

Смирнов С.В., Коновалов А.В., Мясникова М.В., Халевицкий Ю.В., Смирнов А.С. Численное исследование эволюции напряженно-деформированного состояния структурно-неоднородного материала при одноосном нагружении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2016. – № 3. – С. 175–187. DOI: 10.15593/perm.mech/2016.3.12

Smirnov S.V., Kononov A.V., Myasnikova M.V., Khalevitsky Yu.V., Smirnov A.S. A numerical study of stress-strain state evolution in structurally inhomogeneous materials subjected to uniaxial loading. PNRPU Mechanics Bulletin. 2016. No. 3. Pp. 175–187. DOI: 10.15593/perm.mech/2016.3.12



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 3, 2016

PNRPU MECHANICS BULLETIN

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



DOI 10.15593/perm.mech/2016.3.12

УДК 539.4.014.1

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ОДНООСНОМ НАГРУЖЕНИИ

**С.В. Смирнов, А.В. Коновалов, М.В. Мясникова,
Ю.В. Халевицкий, А.С. Смирнов**

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 23 мая 2016 г.
Принята: 25 июля 2016 г.
Опубликована: 30 сентября 2016 г.

Ключевые слова:

масштабные уровни деформации, микроструктура, представительный объем, реологические свойства, вычислительная модель, металломатричный композит, конечно-элементное моделирование, одноосное нагружение, напряженно-деформированное состояние, неоднородность распределения, степень деформации

АННОТАЦИЯ

Концепция рассмотрения структурно-неоднородных материалов как сложноорганизованных иерархических систем позволяет установить закономерность развития разрушения в зависимости от истории изменения напряженно-деформированного состояния материала. В настоящей работе на примере случайно выбранного фрагмента микроструктуры методологически показан способ численного исследования характера эволюции напряженно-деформированного состояния структурно-неоднородного материала на макро- и микромасштабном уровнях в условиях одноосного растяжения и сжатия с учетом особенностей строения и реологии его компонентов.

В качестве модельного материала использован дисперсно-упрочненный металломатричный композит, матрицей которого является алюминиевый сплав А8, а наполнителем – частицы карбида кремния SiC в форме неправильных призм. Геометрической моделью объема композита на микроуровне является кусочно-однородный трехмерный объем, имитирующий матрицу, в которой располагаются частицы наполнителя. Для учета влияния окружающих слоев материала вокруг микрообъема размещали буферный слой с усредненными механическими свойствами композита. Составленная таким образом вычислительная модель на макроуровне соответствует макрообъему композита, в геометрическом центре которого находится фрагмент его микроструктуры. Моделирование нагружения вычислительной модели позволяет детально исследовать и описывать эволюцию напряженно-деформированного состояния случайно выбранного элемента микроструктуры композита. При этом граничные условия задаются микрообъему в результате решения задачи на макроуровне, а выполняющие роль буфера слои материала позволяют более точно передать напряженно-деформированное состояние на микроуровень. Реологические свойства отдельных составляющих вычислительной модели – сплава А8 и материала композита, учитывали посредством задания соответствующих кривых деформационного упрочнения, полученных экспериментально. Матрицу задавали как изотропно-упрочняющуюся упругопластическую среду. Свойства буферного слоя соответствовали изотропной упруговязкопластической среде. Материал частиц карбида кремния полагали изотропным и линейно-упругим. Для вы-

© Смирнов Сергей Витальевич – доктор технических наук, профессор, e-mail: svsv@imach.uran.ru.

Коновалов Анатолий Владимирович – доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией, e-mail: avk@imach.uran.ru.

Мясникова Марина Валерьевна – кандидат технических наук, научный сотрудник, e-mail: marina@imach.uran.ru.

Халевицкий Юрий Владимирович – аспирант, инженер, e-mail: me@dijkstra.ru.

Смирнов Александр Сергеевич – кандидат технических наук, старший научный сотрудник, e-mail: smirnov@imach.uran.ru.

Sergey V. Smirnov – Doctor of Technical Sciences, Professor, e-mail: svsv@imach.uran.ru.

Anatoly V. Kononov – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of Laboratory, e-mail: avk@imach.uran.ru.

Marina V. Myasnikova – PhD in Technical Sciences, Researcher, e-mail: marina@imach.uran.ru.

Yury V. Khalevitsky – PhD student, Engineer, e-mail: me@dijkstra.ru.

Alexander S. Smirnov – PhD in Technical Sciences, Senior Research Scientist, e-mail: smirnov@imach.uran.ru.

полнения конечно-элементной дискретизации были разработаны приёмы построения трёхмерных сеток по геометрически нерегулярным структурам и создан программный комплекс, позволяющий получать трёхмерные модели объемов неоднородных материалов с учётом их сложной внутренней структуры.

В результате численных расчетов получены сведения об изменении компонент тензоров напряжений и приращений деформаций в узлах конечно-элементной сетки вычислительной модели композита. В отличие от однородных полей макронапряжений и макродеформаций, имеющих место при моделировании нагружения композита как квазиоднородного материала, установлено формирование специфического неоднородного напряженно-деформированного состояния выбранного фрагмента микроструктуры. Описаны особенности образования зон концентрации напряжений и участков локальной пластической деформации. Получены поля распределений коэффициента жесткости напряженного состояния и показателя вида напряженного состояния Лодена-Надаи в зависимости от степени деформации. Статистическая выборка подобных фрагментов микроструктуры и численное исследование нагружения каждого из них с использованием разработанной вычислительной модели позволяют обобщить результаты моделирования и вывести общие закономерности эволюции напряженно-деформированного состояния исследуемого материала на микроуровне.

© ПНИПУ

A NUMERICAL STUDY OF STRESS-STRAIN STATE EVOLUTION IN STRUCTURALLY INHOMOGENEOUS MATERIALS SUBJECTED TO UNIAXIAL LOADING

S.V. Smirnov, A.V. Konovalov, M.V. Myasnikova,
Yu.V. Khalevitsky, A.S. Smirnov

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 23 May 2016
Accepted: 25 June 2016
Published: 30 September 2016

Keywords:

multiscale deformation, microstructure, representative volume, rheological properties, computational model, metal matrix composite, finite element analysis, uniaxial loading, stress-strain state, heterogeneous physical fields, strain

ABSTRACT

Describing structurally inhomogeneous materials as complex hierarchical systems allows deriving a consistent pattern of stress-strain state related to history dependence of damage evolution. In this work we use a random microstructure subvolume to describe a methodology of a numerical study of stress-strain response evolution of a structurally inhomogeneous material subjected to uniaxial tension and compression. The study involves micro- and macrolevel and takes both internal structure and rheological properties of material constituents into account. We use a particle reinforced metal matrix composite with a 99.8% pure aluminum matrix and silicon carbide reinforcing particles. Particles are considered to have an irregular prism shape. The geometric structure of a composite subvolume on the microlevel is modeled by the piecewise-homogenous medium. The medium consists of particle model volumes surrounded by a matrix model volume. To take a surrounding material into account, we introduce an additional buffer layer with averaged macromechanical properties of the composite. A microlevel computational model based on the above assumptions complies to the macrolevel representative volume of the composite with the microstructure fragment in the geometric center.

Simulating the model loading behavior allows studying a stress-strain evolution of the random microstructure subvolume and describing it. Boundary conditions in the microlevel model are imposed in the way to represent the macrolevel strain in a point of material. The strain is obtained from macrolevel simulations. A buffer layer is used to improve accuracy of transferring the stress strain state from the macrolevel to the microlevel. The rheological properties of a matrix and buffer layer are taken into account by assigning experimentally obtained strain-hardening curves of the pure aluminum and composite. The matrix material is modeled by an elastoplastic medium with isotropic hardening. The buffer layer is assigned to have isotropic elastoviscoplastic properties. The silicon carbide particle material is considered to be isotropic linear elastic.

A finite element discretization is generated with the aid of an in-house software. The software implements special techniques to generate three-dimensional model volumes of inhomogeneous materials with a complex internal structure. The numerical simulation allowed obtaining data on the evolution of the stress tensor components and strain increment tensor components in finite element mesh nodes.

Contrary to homogenous macrolevel stress and strain fields emerging in loading simulations with the quasi-homogenous model of the composite material, computations yield peculiar heterogeneous stress-strain state of the microstructure subvolume. We describe features of the stress concentration area emergence and the local plastic strain regions development. We depict strain dependence of stress stiffness coefficient fields and Lode-Nadai coefficient fields.

The statistical sampling of such microstructure subvolumes followed by a numerical study adhering to the computational model allows generalizing modeling results and deriving general laws of the stress-strain state evolution of the material on the microlevel.

© ПНИПУ

Введение

Использование многоуровневой концепции описания структурно-неоднородного материала [1–7] позволяет моделировать его механическое поведение на разных масштабных уровнях и уже на начальных стадиях деформирования выявить очаги концентрации напряжений. Это дает возможность глубже понять закономерности разрушения, являющегося в соответствии с общепринятыми представлениями [8–9] сложным многостадийным процессом возникновения и развития внутренних микродефектов. Известно, что стадия образования микроскопических трещин (стадия скрытого или рассеянного разрушения), феноменологически описываемая теориями механики поврежденности, косвенно характеризует накопление повреждений в микрообъемах сплошного материала [9–11]. Величину повреждений связывают с пластическими деформациями и оценивают по величине предельной накопленной деформации до разрушения, зависящей, в свою очередь, от истории изменения коэффициента жесткости напряженного состояния и показателя вида напряженного состояния Лоде-Надаи в процессе деформации. Таким образом, описание разрушения невозможно без получения данных об особенностях напряженно-деформированного состояния (НДС) материала и истории его изменения при развитой пластической деформации. Особенно актуально это для структурно-неоднородных сред, обладающих сложной нерегулярной внутренней структурой, оказывающей определяющее влияние на неоднородность деформационных и прочностных характеристик материала.

Применительно к исследованию данных материалов существует два основных подхода решения задач, базирующихся на использовании стохастических методов [12–14]. Первый подход заключается в определении эффективных или вероятностных оценок параметров НДС с использованием моментных функций структуры материала. Информацию о структуре получают, используя образцы материала или модель случайной структуры и имитационное моделирование. Тогда со статистической точки зрения задача состоит в определении характеристик стохастических полей напряжений и деформаций в элементах структуры по ее известным статистическим свойствам [14]. В основу второго подхода положены численные методы (например, метод Монте-Карло), базирующиеся на формировании генеральной выборки случайных реализаций микроструктуры исследуемого материала, с тем чтобы вероятностные характеристики НДС для этой выборки совпадали с аналогичными характеристиками для некоторого представительного объема материала (макрообъема) [13]. При этом, как показала практика, для усреднения результатов достаточно иметь не менее 10 реализаций микроструктуры [5].

В настоящей работе на примере одного случайно выбранного фрагмента микроструктуры методологически показан способ численного исследования характера эволюции НДС структурно-неоднородного материала на макро- и микромасштабном уровнях одноосного растяжения и сжатия с учетом особенностей строения и реологии его компонентов.

1. Материал и методика исследований

В качестве модельного материала использовали дисперсно-упрочненный металло-матричный композит (ММК), матрицей которого является алюминиевый сплав А8, а наполнителем – частицы карбида кремния SiC двух типоразмеров 1–5 и 15–20 мкм, имеющие преимущественно форму неправильных призм. Микроструктура исследованного композиционного материала представлена на рис. 1 (снимок на растровом электронном

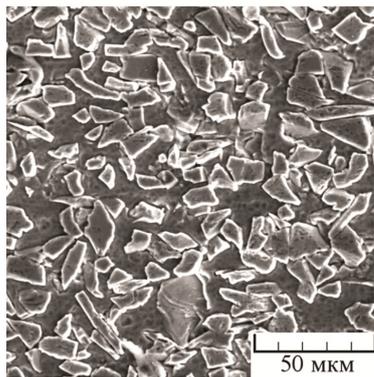


Рис. 1. Микроструктура исследованного ММК
Fig. 1. Microstructure of the studied metal matrix composite

Вычислительная модель ММК была создана на основе двухуровневого структурно-феноменологического подхода, связывающего решение задач на макро- и микромасштабном уровнях [1, 12]. Согласно этому подходу на первом (макромасштабном) уровне материал рассматривали как однородную, изотропную, изотропно упрочняющуюся среду с усредненными по объему свойствами, определяемыми экспериментально. На втором масштабном уровне – микроуровне, материал представили как микронеоднородную среду, состоящую из связных областей, моделирующих структурные составляющие материала. Считали, что в пределах структурных элементов модели остаются справедливыми все феноменологические уравнения и соотношения механики континуума.

Основываясь на результатах исследований [15] при проектировании объема ММК на микроскопическом уровне полагали, что между частицами карбида кремния SiC и алюминиевой матрицей существует прочная адгезионная связь. Благодаря этому допущению геометрическая модель микрообъема ММК представляет собой трехмерный кусочно-однородный континуум, имитирующий алюминиевую матрицу, в которой располагаются частицы SiC, конфигурация которых близка к реальной форме, полученной по результатам стереологического анализа [15–16]. Рассматриваемый в данной статье микрообъем представлял собой куб с длиной ребра 30 мкм. Для учета влияния окружающих слоев материала вокруг микрообъема размещали буферный слой с усредненными механическими свойствами (макросвойствами), полученными по результатам испытаний стандартных образцов. Толщина буферного слоя принята равной линейному размеру микрообъема. Составленная таким образом вычислительная модель ММК на микроуровне представляет собой 3D-композицию из структурно-неоднородного микрообъема ММК в окружении буферного слоя и может рассматриваться на макроскопическом уровне как некий макрообъем композита с усредненными механическими свойствами. Моделирование нагружения вычислительной модели позволяет детально исследовать и описывать эволюцию НДС случайно выбранной микроструктуры композита. В этом случае граничные условия задаются микрообъему ММК в результате решения задачи на макроуровне, а выполняющие роль буфера слои материала позволяют более точно передать напряженно-деформированное состояние на микроуровень.

Поскольку качество построения конечно-элементной дискретизации во многом определяет корректность результатов, получаемых при численном моделировании, то были разработаны приёмы построения трёхмерных сеток по геометрически нерегулярным

микроскопе). Экспериментально обнаружено прочное адгезионное взаимодействие между матрицей и частицами наполнителя [15]. Детально особенности микроструктуры и свойств заготовок из данного ММК описаны в работах [15–16].

Для проведения численных расчетов по исследованию механического поведения при нагружении ММК потребовалось создание его вычислительной модели, связанное непосредственно с разбиением моделируемого материала на отдельные области простой формы. При создании данной модели использовали опыт авторов, полученный ранее при разработке модели деформации сложнолегированной латуни [5].

структурам и создан программный комплекс [17], позволяющий получать 3D-модели объемов неоднородных материалов с учётом их сложной внутренней структуры в формате, подходящем для использования с конечно-элементным комплексом ANSYS. С помощью разработанного программного комплекса спроектировали 3D-модель микрообъема ММК, имеющую случайную нерегулярную структуру, представляющую собой включения частиц SiC в виде призм с фасками, окруженных алюминиевой матрицей (рис. 2).

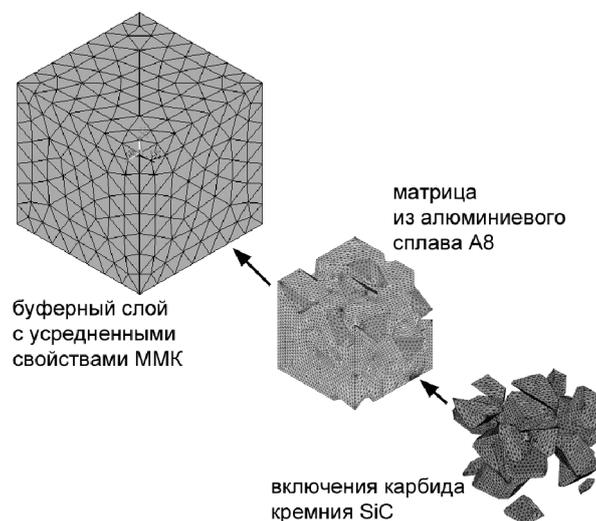


Рис. 2. Трехмерная вычислительная модель ММК
 Fig. 2. Three dimensional numerical model of metal matrix composite

Реологические свойства алюминиевого сплава А8 и материала ММК задавали полученными экспериментально¹ кривыми деформационного упрочнения, представляющими зависимость напряжения течения σ_s от степени деформации ε (рис. 3).

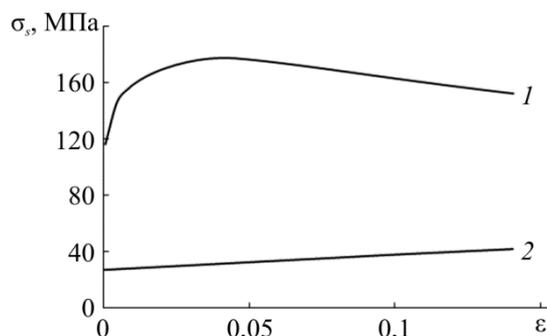


Рис. 3. Кривые деформационного упрочнения исследуемого ММК (1) и алюминиевого сплава А8 (2)
 Fig. 3. Curves of strain strengthening of the studied metal matrix composite (1) and aluminum alloy A8 (2)

Материал матрицы рассматривали как изотропную упругопластическую и пластически несжимаемую среду с изотропным деформационным упрочнением, особенности которого были установлены экспериментально при осадке образцов со скоростью деформации 1 с^{-1} при температуре $300 \text{ }^\circ\text{C}$. Свойства буферного слоя, определенные при осадке об-

¹ Экспериментальные исследования проведены на оборудовании Центра коллективного пользования ИМАШ УрО РАН.

разцов ММК на макроуровне в аналогичных условиях нагружения, соответствовали изотропной упруговязкопластической среде. Материал частиц карбида кремния полагали изотропным, подчиняющимся закону линейной упругости. Задавали модуль Юнга $E = 70$ ГПа и коэффициент Пуассона $\nu = 0,34$ для алюминиевого сплава А8 [18] и $E = 380$ ГПа, $\nu = 0,19$ для карбида кремния [19]. Для буферного слоя $E = 194$ ГПа, $\nu = 0,26$. Эти значения определили по правилу смесей [20] в зависимости от объемного содержания алюминиевого сплава А8 и карбида кремния в материале ММК.

Численные расчеты механического нагружения ММК производили на его трехмерной геометрической вычислительной модели в квазистатичной постановке в программном комплексе ANSYS на вычислителе кластерного типа URAN ИММ УрО РАН. При разбиении

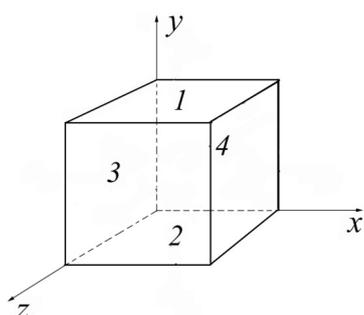


Рис. 4. К заданию граничных условий при моделировании растяжения

$$(U_y^1 = 20 \text{ мкм}, U_y^2 = U_x^3 = U_z^4 = 0),$$

сжатия ($U_y^1 = -17 \text{ мкм}, U_y^2 = U_x^3 = U_z^4 = 0$)

Fig. 4. Setting boundary conditions under strain simulation ($U_y^1 = 20$ microns,

$$U_y^2 = U_x^3 = U_z^4 = 0), \text{ compression}$$

($U_y^1 = -17$ microns, $U_y^2 = U_x^3 = U_z^4 = 0$)

сетки использовали 268242 тетраэдральных конечных элемента типа SOLID 187, имеющих 10 степеней свободы. Из них 186223 элемента моделировали матрицу композита. Граничные условия задавали в перемещениях U_i^j (где $i = x, y, z$) по соответствующим j -м граням буферного слоя (рис. 4). Такие граничные условия дают возможность рассматривать геометрическую модель ММК на макроуровне как 1/8 часть целого, находящегося в состоянии одноосного растяжения или сжатия вдоль вертикальной оси y за счет закрепления отдельных граней модели ММК, как плоскостей симметрии от перемещений в соответствующих направлениях. Предельную величину перемещений задавали из условия обеспечения величины степени макродеформации ε геометрической вычислительной модели, равной 0,2. Величину ε определяли как

$$\varepsilon = \left| \ln \frac{h_1}{h_0} \right|,$$

где h_0, h_1 – начальная и конечная высота геометрической вычислительной модели ММК.

В результате моделирования были получены сведения об изменении значений компонент тензоров напряжений и приращений деформаций в узлах конечно-элементной сетки вычислительной модели ММК. По расчетным данным определяли коэффициент жесткости напряженного состояния k и показатель вида напряженного состояния Лоде-Надаи μ_σ , которые являются основными безразмерными параметрами, характеризующими напряженное состояние:

$$k = \frac{\sigma}{T},$$

где σ – среднее нормальное (гидростатическое) напряжение; T – интенсивность касательных напряжений, равная пределу текучести на сдвиг в пластической области.

$$\mu_{\sigma} = 2 \frac{\sigma_{22} - \sigma_{33}}{\sigma_{11} - \sigma_{33}} - 1,$$

где σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} – главные напряжения.

2. Результаты исследований и их обсуждение

Результаты численного моделирования растяжения и сжатия ММК на макроуровне как квазиоднородного материала показали формирование однородных полей характеристик НДС на каждом расчетном шаге. Установлено, что эффективные значения показателей напряженного состояния соответственно: $k = 0,577$ и $\mu_{\sigma} = -1$ при растяжении; $k = -0,577$ и $\mu_{\sigma} = 1$ при сжатии и остаются постоянными по мере нагружения. Расчетные значения показателей соответствуют известным литературным данным [10], что подтверждает адекватность результатов моделирования. Моделирование на макромасштабном уровне позволяет в среднем оценить уровень значений основных параметров НДС в том или ином виде нагружения, но не является информативным с точки зрения получения данных по выявлению локальных очагов концентрации напряжений и деформаций, наличие которых обусловлено в первую очередь микроструктурными особенностями материала. Соответственно отсутствует возможность отследить динамику изменения безразмерных параметров напряженного состояния с учетом неоднородного характера НДС. В этом смысле определяющее значение имеют результаты решения задачи на микроуровне.

В отличие от однородных полей макронапряжений и макродеформаций, распределения параметров НДС на микроуровне характеризуются существенной неоднородностью на каждом расчетном шаге в рассмотренных видах нагружения. При этом результаты численных расчетов подтверждаются соответствующими экспериментальными данными и дают возможность их обоснования.

Как показали испытания на растяжение образцов, процесс разрушения ММК инициируется и в дальнейшем определяется появлением и развитием трещин в алюминиевой матрице, в то время как наполнитель SiC демонстрирует высокую прочность, практически не деформируясь [15–16]. Численное моделирование позволило установить, что жесткие недеформируемые поверхности карбидов кремния являются причиной возникновения участков локальной пластической деформации и создают условия, схожие с теми, что возникают при растяжении тонкого пластичного слоя, расположенного между двумя жесткими поверхностями. По мере увеличения степени деформации объемная доля этих участков возрастает, что приводит к усилению неоднородности деформированного состояния на микроуровне (рис. 5).

С другой стороны, твердые частицы наполнителя SiC, присутствующие в мягкой матрице, формируют в непосредственной близости от себя зоны концентрации растягивающих напряжений. В этом удалось убедиться путем определения коэффициента жесткости напряженного состояния k в узлах конечно-элементной сетки матрицы ММК. По расчетным данным были построены поля распределений k внутри матрицы в зависимости от степени деформации в каждом виде нагружения. Для удобства анализа данные поля были визуализированы средствами ANSYS с помощью специально разработанной программы.

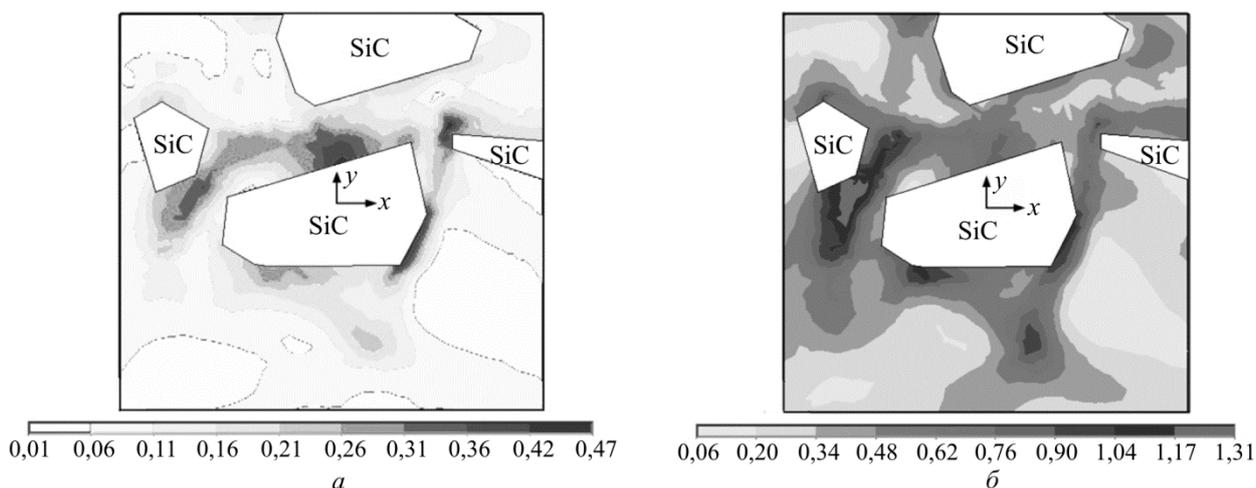


Рис. 5. Распределение накопленной деформации в матрице ММК по центральному сечению xy микрообъема ММК при сжатии со степенью деформации: (а) $\varepsilon = 0,04$; (б) $\varepsilon = 0,2$

Fig. 5. Distribution of accumulated strain in the metal matrix composite along the central section xy of the microvolume in the metal matrix composite under compression with strain rate: (a) $\varepsilon = 0,04$; (b) $\varepsilon = 0,2$

Известно, что при $k > 0$ напряженное состояние характеризуется преобладанием растягивающих напряжений; при $k < 0$ – сжимающих напряжений. При этом высокий уровень растягивающих напряжений способствует интенсивному пластическому разрыхлению и ускоряет процесс разрушения [9–10, 21]. На рис. 6, а показано распределение коэффициента жесткости напряженного состояния k в матрице по центральному сечению xy микрообъема ММК при растяжении со степенью деформации $\varepsilon = 0,2$. Максимальные значения k , обусловленные близостью включений, имеют место непосредственно в характерных участках образования микротрещин, наблюдаемых в экспериментах. Подобный эффект концентрации растягивающих напряжений выявлен также при моделировании

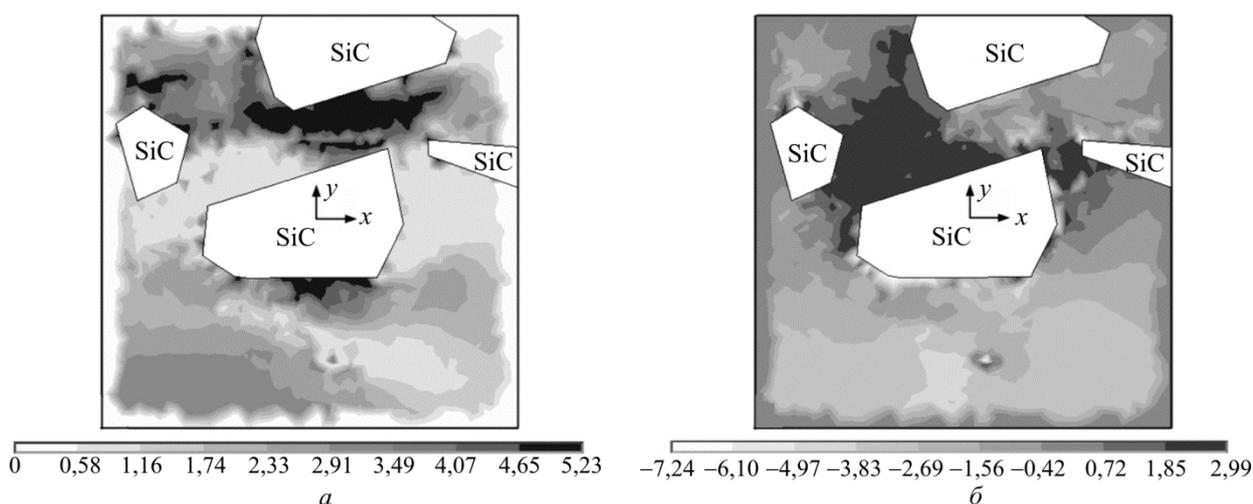


Рис. 6. Распределение коэффициента жесткости напряженного состояния k в матрице ММК по центральному сечению xy микрообъема ММК при растяжении (а), сжатии (б) со степенью деформации $\varepsilon = 0,2$

Fig. 6. Distribution of rigidity coefficient of strain state k in the metal matrix composite along the central section xy of the microvolume in the metal matrix composite under stretching (a), compression (b) with strain rate $\varepsilon = 0,2$

деформации сжатия (рис. 6, б). Положительные значения k , в случае сжатия, также формируются непосредственно вблизи частиц карбида кремния и указывают на доминирующий характер растягивающих напряжений в этих областях. Причем по мере увеличения деформации объемная доля участков растягивающих напряжений увеличивается. Так при степени макродеформации $\varepsilon = 0,04$ положительные значения k определяются у 9 % узлов конечно-элементной сетки матрицы, при деформации $\varepsilon = 0,08$ таких узлов уже 12 %, а при $\varepsilon = 0,2$ положительные значения k имеют более 25 % узлов матрицы ММК.

Статистический анализ расчетных данных позволил установить, что для рассмотренных схем нагружения на каждом шаге деформации распределение значений k в матрице подчинено нормальному закону. В качестве примера на рис. 7 показана плотность распределения значений k при сжатии.

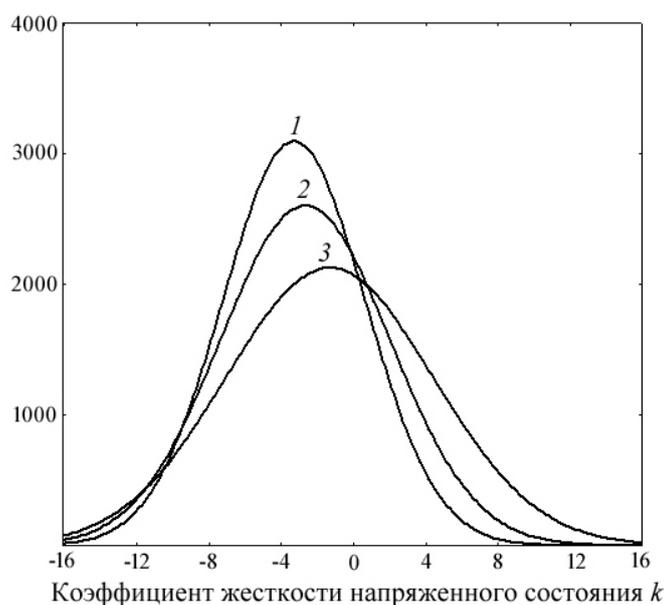


Рис. 7. Плотность распределения коэффициента жесткости напряженного состояния матрицы ММК при сжатии в зависимости от степени деформации ε : (1) $\varepsilon = 0,04$; (2) $\varepsilon = 0,08$; (3) $\varepsilon = 0,2$

Fig. 7. Frequency distribution of rigidity coefficient of strain state of metal matrix composite under compression depending on strain rate ε : (1) $\varepsilon = 0,04$; (2) $\varepsilon = 0,08$; (3) $\varepsilon = 0,2$

При сжатии по мере увеличения деформации среднее значение k по узлам конечно-элементной сетки матрицы возрастает. При растяжении наблюдается обратная закономерность: по мере нагружения среднее значение k в матрице убывает. На величину среднего значения k существенное влияние оказывает неоднородность напряженного состояния на микроуровне с наличием участков концентрации напряжений, а также изменение текущей картины напряженного состояния за счет повышения абсолютного уровня напряжений и их перераспределения в процессе нагружения.

Статистическая обработка результатов расчета показателя вида напряженного состояния Лоде-Надаи показала, что по аналогии со значениями коэффициента жесткости напряженного состояния распределение значений μ_σ в матрице ММК подчинено нормальному закону как при растяжении, так и при сжатии. При этом среднее значение показателя Лоде-Надаи практически не зависит от степени деформации и составляет при растяжении $-0,19$, при сжатии $0,17$, в то время как амплитудные значения этого параметра на отдельных участках матрицы достигают величины $\pm 0,99$ во всех видах нагружения.

Полученные распределения k и μ_{σ} , а также закономерности их изменения, в первую очередь объясняются тем, что микрообъем ММК не является представительным объемом исследуемого материала, а является случайной реализацией его микроструктуры. Поэтому на микроуровне реализуется специфическое НДС, характерное лишь для этого конкретного фрагмента ММК. Статистическая выборка подобных фрагментов, и численное исследование нагружения каждого из них с использованием разработанной вычислительной модели, позволяет обобщить результаты моделирования и вывести общие закономерности эволюции НДС ММК на микроуровне.

Выводы

1. На основе двухуровневого структурно-феноменологического подхода разработана 3D вычислительная модель деформации неоднородного материала, учитывающая особенности строения и реологии его составляющих компонентов. Выполнена численная реализация разработанной модели на примере моделирования механического поведения случайно выбранной микроструктуры металлматричного композита Al/SiC для одноосного растяжения и сжатия.

2. Установлено, что наиболее неблагоприятное с точки зрения разрушения напряженное состояние в мягкой матрице возникает в непосредственной близости от частиц карбида кремния, выступающих, с одной стороны, в роли концентраторов растягивающих напряжений. С другой стороны, жесткие поверхности карбидов кремния являются причиной возникновения участков локальной пластической деформации и создают условия, схожие с теми, что возникают при растяжении тонкого пластического слоя, расположенного между двумя жесткими поверхностями. Области концентрации растягивающих напряжений и локальной пластической деформации материала матрицы наиболее неблагоприятны с точки зрения разрушения независимо от вида нагружения. Именно там вероятнее всего зарождение первых трещин, которые по мере роста общей деформации будут распространяться по объему матрицы ММК.

3. Построены поля распределения основных безразмерных параметров напряженного состояния: коэффициента жесткости напряженного состояния и показателя вида напряженного состояния Лоде-Надаи в узлах конечно-элементной сетки матрицы ММК, позволяющие дать качественную и количественную оценку напряженного состояния выбранного фрагмента микроструктуры ММК для рассмотренных схем нагружения на каждом шаге деформации. Статистическая выборка и обработка результатов численного моделирования нагружения подобных фрагментов с использованием разработанной вычислительной модели позволяет установить закономерности эволюции НДС исследуемого композита на микроуровне.

Авторы выражают благодарность главному программисту Института математики и механики УрО РАН А.С. Игумнову за помощь в проведении расчетов в программном комплексе ANSYS.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 14-19-01358 в части численной реализации вычислительной модели применительно к ММК Al/SiC.

Библиографический список

1. Mesomechanics: The microstructure-mechanics connection / G.K. Haritos, J.W. Hager, A.K. Amos, M.J. Salkind, A.S.D. Wang // International Journal of Solids and Structures. – 1988. – Vol. 24. – No. 11. – P. 1081–1096.
2. Panin V.E. Foundations of physical mesomechanics // Physical Mesomechanics. – 1998. – Vol. 1. – No 1. – P. 5–20.
3. Pugacheva N.B., Myasnikova M.V., Michurov N.S. Simulation of the Elastic Deformation of Laser Welded Joints of an Austenitic Corrosion Resistant Steel and a Titanium Alloy with an Intermediate Copper Insert//The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117. – No. 2. – P. 195–203. DOI: 10.1134/S0031918X15120078.
4. Balokhonov R.R., Romanova V.A., Schmauder S. Computational analysis of deformation and fracture in a composite material on the mesoscale level// Computational Materials Science. – 2006. – Vol. 56. – P. 34–42.
5. Smirnov S.V., Myasnikova M.V., Pugacheva N.B. Hierarchical simulation of plastic deformation and fracture of complexly alloyed brass // International Journal of Damage Mechanics. – 2016. – Vol. 25. – No 2. – P. 251–265. DOI: 10.1177/1056789515577401.
6. Masa B., L. Nahlik L., Hutar P. Particulate composite materials: numerical modeling of a cross-linked polymer reinforced with alumina-based particles // Mechanics of Composite Materials. – 2013. – Vol. 49. – No. 4. – P. 421–428.
7. Three dimensional (3D) microstructure-based modeling of interfacial decohesion in particle reinforced metal matrix composites / J.J. Williams, J. Segurado, J. LLorca, N. Chawla // Materials Science & Engineering A. – 2012. – Vol. 557. – P. 113–118.
8. Broek D. Elementary engineering fracture mechanics/3rd edition. – Martinus Nijhoff Publishers, The Hague, 1984. – 469 p.
9. Smirnov S.V. Accumulation and healing of damage during plastic metal forming: Simulation and experiment // Key Engineering Materials. – 2013. – Vol. 528. – P. 61–69. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.528.61
10. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением: учебник для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург: Изд-во Урал. гос. техн. ун-та – УПИ, 2001. – 836 с.
11. Lemaitre J. A., Lippmann H.A. Course on Damage Mechanics. – Berlin: Springer-Verlag, 1996. – 228 p.
12. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов / под ред. Ю.В. Соколкина. – М.: Наука: Физматлит, 1997. – 288 с.
13. Vuryachenko V. Micromechanics of heterogeneous materials. – New York: Springer, 2007. – 686 p.
14. Ташкинов М.А. Стохастическое моделирование процессов деформирования упругопластических композитов со случайным расположением включений с использованием моментных функций высоких порядков // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2014. – № 3. – С. 163–185. DOI: 10.15593/perm.mech/2014.3.09
15. Pugacheva N. B., Michurov N. S., Bykova T. M. The Structure and Properties of the 30al-70sic Metal Matrix Composite Material // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 6. – P. 6–18. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018. URL: http://dream-journal.org/issues/2015-6/2015-6_56.html (accessed: 26 Februar 2016).
16. Пугачева Н.Б., Мичуров Н.С., Быкова Т.М. Структура и свойства композиционного материала Al/SiC//Физика металлов и металловедение. – 2016. – № 6. – С. 457 – 468.
17. Халевицкий Ю.В., Мясникова М.В., Коновалов А.В. Приёмы создания вычислительной модели представительных объёмов металломатричного композита Al/SiC с внутренней структурой // Математическое моделирование в естественных науках. – 2014. – Т. 1. – С. 277–280.
18. Кочетов В.Т., Кочетов М.В., Павленко А.Д. Соппротивление материалов: учеб. пособие для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – СПб.: БХВ-Петербург, 2004. – 544 с.

19. Гнесин Г.Г. Карбидокремниевые материалы. – М.: Металлургия, 1977. – 216 с.
20. Микульский В.Г. Строительные материалы (Материаловедение и технология): учеб. пособие. – М.: Изд-во Ассоциации строительных вузов, 2002. – 536 с.
21. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.

References

1. Haritos G.K., Hager J.W., Amos A.K., Salkind M.J., Wang A.S.D. Mesomechanics: The microstructure-mechanics connection. *International Journal of Solids and Structures*, 1988, vol. 24, no 11, pp. 1081-1096.
2. Panin V.E. Foundations of physical mesomechanics. *Physical Mesomechanics*, 1998, vol. 1, no 1, pp. 5-20.
3. Pugacheva N.B., Myasnikova M.V., Michurov N.S. Simulation of the Elastic Deformation of Laser Welded Joints of an Austenitic Corrosion Resistant Steel and a Titanium Alloy with an Intermediate Copper Insert. *The Physics of metals and metallography*, 2016, vol. 117, no. 2, pp. 195-203. DOI: 10.1134/S0031918X15120078
4. Balokhonov R.R., Romanova V.A., Schmauder S. Computational analysis of deformation and fracture in a composite material on the mesoscale level. *Computational Materials Science*, 2006, vol. 56, pp. 34-42.
5. Smirnov S.V., Myasnikova M.V., Pugacheva N.B. Hierarchical simulation of plastic deformation and fracture of complexly alloyed brass. *International Journal of Damage Mechanics*, 2016, vol. 25, no. 2, pp. 251-265. DOI: 10.1177/1056789515577401
6. Masa B., L. Nahlik L., Hutar P. Particulate composite materials: numerical modeling of a cross-linked polymer reinforced with alumina-based particles. *Mechanics of Composite Materials*, 2013, vol. 49, no. 4, pp. 421-428.
7. Williams J.J., Segurado J., LLorca J., Chawla N. Three dimensional (3D) microstructure-based modeling of interfacial decohesion in particle reinforced metal matrix composites. *Materials Science & Engineering A*, 2012, vol. 557, pp. 113-118.
8. Broek D. Elementary engineering fracture mechanics. *Martinus Nijhoff Publishers, The Hague*, 1984, 469 p.
9. Smirnov S.V. Accumulation and healing of damage during plastic metal forming: Simulation and experiment. *Key Engineering Materials*, 2013, vol. 528, pp. 61-69. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.528.61.
10. Kolmogorov V.L. Mekhanika obrabotki metallov davleniem [Mechanics of metal forming]. *Ekaterinburg, UGTU-UPI*, 2001, 836 p.
11. Lemaitre J. A., Lippmann H.A Course on Damage Mechanics. *Berlin: Springer-Verlag*, 1996, 228 p.
12. Vil'deman V.E., Sokolkin Yu.V., Tashkinov A.A. Mekhanika neuprugogo deformirovaniia i razrusheniia kompozitsionnykh materialov [Mechanics of elastic deformation and fracture of composite materials]. *Moscow, Nauka*, 1997, 288 p.
13. Buryachenko V. Micromechanics of heterogeneous materials. – *New York: Springer*, 2007, 686 p.
14. Tashkinov M.A. Stochastic modeling of deformation process in elastoplastic composites with randomly located inclusions using high order correlation functions. *PNRPU Mechanics Bulletin*. 2014, no. 3, pp. 163-185. DOI: 10.15593/perm.mech/2014.3.09
15. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Bykova T.M. The Structure and Properties of the 30al-70sic Metal Matrix Composite Material. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 6, pp. 6-18. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.006-018. URL: http://dream-journal.org/issues/2015-6/2015-6_56.html

16. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Bykova T.M. Struktura i svoistva kompozitsionnogo materiala Al/SiC [The Al/SiC composite internal structure and properties]. *Phizika metallov i metallovedenie*, 2016, no. 6, pp. 457-468.
17. Khalevitskii Yu.V., Myasnikova M.V., Konovalov A.V. Priemy sozdaniia vychislitel'noi modeli predstavitel'nykh ob'emov metallomatrchnogo kompozita Al/SiC s vnutrennei strukturoi [The techniques for generating a model of Al/SiC metal-matrix composite representative volume with internal structure]. *Matematicheskoe modelirovanie v estestvennykh naukakh*, 2014, vol. 1, pp. 277-280.
18. Kochetov V.T., Kochetov M.V., Pavlenko A.D. Soprotivlenie materialov [Strength of materials]. Sankt-Peterburg, BKHV-Peterburg, 2004, 544 p.
19. Gnesin G.G. Karbidokremnievye materialy [SiC materials]. *Moscow, Metallurgii*, 1977, 216 p.
20. Mikul'skii V.G. Stroitel'nye materialy (Materialovedenie i tekhnologii) [Construction materials (Materials science and technology)]. *Moscow, Assotsiatsiia stroitel'nykh vyzov*, 2002, 536 p.
21. Bogatov A.A., Mizhiritskii O.I., Smirnov S.V. Resurs plastichnosti metallov pri obrabotke davleniem [Metal plasticity margin in metal forming]. *Moscow, Metallurgii*, 1984, 144 p.