля 2018 г.
Принята: 23 ноября 2018 г.
Опубликована: 28 декабря 2018 г.

Ключевые слова:

пористая металлическая среда, деформационные и прочностные свойства эквивалентной сплошной среды при однократном и циклическом нагружении, численный эксперимент методом конечных элементов.

АННОТАЦИЯ

Рассмотрена методика прогнозирования деформационных и прочностных свойств металлических материалов с равномерно распределенными по объему изделия дефектами в виде газовых пузырьков при однократном и циклическом нагружении. Предлагаемый подход базируется на использовании соответствующих характеристик бездефектного материала (диаграммы деформирования, ресурса пластичности, кривой циклического деформирования и циклической кривой, а также кривой усталости) и результатах численных экспериментов на моделях образцов с различной объемной долей дефектов (степенью пористости среды). Анализ напряженно-деформированного состояния виртуальных образцов производили методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS. Момент достижения предельного состояния – нарушения сплошности – при монотонном нагружении фиксировали с помощью деформационного критерия В.Л. Колмогорова.

В условиях однократного нагружения определены упругие константы и диаграммы деформирования вплоть до момента разрушения модельной среды, имитирующей материал с различной степенью пористости. (Возможную смену механизма деформирования вследствие искажения формы стенок газовых пузырьков, сопровождаемого пластическим течением материала матрицы, не учитывали.) Отмечено свойство центрального подобия кривых деформирования.

В условиях циклического нагружения получены как кривые циклического деформирования, представляющие траекторию точки состояния в пространстве «напряжение ~ деформация» в течение цикла, так и циклические кривые – зависимости амплитуды напряжения от амплитуды деформации, – отражающие упрочнение (разупрочнение) материала различной степени пористости. Описание кривых усталости, характеризующих в данных условиях прочностные свойства, выполнено с помощью локального критерия типа уравнения Мэнсона–Лэнжера.

Результаты исследования могут быть использованы как для нормирования допускаемых размеров дефектов и их плотности, так и для назначения обоснованных коэффициентов запаса прочности по напряжению, деформации и долговечности реальной пористой среды.

© ПНИПУ

© Порошин Вадим Борисович – к.т.н., доц., e-mail: poroshin2816@mail.ru, [id 0000-0003-2861-2407](#)
Шлишевский Андрей Владимирович – инж., e-mail: st1ckz0r@yandex.ru, [id 0000-0002-7172-4060](#)

Vadim B. Poroshin – CSc in Technical Sciences, Associate Professor,
e-mail: poroshin2816@mail.ru, [id 0000-0003-2861-2407](#)

Andrey V. Shlishevsky – Engineer, e-mail: st1ckz0r@yandex.ru, [id 0000-0002-7172-4060](#)

¹ Данное исследование является продолжением работы, результаты которой были опубликованы в статье [1].



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)



DEFORMATION AND STRENGTH PROPERTIES PREDICTION OF METALS WITH UNIFORMLY DISTRIBUTED CLOSED PORES UNDER SINGLE AND CYCLIC LOADING

V.B. Poroshin, A.V. Shlishevsky

South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 03 July 2018
Accepted: 23 November 2018
Published: 28 December 2018

Keywords:

porous metallic medium; deformation and strength properties of equivalent continuous medium under single and cyclic loading; numerical experiment by the finite element method.

ABSTRACT

The paper deals with predicting deformation and strength properties of metallic materials with defects uniformly distributed over the product volume in the form of gas bubbles under single and cyclic loadings. The proposed approach is based on the use of the corresponding characteristics of a defect-free material (stress-strain diagram, plasticity resource, curve of deformation in a cycle and cyclic deformation curve, and fatigue curve) and the results of numerical experiments on samples models with different volume fractions of defects (degree of porosity of the medium). We analyze the stress-strain state of the virtual samples using the finite element method in ANSYS. The moment of reaching the limiting state-discontinuities – was recorded with a monotonous loading using the deformation criterion of V.L. Kolmogorov.

Under single loading, the elastic constants and stress-strain curves are determined up to the moment of destruction of the model medium simulating a material with different porosity (a possible change in the deformation mechanism due to distortion of the gas bubbles wall shape accompanied by plastic flow of the matrix material was not taken into account). The property of the central similarity of the stress-strain curves is noted. Under cyclic loading conditions, both deformation curves in a cycle representing the trajectory of the state point in “the stress ~ strain” space during the cycle and the cyclic deformation curve, i.e. the stress amplitude versus the strain amplitude, reflecting the hardening (weakening) of the material of various porosity degrees are obtained. The description of the fatigue curves characterizing the strength properties under these conditions was carried out using the local Manson-Langer type criterion.

The results can be used to normalize the allowable defect size and density and to assign the reasonable safety factor for stress, strain and durability of a real porous medium.

© PNRPU

Введение

Дефекты типа пор в изделиях могут возникать как естественным путем, например, при отливке массивных заготовок сложной формы, так и быть внедрены искусственно – среды типа металлической пены, применяемой, в частности, в сэндвич-панелях. Оценка работоспособности элементов конструкций с такого рода дефектами предполагает использование адекватных деформационных и прочностных характеристик, которые, очевидно, будут отличаться от соответствующих величин исходного сплошного материала не в лучшую сторону, что соответствует ошибке «не в запас». Разумеется, это обстоятельство должно учитываться как при проектировании, так и при оценке прочности готовых изделий. Несмотря на это, испытания образцов, содержащих дефекты, в заводских лабораториях обычно не проводятся, и уж тем более механические характеристики подобных материалов не приводятся в справочной литературе, где таковые можно обнаружить лишь для бездефектного материала.

Таким образом, существует проблема прогнозирования деформационных и прочностных свойств среды с дефектами на основе характеристик бездефектного материала как при однократном (приемосдаточные заводские испытания), так и при циклическом (в процессе

эксплуатации) нагружениях. Одним из путей ее решения является разработка соответствующих математических моделей.

1. Состояние вопроса

Среди опубликованных работ значительное количество посвящено исследованию структуры реальных пористых тел с привлечением самых передовых методов, таких как рентгеновская компьютерная томография [2, 3], сканирующая электронная микроскопия [4, 5] и др. Обработкой полученных, в том числе послойно сканированных изображений, производится реконструкция геометрической модели данной пористой среды в двумерной и трехмерной постановке [6]. Построенные таким образом модели в дальнейшем используются для численного анализа механического поведения рассматриваемых структур при различных видах нагружения.

Среди наиболее широко используемых численных методов отметим метод конечных элементов (МКЭ), к которому прибегали многие исследователи [1–4], [6–13]. Среди численных моделей металлических пеноматериалов МКЭ является одним из наиболее перспективных, обеспечивающих при корректном применении вполне удовлетворительное согласие с экспериментальными данными.

При оценке напряженно-деформированного состояния (НДС) объекта со множественными хаотично распределенными несплошностями разной конфигурации последние путем статистической обработки сводятся к вариациям структуры с квазислучайным распределением размеров и конфигурации дефектов. Процедура прогнозирования деформационных и прочностных свойств такой модельной среды корректируется после сопоставления с результатами экспериментов. В большинстве исследований, в частности в работах [14–16], этот подход используется применительно к керамическим – классическим хрупким – материалам, обладающим сравнительно простыми закономерностями деформирования и разрушения, тем не менее для его реализации привлекаются значительные вычислительные мощности, часто на уровне суперкомпьютера.

Моделирование пористой структуры пластичных материалов представляет задачу более сложную в связи с более сложными закономерностями механического поведения, учитывающими возможность неупругого деформирования как при однократном, так и при повторно-переменном нагружении. Ситуация осложняется различным характером поведения металлической пены при растяжении, сдвиге и сжатии, когда при определенной нагрузке может меняться механизм деформирования вследствие искажения формы стенок пустот, сопровождаемого пластическим течением материала матрицы (рис. 1). На рис. 1 представлены кривые деформирования образцов стальной пены с номинально идентичными сферическими полостями, испытанных при сжатии, включая этап компактирования, с участками начального упругого нагружения, неупругого деформирования

с небольшим упрочнением и резкого увеличения жесткости материала после начала компактирования.

Большое внимание уделяется формулировке условий пластического течения металлических пен. Так, Дешпанде и Флеком (V.S. Deshpande and N.A. Fleck) [7] предложены две модели пластического течения изотропной среды, определяющие эволюцию поверхности текучести в пространстве главных напряжений – с постоянным соотношением полуосей эллипсоида (в отличие от цилиндра Мизеса) и модель кинетического типа с разными законами упрочнения, отвечающими гидростатической (шаровой) и девиаторной составляющим тензора напряжений. Важной особенностью пористых материалов является нарушение их исходной структуры в процессе деформирования, что предполагает отказ от гипотезы пластической несжимаемости вспененной среды. Авторы считают, что в рассматриваемой ситуации целесообразно использовать не инженерную, а логарифмическую деформацию и истинные напряжения с учетом коэффициента Пуассона, определяемого в терминах логарифмической деформации.

В работе Szyntyszewski с соавторами [11] изучались условия начала пластического течения металлической пены на основе углеродистой стали (с содержанием углерода от 0,30 до 0,50 %). Экспериментально показано, что в рассматриваемых условиях поверхность текучести в пространстве главных напряжений, построенная с помощью модели Дешпанде–Флека более адекватна, нежели отвечающая традиционному критерию Мизеса. Их отличие, особенно заметное при малых значениях коэффициента Пуассона, постепенно уменьшается по мере стремления последнего к величине 0,5 (рис. 2).

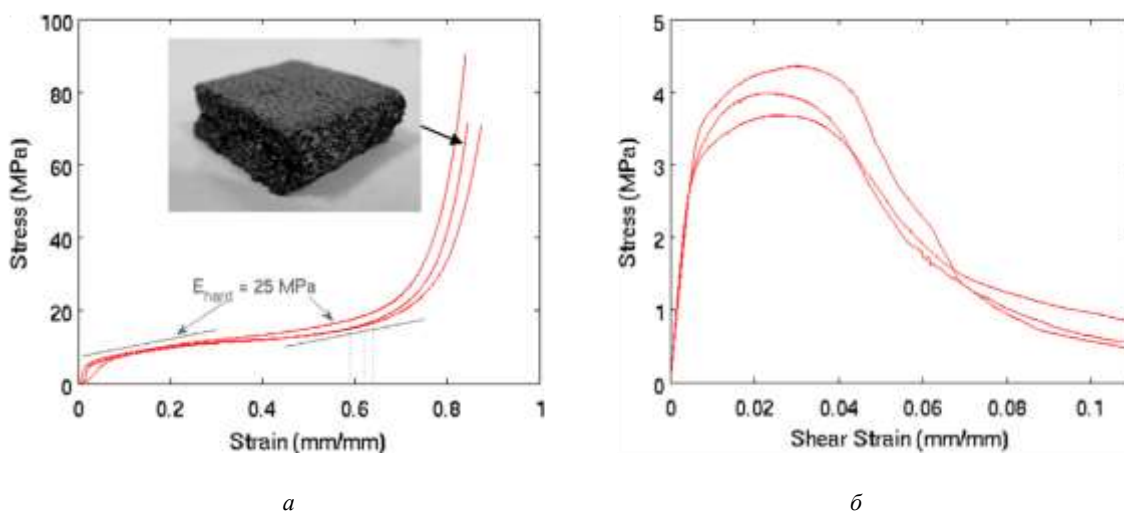


Рис. 1. Уплотненный образец после нагружения до примерно 85 % деформации, соответствующей схлопыванию сферических полостей, и небольшая асимметрия поперечных деформаций (а); экспериментальные кривые деформирования при сдвиге (б) [11]

Fig. 1. Densification sample after testing to approximately 0.85 strain showing collapse of hollow spheres and small asymmetry in the transverse deformations (a) and experimental shear stress ~ strain curves (b)

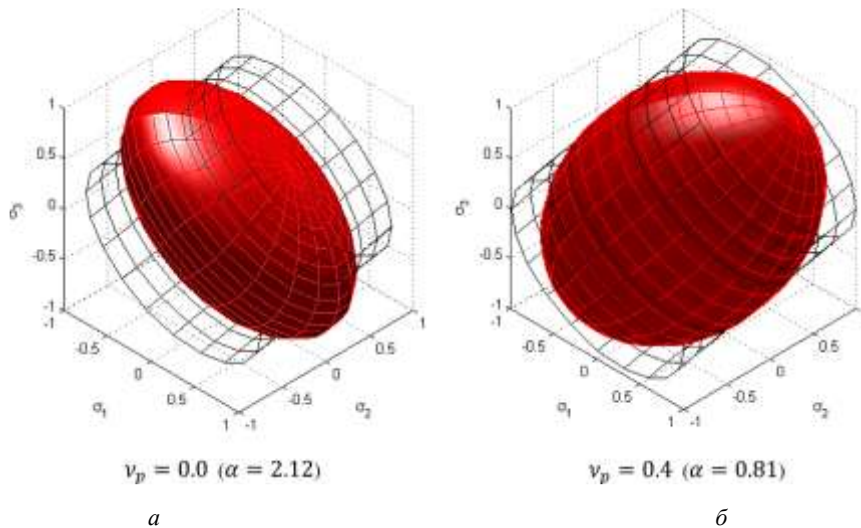


Рис. 2. Поверхность текучести Дешпанде–Флека. Сетка-каркас отображает цилиндрическую поверхность текучести Мизеса, соответствующую одной и той же диаграмме деформирования при линейном напряженном состоянии: *a* – сжимаемая металлическая пена с коэффициентом Пуассона, равным 0,0; *б* – коэффициент Пуассона стремится к 0,5, а эллипсоидальная поверхность текучести приближается к цилиндру Мизеса [11]

Fig. 2. Deshpande–Fleck yield surface. Wire mesh depicts von Mises cylindrical yield surface, calibrated against the same uniaxial stress-strain data: *a* – compressible foam with Poisson’s ratio 0,0; *b* – Poisson’s ratio approaches 0,5, and the ellipsoidal yield surface approaches the von Mises cylinder

Параметр $\alpha = \sqrt{\frac{9(1-2\nu_p)}{2(1+\nu_p)}}$ определяется коэффициентом Пуассона ν_p и характеризует «сжимаемость» материала: $\alpha = 0$ соответствует значению $\nu_p = 0,5$ (несжимаемый материал); $\nu_p = 0$ и $\alpha = 2,12$ указывают на высокую «сжимаемость». В этом случае в энергию деформирования вносят свой вклад не только девиационная, но и шаровая часть тензора напряжения.

Рейс (Reyes) с соавторами [17] и Хансен (Hansen) с соавторами [18] использовали усовершенствованную модель пластичности Дешпанде–Флека в сочетании с критерием разрушения при растяжении, определяющим параметром которого является максимальное главное напряжение; этот подход был реализован в пакете LS-DYNA. Вместе с тем ряд авторов отмечает, что формулировка критерия разрушения в терминах деформаций предпочтительнее, чем в терминах напряжений.

Вместе с тем необходимо отметить, что изучению деформационных и прочностных свойств пористых материалов при повторно-переменном или, как частный случай, циклическом нагружении – в условиях, характерных для работы машиностроительных конструкций, – уделяется пока недостаточно внимания. В ряде опубликованных работ [19–20], [24–28] авторы ограничились рассмотрением одиночной ячейки со сферической порой или одиночным круглым отверстием (в случае плоской постановки задачи), полагая, что поры распределены регулярно, поэтому исходя из условия симметрии может быть рассмотрена лишь одна структурная ячейка. Так, исследование Кирана и Ханделвала

(Kiran, Khandelwal) [19] посвящено разработке микро-механической модели роста пустоты для оценки сверхнизкой малоциклового усталости (число циклов до разрушения не превышает 10^2). В работе Хоммеля и Мешке (J. Hommel, G. Meschke) [20] представлена концепция гибридного моделирования для оценки ультранизкой усталостной прочности металлических конструкций на основе кинетики повреждения микропоры. Очевидно, что при таком подходе игнорируется взаимное влияние полей деформаций и напряжений вблизи соседних дефектов. Сам же подход оказывается пригоден лишь при весьма низкой степени пористости среды и неприменим к анализу, например, вспененных материалов.

Работ, в которых рассматриваются множественные дефекты, значительно меньше. В статьях Крамбергера (J. Kramberger) с соавторами [21, 22] для среды с регулярной и квазирегулярной структурой пор в двумерной постановке (плоское деформированное состояние) предложен критерий, связывающий накопление повреждения материалом с диссипацией энергии, определяемой параметрами петли неупругого гистерезиса в стабильном цикле. Заслуживает упоминания исследование Линуля (E. Linul) с соавторами [23], предметом которого являлась модель малоциклового усталости алюминиевого сплава с хаотично распределенными по объему закрытыми порами.

Представляет интерес также изучение влияния вида напряженного состояния (triaxiality T_σ) на рост микропоры в условиях малоциклового вязкого разрушения, которому посвящены работы [24, 25, 28] и упомянутая выше работа [19].

Параметр $T_\sigma = \frac{|\sigma_0|}{|\sigma_s|}$

$$\left(\sigma_0 = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \text{ – среднее напряжение; } \sigma_s \text{ – величина, пропорциональная интенсивности напряжения} \right)$$

на, пропорциональная интенсивности напряжения $\sigma_{\text{н}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$ представляет редуцированный в связи с игнорированием знака первого инварианта тензора напряжения аналог параметра жесткости НДС в деформационном критерии В.Л. Колмогорова [29].

Таким образом, целый ряд моментов, касающихся описания деформационных и прочностных свойств металлических пористых сред при циклическом нагружении, нуждаются в дополнительных теоретических и экспериментальных исследованиях.

2. Постановка задачи

Целью настоящей работы является разработка методики определения параметров математической модели сплошной однородной изотропной среды, эквивалентной по своим деформационным и прочностным свойствам пористой среде, при однократном и циклическом нагружении. Такой подход позволяет применять проверенные инженерной практикой закономерности, критериальные соотношения и методы расчета приемлемой трудоемкости, положительно зарекомендовавшие себя в отношении однородных сред.

Ограничимся рассмотрением дефектов в виде сферических газовых пузырьков, равномерно распределенных в представительном объеме тела. Исходную среду с дефектами схематизировали регулярной структурой, образованной набором элементов в форме правильного тетраэдра со сферическими пустотами в его вершинах (рис. 3). Диаметр сферических пустот при этом полагали фиксированным, а степень пористости P среды, под которой понимается отношение объема сферических пустот к общему объему объекта (например, образца), задавали, варьируя расстояние h между ними.

Сразу оговоримся, что изменение механизма деформирования и разрушения вследствие искажения формы сферических пустот данным вариантом модели не отражается, в связи с чем область ее корректного применения ограничивается материалами с так называ-

емыми закрытыми порами и относительно небольшими значениями пористости, характерными для литейных дефектов.

3. Моделирование деформационных и прочностных свойств при однократном нагружении

Анализ напряженно-деформированного состояния виртуальных образцов (см. рис. 3) производили методом конечных элементов с помощью программного комплекса ANSYS, что позволило вполне удовлетворительно определять поля напряжений и деформаций вблизи сферических пустотелых концентраторов.

Описание геометрических параметров образца с порами производили посредством сгущающейся неструктурированной гексаэдрической сетки, составленной из 20-узловых конечных элементов второго порядка типа SOLID186 с максимальным числом точек интегрирования и тремя степенями свободы в каждом узле; в отдельных областях, где пакету не удалось создать гекса-элементы, генерировались вырожденные 10-узловые тетра-элементы второго порядка типа SOLID187. Выбор элемента высокого порядка обусловлен еще и тем, что в данном случае при решении задачи деформирования не проявляется эффект «сдвигового заперения» элементов (shear locking effect), вследствие чего можно получить лучшие результаты, чем при использовании элементов первого порядка.

Серьезное внимание было уделено обеспечению сходимости результатов. Корректность полученного решения была подтверждена сопоставлением с известными решениями для линейно-упругого материала [30]; погрешность численного решения не превышала 2,5 % (рис. 4). Размер t конечных элементов (КЭ) у концентратора для дальнейшего анализа группового дефекта был выбран равным 0,25 мм с тем, чтобы при касании дефектов соблюдалось общепринятое правило: наличие не менее двух элементов первого порядка по толщине «перемычки» (в нашем случае – один элемент второго порядка с промежуточным узлом). Фактически расстояние между несплошностями составляло 0,25 мм (с учетом применения конечного элемента второго порядка – 0,125 мм ввиду наличия промежуточного узла).

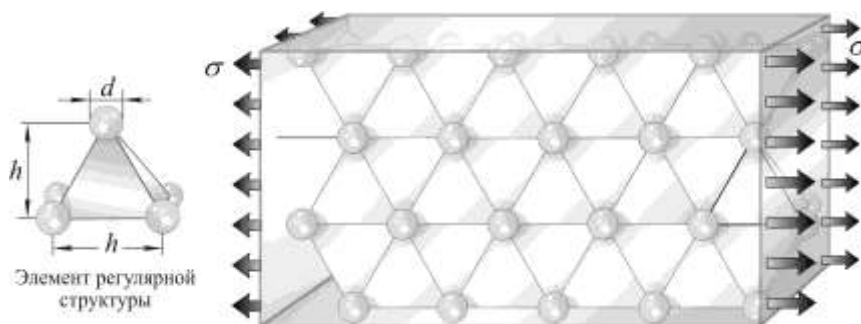


Рис. 3. Регулярная структура виртуального образца и ее элемент – тетраэдр
Fig. 3. The regular structure of the virtual sample and its element – tetrahedron

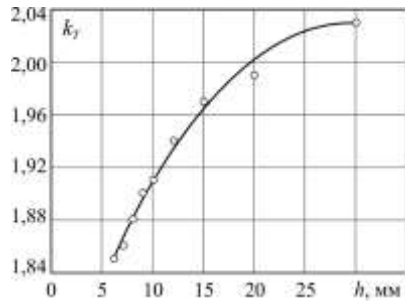


Рис. 4. Изменение теоретического коэффициента концентрации с увеличением расстояния между двумя сферическими дефектами [1]

Fig. 4. The change in the theoretical concentration coefficient with an increasing distance between two spherical defects [1]

Как известно, при упругопластическом деформировании материала сходимости МКЭ достичь сложнее, чем при упругом (не говоря уже о значительном росте вычислительных затрат). В этих условиях коэффициент концентрации напряжений при определенном значении h (см. рис. 4) зависит как от вида диаграммы деформирования, так и от величины номинальной деформации, и уж, конечно, его не найти ни в одном справочнике. В этих условиях речь может идти о приближенной сходимости решения, достигаемой подбором размера КЭ. С этой целью фиксировали определенное (в нашем случае минимальное) расстояние между дефектами и номинальную пластическую деформацию (примерно 2%), а затем оценивали величину коэффициентов концентрации напряжений (рис. 5) и деформаций. Судя по этому рисунку, наблюдается медленная сходимость без резкого стремления к высоким значениям (обычно график носит экспоненциальный характер, если решение не сходится). Исследование влияния размера КЭ менее 0,2 мм показало, что в этом случае вычислительные затраты увеличиваются весьма значительно (наши возможности были ограничены размерностью задачи примерно $3 \cdot 10^5$ КЭ второго порядка с $8 \cdot 10^5$ узлами). Размеру КЭ 0,2 мм отвечает коэффициент концентрации напряжений $k_\sigma \cong 4,7$; исходя из графика на рис. 5 можно ожидать, что при малых размерах КЭ, меньше 0,05 мм, величина k_σ составит примерно 4,9.

Таким образом, влияние пористости при испытании виртуальных образцов в режиме силового нагружения (см. рис. 3) отражается, с одной стороны, за счет увеличения компонент напряженно-деформированного состояния вблизи концентраторов и изменения вида НДС – с другой. Последнее обстоятельство влияет на величину ресурса пластичности материала: чем оно жестче, тем ниже интенсивность деформации в момент разрушения.

Объектом исследования послужила конструкционная углеродистая сталь 20. Учитывая, что величина деформации в окрестности концентраторов может оказаться значительной, диаграмму деформирования стали

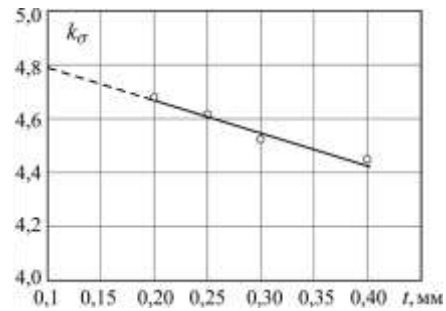


Рис. 5. Сходимость «неупругого» решения для четырех сферических пустотелых дефектов по коэффициенту концентрации напряжений

Fig. 5. Convergence of the “inelastic” solution for four spherical hollow defects according to the stress concentration coefficient

при однократном монотонном нагружении аппроксимировали степенной зависимостью по Рамбергу–Осгуду:

$$\bar{\sigma} = K p^m, \quad (1)$$

где $\bar{\sigma} = \sigma(1 + \varepsilon) = \sigma \exp(e)$ – истинное напряжение; σ, ε – условное напряжение и условная (инженерная) деформация; $e = \ln(1 + \varepsilon)$, $p = \ln(1 + \varepsilon_p)$ – полная и пластическая логарифмические деформации; K, m – постоянные материала в рассматриваемых условиях.

Предельную (предшествующую нарушению сплошности) величину интенсивности пластической деформации p_f^f в структурном элементе среды определяли с помощью деформационного критерия В.Л. Колмогорова [29], представляющего условие вязкого разрушения при сложном напряженном состоянии общего вида в условиях однократного статического нагружения. Данный критерий может быть записан двух формах:

а) в терминах деформаций:

$$\frac{p_f^f}{p_f} = a \exp\left(b \frac{\sigma_0}{\sigma_n}\right), \quad (2)$$

где $p_f = \ln\left(\frac{1}{1 - \psi}\right)$ – ресурс пластичности при одноосном растяжении (ψ – относительное поперечное сужение при разрыве); σ_0 – среднее напряжение; σ_n – интенсивность напряжения;

$p_n = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(p_1 - p_2)^2 + (p_2 - p_3)^2 + (p_3 - p_1)^2}$ – интенсивность логарифмической пластической деформации; σ_i – главные напряжения; p_i – главные логарифмические пластические деформации. a, b – постоянные материала в рассматриваемых условиях определяются в опытах на растяжение, сжатие или чистый сдвиг;

б) с учётом связи между интенсивностями напряжения и деформации посредством обобщенной (единой) кривой деформирования, в терминах напряжений:

$$\frac{\sigma_n^f}{\sigma_f} = \left[a \exp\left(b \frac{\sigma_0}{\sigma_n}\right) \right]^m, \quad (3)$$

где $\bar{\sigma}_i^f$ – интенсивность напряжения в момент разрушения; $\bar{\sigma}_f$ – истинное сопротивление разрыву (истинное напряжение в момент разрушения при одноосном растяжении).

С использованием данного подхода решена задача идентификации модели в детерминированной постановке – получение кривой деформирования модельной среды в зависимости от степени пористости материала (рис. 6), – базирующаяся на результатах как минимум трех (в случае аппроксимации диаграммы степенной функцией по Рамбергу–Осгуду) численных экспериментов. Один из них производится в предположении

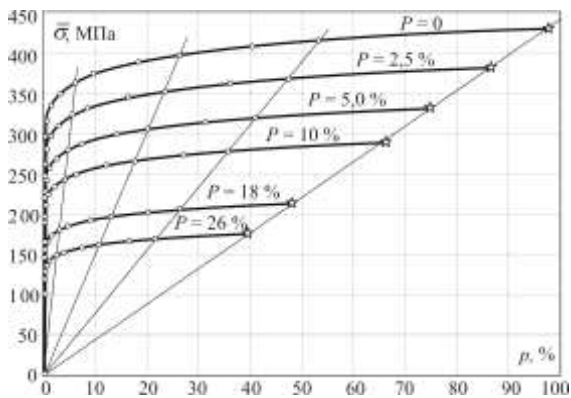


Рис. 6. Диаграммы деформирования в осях «истинное напряжение ~ логарифмическая пластическая деформация» в зависимости от степени пористости материала [1]

Fig. 6. Deformation diagrams in the axes “true stress ~ logarithmic plastic deformation” depending on the degree of the material porosity [1]

линейно-упругого поведения материала, остальные – упругопластического.

Анализ полученных диаграмм выявил важную с практической точки зрения особенность: с достаточной для инженерных расчетов степенью точностью их можно считать центрально подобными (рис. 7). Это означает, что, располагая одной, базовой, кривой (в качестве которой может быть принята исходная для бездефектного материала) и зависимостью коэффициента центрального подобия от степени пористости, нетрудно получить (в рамках данной модели) диаграмму деформирования материала любой степени пористости без проведения дополнительных расчетов.

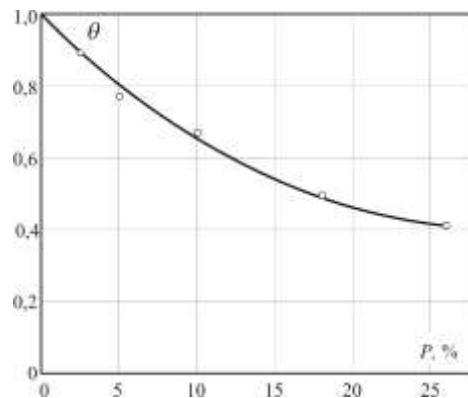


Рис. 7. Зависимость коэффициента центрального подобия θ диаграмм деформирования при различной степени пористости материала

Fig. 7. Dependence of the central similarity coefficient θ of the deformation diagrams for different degrees of the material porosity

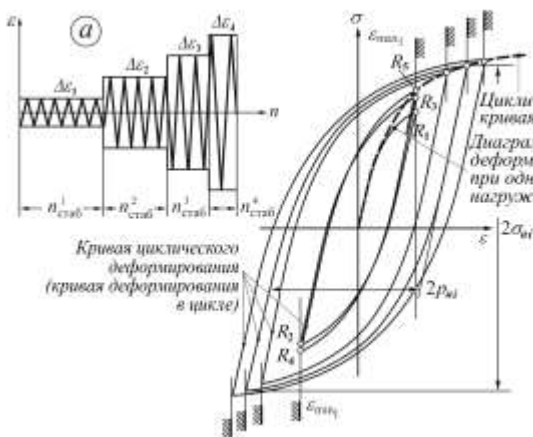


Рис. 8. Построение циклической кривой на основе петель гистерезиса в стабильных циклах и программа блочного нагружения в режиме жесткого нагружения (схема а)
Fig. 8. Construction of a cyclic curve based on hysteresis loops in stable cycles and the block loading program in hard loading mode (scheme a)

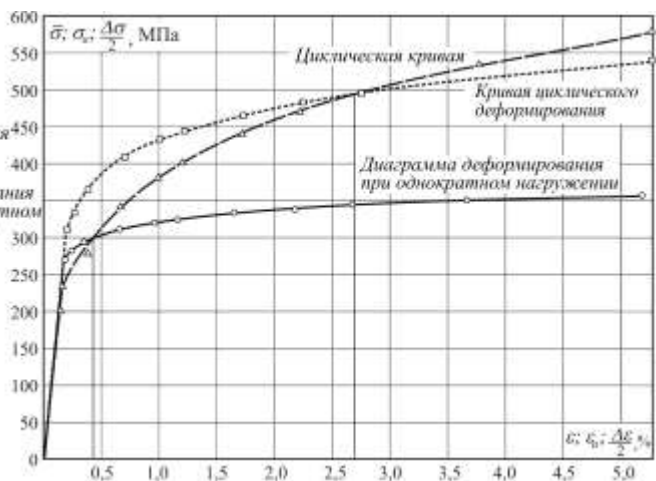


Рис. 9. Сопоставление кривой циклического деформирования ($p_{*max} = 5\%$) и циклической кривой с кривой деформирования при однократном нагружении стали 20 в исходном состоянии
Fig. 9. Comparison of the cyclic deformation curve ($p_{*max} = 5\%$) and the cyclic curve with the deformation curve under single loading of Steel 20 in the initial state

4. Моделирование деформационных и прочностных свойств при циклическом нагружении

Как известно, деформационные свойства сталей и сплавов при циклическом нагружении характеризуют кривой циклического деформирования и циклической кривой, которые обычно получают в «жестком» симметричном цикле в условиях блочного нагружения (схема *a* на рис. 8; $n_{\text{стаб}}^i$ – количество циклов до стабилизации в *i*-м блоке). Первая описывает траекторию точки состояния в координатах «изменение напряжения σ_* ~ изменение деформации ε_* » ($\sigma_* = \sigma - \sigma_R$; $\varepsilon_* = \varepsilon - \varepsilon_R$; σ_R, ε_R – значения напряжения и деформации в момент последнего реверса (изменения знака скорости деформации) – точки *R_i* в вершинах петель гистерезиса).

Таким образом, кривая циклического деформирования определяет форму петли неупругого гистерезиса в *n*-м цикле. Циклическая же кривая представляет зависимость амплитуды напряжения σ_a от амплитуды деформации ε_a (штриховая линия на рис. 8), проводится по вершинам петель гистерезиса, соответствующих стабильному циклу *i*-го блока, и характеризует упрочнение (разупрочнение) материала в процессе циклического деформирования.

Из рис. 8 следует, что кривая циклического деформирования и циклическая кривая взаимосвязаны; они обе определяются изотропным упрочнением материала. Диаграммы циклического деформирования $\sigma_*(\varepsilon_*)$, отвечающие стабильному состоянию материала при разных значениях размаха неупругой деформации p_i в цикле, представляют половины соответствующих петель неупругого гистерезиса, заключенные между двумя соседними точками реверса. Уравнение кривой циклического деформирования в цикле с максимальным размахом Δp_{max} имеет вид

$$\sigma_{* \text{max}} = A p_{* \text{max}}^n,$$

откуда следует

$$A = \frac{\sigma_{* \text{max}}}{p_{* \text{max}}^n};$$

$$\sigma_* = \sigma_{* \text{max}} \left(\frac{p_*}{p_{* \text{max}}} \right)^n = 2\sigma_{* a \text{max}} \left(\frac{p_*}{2p_{* a \text{max}}} \right)^n. \quad (4)$$

Уравнение циклической кривой деформирования выглядит так:

$$\sigma_a = B p_a^k \quad (5)$$

(*A, B, n, k* – постоянные материала в рассматриваемых условиях, подлежащие экспериментально определению).

Как показал анализ экспериментальных данных, кривые циклического деформирования в системе двойных логарифмических координат $\lg \sigma_* \sim \lg p_*$ вполне

удовлетворительно аппроксимируются прямой, что соответствует степенной зависимости; реже более подходящей оказывается экспоненциальная функция.

Таким образом, зная параметры *B, k* циклической кривой и показатель упрочнения *n* в уравнении кривой циклического деформирования, выразив амплитуду p_a из последнего выражения и подставив ее в предпоследнее равенство, можно получить искомую зависимость $\sigma_*(\varepsilon_*)$, описывающую диаграмму циклического деформирования.

На рис. 9. показаны кривая циклического деформирования и циклическая кривая, а также кривая деформирования при однократном нагружении углеродистой стали 20 в исходном (бездефектном) состоянии (использованы данные справочника [31]). Как видно, в рассматриваемом диапазоне деформации по мере увеличения амплитуды ε_a эта сталь упрочняется нарастающими темпами.

Вместе с тем анализ экспериментальных данных показал, что кривые циклического деформирования после стабилизации процесса деформирования в *i*-м блоке не могут быть описаны универсальным (единым) законом $\sigma_* = A p_*^n$. Оказалось, что так называемый коэффициент прочности *A* нелинейно зависит от величины $p_{* \text{max}}$ в цикле заданного размаха Δp неупругой деформации (рис. 10). На рис. 11 в качестве примера показаны полученные численным экспериментом кривые циклического деформирования в стабильных циклах и циклическая кривая для эквивалентной сплошной среды со степенью пористости *P* = 10 % моделируемого материала.

Описание кривых усталости, характеризующих сопротивление разрушению при циклическом нагружении, в первом приближении было выполнено с помощью локального критерия типа уравнения Мэнсона–Лэнжера, известного в зарубежной литературе как Manson–Coffin–Basquin model на основе усталостных характеристик бездефектного материала [31]. В процессе расчета кинетики неупругого деформирования образца было установлено, что в наиболее нагруженных точках в области концентрации петля неупругого гистерезиса становится замкнутой лишь после нескольких (порядка десятка) циклов нагружения, в результате чего накапливается определенная односторонняя деформация. В то же время в точках образца однородной эквивалентной среды при симметричном нагружении петля оказывается замкнутой уже в первом цикле. Предельное состояние структурного элемента с учетом как усталостного, связанного со знакопеременным пластическим течением, так и квазистатического, определяемого односторонним накоплением деформации, повреждений фиксировали с помощью гипотезы линейного суммирования повреждений в деформационной трактовке. Примеры соответствующих характеристик усталостной прочности, отвечающих симметричному циклу, представлены на рис. 12.

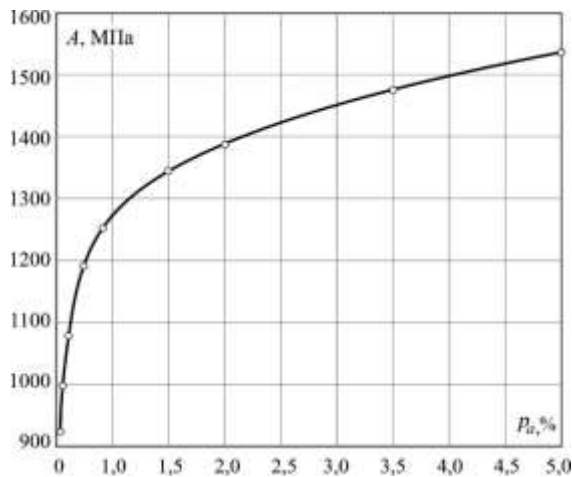


Рис. 10. Зависимость коэффициента прочности A от амплитуды пластической деформации p_a в цикле заданного размаха Δp неупругой деформации

Fig. 10. Dependence of the strength factor A on the amplitude of plastic deformation p_a in the cycle of a given range Δp of inelastic deformation

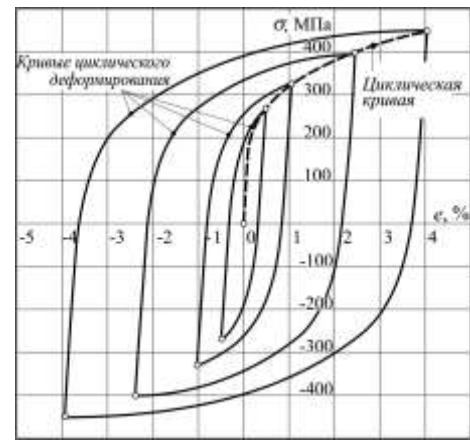


Рис. 11. Кривые циклического деформирования в стабильных циклах и циклическая кривая сплошной среды, соответствующей пористости $P = 10\%$

Fig. 11. Cyclic deformation curves in stable cycles and cyclic continuum curve corresponding to porosity $P = 10$

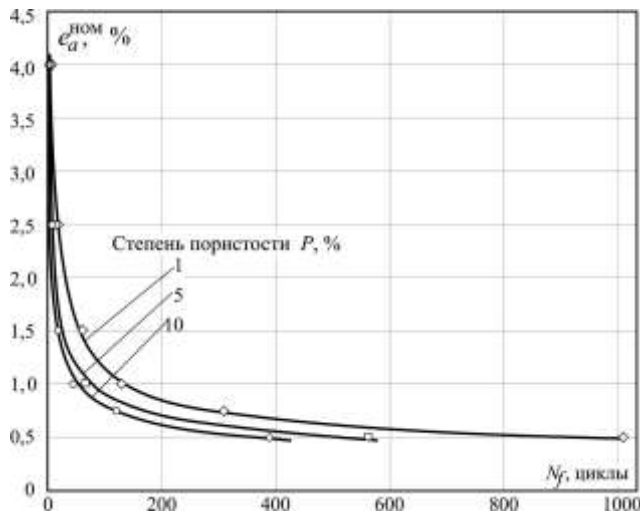


Рис. 12. Прогноз числа циклов до разрушения в зависимости от амплитуды полной деформации эквивалентной сплошной среды при различной степени пористости моделируемого материала

Fig. 12. The prediction of the number of cycles to failure depending on the amplitude of the total deformation of the equivalent continuous medium at various degrees of porosity of the material being modeled

5. Направление дальнейших исследований

Развитие предложенной модели пористой среды авторы видят в более детальной проработке отдельных ее положений, в частности, в учете смены механизма деформирования вследствие искажения формы стенок газовых пузырьков на фоне пластического течения материала матрицы. Такой вариант позволит описать участок значительного увеличения жесткости, отчетливо выраженный на диаграмме деформирования при сжатии и несколько менее интенсивный – при растяжении. В этот период материал матрицы, находясь в состоянии развитого пластического течения, начинает заполнять поры, обуславливая тем самым уплотнение (компактирование) пористой среды. Необходима также всесторонняя и тщательная экспериментальная проверка результатов, прогнозируемых моделью.

Заключение

Результаты данного исследования могут быть использованы как для нормирования допускаемых размеров дефектов и их плотности, так и для назначения обоснованных коэффициентов запаса прочности по напряжению, деформации и долговечности реальной пористой среды.

Библиографический список

1. Poroshin V., Shlishevsky A., Tsybulya K. Development of a model of a homogeneous continuous medium based on the material with defects in the form of hollows // MATEC Web Conf. – 2017. – Vol. 129(8). DOI: 10.1051/mateconf/201712902017.
2. A novel modeling approach of aluminum foam based on MATLAB image processing / X. Zhu, S. Ai, D. Fang, B. Liu, X. Lu // Comput. Mater. Sci. – 2014. – Vol. 82 – P. 451–456.
3. Mechanical response and FEM modeling of porous Al under static and dynamic loads / B.N. Michailidis, E. Smyrniais,

G. Maliaris, F. Stergioudi, A. Tsouknidas // Adv. Eng. Mater. – 2014. – Vol. 16. – No. 3 – P. 289–294.

4. Sabzevari M., Teymoori R.J., Sajjadi S.A. FE modeling of the compressive behavior of porous copper-matrix nanocomposites // Mater. Des. – 2015. – Vol. 86 – P. 178–183.

5. The effects of manufacturing parameters on geometrical and mechanical properties of copper foams produced by space holder technique / A.M. Parvanian, M. Saadatfar, M. Panjepour, A. Kingston, A.P. Sheppard // Mater. Des. – 2014. – Vol. 53 – P. 681–690.

6. An image-based reconstruction of the 3D geometry of an Al open-cell foam and FEM modeling of the material response / N. Michailidis, F. Stergioudi, H. Omar, D.N. Tsipas // *Mech. Mater.* – 2010. – Vol. 42. – No. 2 – pp. 142–147.
7. Deshpande V.S., Fleck N.A. Isotropic constitutive models for metallic foams // *J. Mech. Phys. Solids* – 2000. – Vol. 48. – No. 6 – P. 1253–1283.
8. Shen H., Brinson L.C. Finite element modeling of porous titanium // *Int. J. Solids Struct.* – 2007. – Vol. 44 – P. 320–335.
9. Mechanical response and FEM modeling of porous Al under static and dynamic loads / B.N. Michailidis, E. Smyrniotis, G. Malariis, F. Stergioudi, A. Tsouknidas // *Adv. Eng. Mater.* – 2014. – Vol. 16. – No. 3 – P. 289–294.
10. Chawla N., Deng X. Microstructure and mechanical behavior of porous sintered steels // *Mater. Sci. Eng.* – 2005. – Vol. 390 – P. 98–112.
11. The mechanical properties and modeling of a sintered hollow sphere steel foam / S.T. Szymszowski, B.H. Smith, J.F. Hajjar, B.W. Schafer, S.R. Arwade // *Mater. Des.* – 2014. – Vol. 54 – P. 1083–1094.
12. Диагностика дефектов литья с помощью компьютерного моделирования / Е.А. Кошелева, Н.Ю. Малькова, И.В. Марширов, А.А. Иवानайский // *Ползуновский альманах – Барнаул: Изд-во Алтай. ГТУ им. И.И. Ползунова*, 2016. – № 4. – С. 189–190.
13. Александров А.А., Альгин В.Б. Оценка НДС литосварных рам большегрузных карьерных самосвалов с учетом дефектов литья // *Механика машин, механизмов и материалов.* – 2013. – Т. 1, № 22. – С. 20–24.
14. Clayton J.D., Kraft R.H., Leavy R.B. Mesoscale modeling of nonlinear elasticity and fracture in ceramic polycrystals under dynamic shear and compression // *Int. J. Solids Struct.* – 2012. – Vol. 49, No. 18. – P. 2686–2702.
15. Влияние микропористости на прочностные свойства SiC-керамики / А.И. Слущер, А.Б. Синани, В.И. Бетехтин, А.А. Кожушко, А. Г. Кадомцев, С.С. Ордамян, А. Ф. И. Росийской // *Физика твердого тела.* – 2008. – Т. 50, № 8. – С. 1395–1401.
16. Игнатова А.В., Кудрявцев О.А., Сапожников С.Б. Экспериментальное исследование и численное моделирование упругих характеристик и прочности пористой керамики // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика.* – 2015. – № 4 – С. 121–137.
17. Constitutive modeling of aluminum foam including fracture and statistical variation of density / A. Reyes, O.S. Hopperstad, T. Berstad, A.G. Hanssen, M. Langseth // *Eur. J. Mech. A. Solids.* – 2003. – Vol. 22. – P. 815–35.
18. Validation of constitutive models applicable to aluminum foams / A.G. Hanssen, O.S. Hopperstad, M. Langseth, H. Ilstad // *J. Mech. Sci.* – 2002. – Vol. 44. – P. 359–406.
19. Kiran R., Khandelwal K. A micromechanical cyclic void growth model for ultra-low cycle fatigue // *Int. J. Fatigue.* – 2015. – Vol. 70 – P. 24–37.
20. Hommel J.H., Meschke G. A hybrid modeling concept for ultra low cycle fatigue of metallic structures based on micropore damage and unit cell models // *Int. J. Fatigue* – 2010. – Vol. 32. – No. 12. – P. 1885–1894.
21. Kramberger J., Sterkuš K., Glodež S. Damage and failure modeling of lotus-type porous material subjected to low-cycle fatigue // *Frat. ed Integrita Strutt.* – 2016. – Vol. 10. – No. 35. – P. 142–151.
22. Kramberger J., Šraml M., Glodež S. Computational study of low-cycle fatigue behaviour of lotus-type porous material // *Int. J. Fatigue.* – 2016. – Vol. 92. – P. 623–632.
23. Low-cycle fatigue behaviour of ductile closed-cell aluminium alloy foams / E. Linul, D. A. Şerban, L. Marsavina, J. Kovacic // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 2017. – Vol. 40. – No. 4. – P. 597–604.
24. Kim J., Gao X., Srivatsan T.S. Modeling of void growth in ductile solids: effects of stress triaxiality and initial porosity // *Eng. Fract. Mech.* – 2004. – Vol. 71 – P. 379–400.
25. Rabold F., Kuna M. Cell model simulation of void growth in nodular cast iron under cyclic loading // *Comput. Mater. Sci.* – 2005. – Vol. 32. – P. 489–497.
26. Lacroix R., Leblond J.B., Perrin G. Numerical study and theoretical modelling of void growth in porous ductile materials subjected to cyclic loadings // *Eur. J. Mech. A Solids.* – 2016. – Vol. 55. – P. 100–109.
27. Ristinmaa M. Void growth in cyclic loaded porous plastic solid // *Mech. Mater.* – 1997. – Vol. 26. – No. 4 – P. 227–245.
28. Mbiakop A., Constantinescu A., Danas K. Effects of multiaxial cyclic loading conditions on the evolution of porous defects // *MATEC Web Conf.* – 2014. – Vol. 12. – P. 1–3.
29. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением: учебник для вузов. – Екатеринбург: Изд-во УрГТУ – УПИ, 2001. – 836 с.
30. Peterson R.E. Stress concentration factors (John Wiley and Sons, Inc., 1974).
31. Механические свойства сталей и сплавов при нестационарном нагружении: справочник / Д.А. Гоффельд, Л.Б. Гецов, К.М. Кононов [и др.]. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 1996. – 409 с.

References

1. Poroshin V., Shlishevsky A., Tsybulya K. Development of a model of a homogeneous continuous medium based on the material with defects in the form of hollows. *MATEC Web Conf.*, 2017, vol. 129(8). DOI: 10.1051/matecconf/201712902017.
2. Zhu X., Ai S., Fang D., Liu B., Lu X. A novel modeling approach of aluminum foam based on MATLAB image processing. *Comput. Mater. Sci.*, 2014, vol. 82, pp. 451–456.
3. Michailidis B.N., Smyrniotis E., Malariis G., Stergioudi F., Tsouknidas A. Mechanical response and FEM modeling of porous Al under static and dynamic loads. *Adv. Eng. Mater.*, 2014, vol. 16, no 3, pp. 289–294.
4. Sabzevari M., Teymoori R.J., Sajjadi S.A. FE modeling of the compressive behavior of porous copper-matrix nanocomposites. *Mater. Des.*, 2015, vol. 86, pp. 178–183.
5. Parvanian A.M., Saadatfar M., Panjepour M., Kingston A., Sheppard A.P. The effects of manufacturing parameters on geometrical and mechanical properties of copper foams produced by space holder technique. *Mater. Des.*, 2014, vol. 53, pp. 681–690.
6. Michailidis N., Stergioudi F., Omar H., Tsipas D.N. An image-based reconstruction of the 3D geometry of an Al open-cell foam and FEM modeling of the material response. *Mech. Mater.*, 2010, vol. 42, no 2, pp. 142–147.
7. Deshpande V.S., Fleck N.A. Isotropic constitutive models for metallic foams. *J. Mech. Phys. Solids.* 2000, vol. 48, no 6, pp. 1253–1283.
8. Shen H., Brinson L.C. Finite element modeling of porous titanium. *Solids Struct.*, 2007, vol. 44, pp. 320–335.
9. Michailidis B.N., Smyrniotis E., Malariis G., Stergioudi F., Tsouknidas A. Mechanical response and FEM modeling of porous Al under static and dynamic loads. *Adv. Eng. Mater.*, 2014, vol. 16, no 3, pp. 289–294.

10. Chawla N., Deng X. Microstructure and mechanical behavior of porous sintered steels. *Mater. Sci. Eng.*, 2005, vol. 390, pp. 98-112.
11. Szyniszewski S.T., Smith B.H., Hajjar J.F., Schafer B.W., Arwade S.R. The mechanical properties and modeling of a sintered hollow sphere steel foam. *Mater. Des.*, 2014, vol. 54, pp. 1083-1094.
12. Kosheleva E.A., Mal'kova N.I.U., Marshirov I.V., Ivanajskiy A.A. Diagnostika defektov lit'ia s pomoshch'iu komp'yuternogo modelirovaniia [Diagnosis casting defects by computer modelling]. *Polzunovskiy almanac*, 2016, no. 4, pp. 189-190.
13. Aleksandrov A.A., Al'gin V.B. Otsenka NDS litosvarnykh ram bol'shegruznykh kar'ernykh samosvalov s uchetom defektov lit'ia [Cast-welded heavy-duty mining dump truck frames stressed state evaluation with casting defects consideration]. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov – Mechanics of machines, mechanisms and materials*, 2013, vol. 1, no 22, pp. 20-24.
14. Clayton J.D., Kraft R.H., Leavy R.B. Mesoscale modeling of nonlinear elasticity and fracture in ceramic polycrystals under dynamic shear and compression. *Int. J. Solids Struct.*, 2012, vol. 49, no 18, pp. 2686-2702.
15. Slutsker A.I., Sinani A.B., Betekhtin V.I., Kozhushko A.A., Kadomtsev A.G., Ordan'ian S.S., Rossiiskoi A. F.I Vliianie mikroporistosti na prochnostnye svoistva SiC-keramiki. [Influence of microporosity on the strength properties of SiC ceramic materials]. *Fizika tverdogo tela*, 2008, vol. 50, no 8, pp. 1395-1401.
16. Ignatova A.V., Kudriavtsev O.A., Sapozhnikov S.B. Experimental investigation and numerical modeling of elastic properties and strength of porous ceramics. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2015, no 4, pp. 121-137.
17. Reyes A., Hopperstad O.S., Berstad T., Hanssen A.G., Langseth M. Constitutive modeling of aluminum foam including fracture and statistical variation of density. *Eur J Mech A Solids*, 2003, no. 22, pp. 815-35.
18. Hanssen A.G., Hopperstad O.S., Langseth M., Ilstad H. Validation of constitutive models applicable to aluminium foams. *J Mech Sci.*, 2002, no. 44, pp. 359-406.
19. Kiran R., Khandelwal K. A micromechanical cyclic void growth model for ultra-low cycle fatigue. *Int. J. Fatigue*, 2015, vol. 70, pp. 24-37.
20. Hommel J.H., Meschke G. A hybrid modeling concept for ultra low cycle fatigue of metallic structures based on micropore damage and unit cell models. *Int. J. Fatigue*, 2010, vol. 32, no. 12, pp. 1885-1894.
21. Kramberger J., Sterkuš K., Glodež S. Damage and failure modeling of lotus-type porous material subjected to low-cycle fatigue. *Frat. ed Integrita Strutt*, 2016, vol. 10, no. 35, pp. 142-151.
22. Kramberger J., Šraml M., Glodež S. Computational study of low-cycle fatigue behaviour of lotus-type porous material. *Int. J. Fatigue*, 2016, vol. 92, pp. 623-632.
23. Linul E., Šerban D.A., Marsavina L., Kovacic J. Low-cycle fatigue behaviour of ductile closed-cell aluminium alloy foams. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 2017, vol. 40, no. 4, pp. 597-604.
24. Kim J., Gao X., Srivatsan T.S. Modeling of void growth in ductile solids: effects of stress triaxiality and initial porosity. *Eng. Fract. Mech.*, 2004, vol. 71, pp. 379-400.
25. Rabold F., Kuna M. Cell model simulation of void growth in nodular cast iron under cyclic loading. *Comput. Mater. Sci.*, 2005, vol. 32, pp. 489-497.
26. Lacroix R., Leblond J.B., Perrin G. Numerical study and theoretical modelling of void growth in porous ductile materials subjected to cyclic loadings. *Eur. J. Mech. A Solids*, 2016, vol. 55, pp. 100-109.
27. Ristinmaa M. Void growth in cyclic loaded porous plastic solid. *Mech. Mater.*, 1997, vol. 26, no. 4, pp. 227-245.
28. Mbiakop A., Constantinescu A., Danas K. Effects of multiaxial cyclic loading conditions on the evolution of porous defects. *MATEC Web Conf*, 2014, vol. 12, pp. 1-3.
29. Kolmogorov V.L. Mekhanika obrabotki metallov davleniem: uchebnik dlia vuzov [Mechanics of metal forming]. Ekaterinburg, Publishing house of Ural state technical University, 2001, 836 p.
30. Peterson R.E. Stress concentration factors. *John Wiley and Sons, Inc.*, 1974.
31. Gokhfel'd D.A., Getsov L.B., Kononov K.M., Mekhanicheskie svoistva stali i splavov pri nestatsionarnom nagruzhenii: spravochnik. [Mechanical properties of steel and alloys under non-stationary loading conditions]. Ekaterinburg, Publ. by the Ural Division of the Russian Academy of Sciences, 1996, 409 p.