

A COMPUTATIONAL MODEL OF V95/SiC_p (7075/SiC_p) ALUMINUM MATRIX COMPOSITE APPLIED TO STRESS-STRAIN STATE SIMULATION UNDER TENSILE, COMPRESSIVE AND SHEAR LOADING CONDITIONS

S. V. Smirnov¹, A. V. Konovalov¹, M. V. Myasnikova^{1*}, Yu. V. Khalevitsky¹,
 A. S. Smirnov¹, A. S. Igumnov²

¹*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, Russian Federation*

²*Institute of Mathematics and Mechanics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620990, 16 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, Russian Federation*

*Corresponding author. E-mail: marina@imach.uran.ru

Address for correspondence: ul. Komsomolskaya 34, 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
 Tel.: +7 (343)375 35 96; fax: +7 (343)374 53 30

Adhering to the structural-phenomenological approach, we develop a computational model of aluminum matrix composite deformation. The model allows us to simulate the stress-strain state parameters of the composite at the microscopic and macroscopic scales and in different loading scenarios. The composite is produced by sintering, and it has a cellular internal structure. The SiC reinforcing particles are grouped around sintered aluminum alloy pellets, forming a stratum. It has been experimentally established that, during the hot deformation process, the stratum undergoes structural changes. The changes influence the effective mechanical properties of the stratum. In order to account for these changes, we use the rule of mixtures, assuming the plastic flow properties of the stratum to be distributed proportionally to the volume fraction of its constituents. The model is used to simulate stress-strain state evolution at the microscopic and macroscopic scales in three loading scenarios – tension, compression and shear. We construct equivalent (von Mises) strain and average normal stress distribution fields in the finite-element nodes of the finite element mesh of a randomly selected micro volume and show that the local plastic deformation regions emerge in the composite structure. The presence of tensile stresses is also noted, which are the most adverse in terms of internal fracture probability.

Keywords: metal matrix composite, microstructure, simulation, stress-strain state.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.016-027

References

1. Kurganova Yu.A., Kolmakov A.G. *Konstruktsionnye Metallomatrichnye Kompozitsionnye Materialy: uchebnoe posobie* [Constructional Metal Matrix Composite Materials: educational book]. Moscow, MGTU im. N.E. Bauman Publ., 2015, 141 p. (In Russian).
2. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. The Tribological Performances of a NiCrBSi–TiC Laser-Clad Composite Coating under Abrasion and Sliding Friction. *Diagnosics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 3, pp. 83–97. Available at: http://dream-journal.org/issues/2015-3/2015-3_33.html
3. Broek D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Martinus Nijhoff Publishers, The Hague, 1984, 469 p.
4. Lemaitre J.A., Lippmann H.A. *Course on Damage Mechanics*, Berlin, Springer–Verlag, 1996, 228 p.
5. 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
6. Kolmogorov V.L. *Mekhanika Obrabotki Metallov Davleniem* [Mechanics of Metal Forming]. Ekaterinburg, UGTU–UPI, 2001, 836 p. (In Russian).

7. Buryachenko V. *Micromechanics of heterogeneous materials*, New York, Springer, 2007, 686 p.
8. 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
9. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Senaeva E.I., Bykova T.M. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 11, pp. 1144–1151. DOI: 10.1134/S0031918X16110119
10. Haritos G., Hager J., Amos A., Salkind M., Wang A. Mesomechanics: the microstructure-mechanics connection. *International Journal of Solids and Structures*, 1988, vol. 24, no. 11, pp. 1081–1096. DOI: 1081–1096. 10.1016/0020-7683(88)90007-8
11. Smirnov S.V., Konovalov A.V., Myasnikova M.V., Khalevitsky Yu.V., Smirnov A.S., Igumnov A.S. A hierarchical modeling of stress-strain state of multiphase material subjected to uniaxial loading. In: *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1785, pp. 040066-1–040066-4. DOI: 10.1063/1.4967123
12. Khalevitsky Yu.V., Myasnikova M.V., Konovalov A.V. Techniques for generating a model of a representative volume of an Al/SiC metal matrix composite with internal structure. *Matematicheskoe Modelirovanie v Estestvennykh Naukakh*, 2014, vol. 1, pp. 277–280. (In Russian).
13. Polukhin P.I., Gun G.Ya., Galkin A.M. *Soprotivlenie Plasticheskoy Deformatsii Metallov i Splavov* [Resistance of Metals and Alloys to Plastic Deformation]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983, 352 p. (In Russian).
14. Pugacheva N.B., Vichuzhanin D.I., Michurov N.S., Smirnov A.S. Effect of Hot Plastic Deformation on the Structural State of a Al-10%SiC Composite. In: *AIP Conference Proceedings*, 2017. (In press).
15. Cobden R. *Aluminium: Physical Properties, Characteristics and Alloys: TALAT Lecture 1501*, EAA–European Aluminium Association, 1994, 66 p.

Подана в журнал: 18.07.2017
УДК 539.219.2
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.016-027

ВЫЧИСЛИТЕЛЬНАЯ МОДЕЛЬ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА В95/SiC И ЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ, СЖАТИИ И СДВИГЕ

С. В. Смирнов¹, А. В. Коновалов¹, М. В. Мясникова^{1*}, Ю. В. Халевицкий¹,
А. С. Смирнов¹, А. С. Игумнов²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация
²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт математики и механики Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 16, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: marina@imach.uran.ru
Адрес для переписки: ул. Комсомольская 34, Екатеринбург, Российская Федерация
Тел.: +7(343) 375–35–96; факс: +7 (343)374–53–30

С позиций структурно-феноменологического подхода разработана вычислительная модель деформации алюминиевого металломатричного композита, позволяющая осуществлять расчет параметров напряженно-деформированного состояния композита на макро- и микромасштабных уровнях для разных схем нагружения. Композит изготовлен по технологии спекания и имеет ячеистую микроструктуру, при которой частицы SiC, сосредоточенные по границам спеченных матричных гранул из алюминиевого сплава В95, образуют прослойку. В условиях горячей деформации в прослойке происходят структурные изменения, приводящие к изменению ее эффективных свойств. Чтобы учесть этот факт, эффективные свойства прослойки для условий пластического течения определяли по правилу смеси в зависимости от объемного содержания матрицы и наполнителя в материале композита. С использованием разработанной модели осуществлено моделирование напряженно-деформированного состояния композита на макро- и микромасштабных уровнях для трех случаев нагружения: растяжение, сжатие, сдвиг. Построены поля распределения эквивалентной деформации и среднего нормального напряжения в узлах конечно-элементной сетки случайно выбранного фрагмента микроструктуры композита. Выявлено формирование зон локальной пластической деформации и концентрации растягивающих напряжений, которые наиболее неблагоприятны с точки зрения вероятности внутреннего разрушения.

Ключевые слова: металломатричный композит, микроструктура, вычислительная модель, конечно-элементное моделирование, напряженно-деформированное состояние.

1. Введение

Алюминиевые металломатричные композиционные материалы (ММК) – это новый класс гетерофазных конструкционных материалов, состоящих из пластичной металлической матрицы и армирующего наполнителя. Уникальное сочетание прочностных и пластических свойств позволяет использовать данные материалы в различных отраслях машиностроения и транспортного строительства, при изготовлении деталей электротехнического назначения, элементов авиационной и ракетно-космической техники, а также в качестве покрытий [1–2]. Как правило, металломатричные композиты имеют четкую границу раздела своих компонентов и характеризуются ярко выраженной структурной неоднородностью. Она является причиной того, что при пластической деформации либо в процессе эксплуатации изделий из

ММК имеет место деградация их свойств, определяющаяся изменениями, происходящими в материале на разных масштабных уровнях начиная с микроуровня. Этот факт обусловил необходимость проведения исследований механического поведения композиционных материалов как многоуровневых самосогласованных систем с целью установления закономерности развития разрушения материала, начиная с самой ранней стадии деформирования. Такие исследования являются комплексными и базируются на использовании методов физического материаловедения, механики сплошных сред и вычислительной механики. По результатам таких работ возможно создание научно-обоснованных технологий изготовления изделий методами пластического формоизменения, а также прогнозирование и контроль свойств применяемых композиционных материалов.

Разрушение материалов при пластической деформации представляет собой сложный последовательный многостадийный процесс возникновения и развития внутренних повреждений [3–5]. Эти микродефекты, как правило, образуются путем разрушения менее пластичных структурно-фазовых составляющих или при расслоении межфазных границ и, объединяясь, формируют зоны предразрушения материала. Величину повреждений связывают с локальными пластическими сдвигами в микрообъемах материала и оценивают по величине предельной накопленной деформации до разрушения, зависящей в свою очередь от истории изменения напряженно-деформированного состояния (НДС) в процессе деформации [3–6]. Таким образом, адекватно описать процесс разрушения ММК возможно лишь при наличии информации об особенностях эволюции НДС в условиях развитой пластической деформации.

Решение поставленной задачи требует получения комплекса данных о структурных особенностях и реологии составляющих ММК, а также выбора способа задания его микроструктуры. Одним из подходов, применяемых к исследованию композиционных материалов как сложных нерегулярных структур, является формирование 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) [7]. При этом, как показала практика, для усреднения результатов достаточно иметь, по крайней мере, 10 реализаций микроструктуры [8]. Для реализации данного подхода используются численные методы (например метод Монте-Карло).

В настоящей работе на примере случайно выбранного фрагмента микроструктуры описана методология вычислительной постановки и численной реализации задачи моделирования напряженно-деформированного состояния металломатричного композиционного материала на макро- и микромасштабных уровнях для трех случаев нагружения (растяжение, сжатие, сдвиг) с учетом особенностей строения и реологии компонентов композита.

2. Материал и методика исследований

В качестве модельного материала использовали алюминиевый металломатричный композит, матрицей которого является гранулированный высокопрочный алюминиевый сплав В95 системы Al–Zn–Mg–Cu, следующего химического состава, мас. %: 5–7 Zn; 1,8–2,8 Mg; 1,4–2 Cu; до 0,5Fe; до 0,5 Si; 0,2–0,6 Mn; 0,1–0,25 Cr; до 0,05 Ni до 0,05 Ti. В качестве наполнителя использованы частицы карбида кремния SiC, имеющие форму неправильных призм или пластин со средним размером 4 мкм [9]. Содержание SiC в композите составляет 30 об. %. Данный материал изготовлен методом спекания, вследствие чего имеет ячеистую микроструктуру, при которой частицы наполнителя SiC сосредоточены по границам спеченных алюминиевых матричных гранул. Микроструктура ММК представлена на рис. 1 (снимки сделаны на растровом электронном микроскопе). Размер гранул матрицы составляет от 70 до 20 мкм. Частицы SiC, непосредственно контактирующие с гранулами матрицы, образуют с ней достаточно прочные диффузионно-адгезионные связи. Частицы SiC, находящиеся в контакте между

собой, весьма слабо связаны друг с другом. Таким образом, каждая гранула матрицы находится в окружении пористой малосвязной прослойки, состоящей из скоплений частиц SiC. Более подробно структурные особенности данного композита описаны в работе [9].

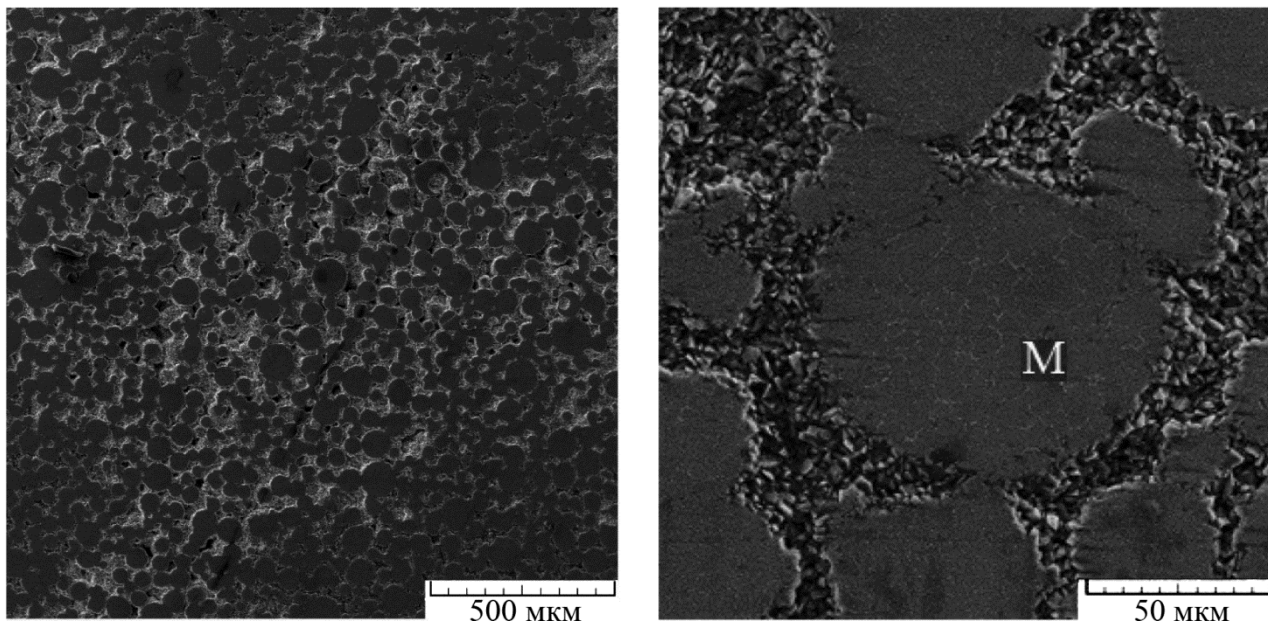


Рис. 1. Микроструктура исследуемого композита: М – гранулы матрицы

На основе двухуровневого структурно-феноменологического подхода [10] разработана 3D вычислительная модель пластической деформации исследуемого металломатричного композита, учитывающая основные особенности строения и реологии его компонентов. Модель представляет собой композицию из структурно-неоднородного микрообъема ММК в окружении буферного слоя с усредненными механическими свойствами композита. В такой постановке решения задачи на макро- и микромасштабных уровнях являются связными и корректными при рассмотрении больших пластических деформаций, поскольку устраняется проблема нетипичного поведения структурных компонент вблизи свободных граней микрообъема ММК. Граничные условия задаются микрообъему ММК по результатам решения задачи на макроуровне, а выполняющие роль буфера слоя материала дают возможность передать условия нагружения для рассматриваемой микрочастицы ММК адекватно реальным. Считается, что в пределах структурных элементов модели остаются справедливыми все феноменологические уравнения и соотношения механики континуума.

При проектировании микрообъема исследуемого ММК В95/SiC был использован опыт авторов, полученный при разработке микромеханической вычислительной модели ММК Al/SiC с призматическими включениями SiC [11]. На основании данных, полученных в работе [9], полагали, что между прослойкой наполнителя и гранулами алюминиевой матрицы ММК существует идеальная адгезионная связь. В результате микрообъем ММК представляет собой куб с длиной ребра 150 мкм, состоящий из склеенных между собой однородных 3D областей, имитирующих структурные составляющие композита – ячейки структуры, заполненные материалом матрицы и карбидокремниевую прослойку с эффективными свойствами. Толщина буферного слоя, окружающего микрообъем ММК, принята равной его линейному размеру. Таким образом, геометрическая модель ММК представляет собой куб с длиной ребра 450 мкм. Для построения 3D конечно-элементной сетки использовали разработанный ранее программный комплекс [12], предназначенный для построения трехмерных сеток по геометрически нерегулярным структурам (рис. 2).

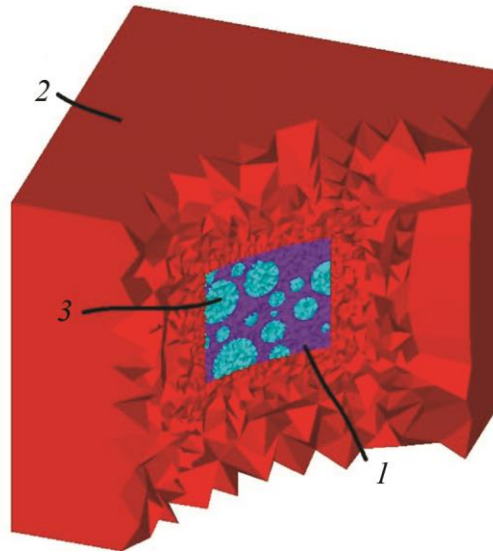


Рис. 2. Трехмерная вычислительная модель ММК:
1 – прослойка; 2 – буферный слой; 3 – гранулы матрицы

Свойства буферного слоя определяли экспериментально¹ при испытаниях на осадку образцов ММК на макроуровне со скоростью деформации 1 л/с при температуре 400 °С. Материал буферного слоя рассматривали как изотропную упругопластическую и пластически несжимаемую среду. Такая же модель среды была выбрана для описания материала матрицы ММК (сплава В95), особенности деформационного упрочнения которой в аналогичных условиях нагружения заимствовали из справочных данных [13]. Кривые деформационного упрочнения, описывающие реологические свойства соответствующих компонентов модели ММК в виде зависимостей напряжения течения σ_s от степени деформации ε , представлены на рис. 3 кривыми 2 и 3. Эффективные свойства прослойки определить экспериментально (например методом кинетического микроиндентирования) не представляется возможным, ввиду больших технических сложностей проведения измерений в условиях высоких температур. Кроме того, экспериментально установлено, что в условиях горячего прессования ММК с ячеистой микроструктурой (в диапазоне температур 400–600 °С) в прослойке происходят структурные изменения, связанные с затеканием матрицы между частицами SiC и приводящие к изменению эффективных свойств прослойки по мере нагружения ММК (рис. 4) [14]. Поэтому в настоящей работе для их определения в условиях пластического течения применили правило смеси в зависимости от объемного содержания матрицы и наполнителя в материале ММК. При этом использовали допущение о том, что объемная доля прослойки в материале ММК не меняется. Полученную в результате расчетов кривую, описывающую реологию прослойки (рис. 3, кривая 1), задавали с использованием модели изотропной упругопластической и пластически-несжимаемой среды.

Упругие постоянные для материала матрицы принимали соответственно: модуль Юнга $E = 30$ ГПа и коэффициент Пуассона $\nu = 0,36$ [15]. При нахождении эффективных упругих констант прослойки приняли допущение о том, что эффективные значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона соответствуют среднему арифметическому значений модуля Юнга и коэффициента Пуассона для сплава В95 и карбида кремния, а именно: $E = 205$ ГПа; $\nu = 0,275$. Эффективные значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона для буферного слоя получили усреднением по методу Фойгта в зависимости от объемного содержания сплава В95 и карбида кремния в материале ММК: $E = 82,5$ ГПа; $\nu = 0,335$.

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

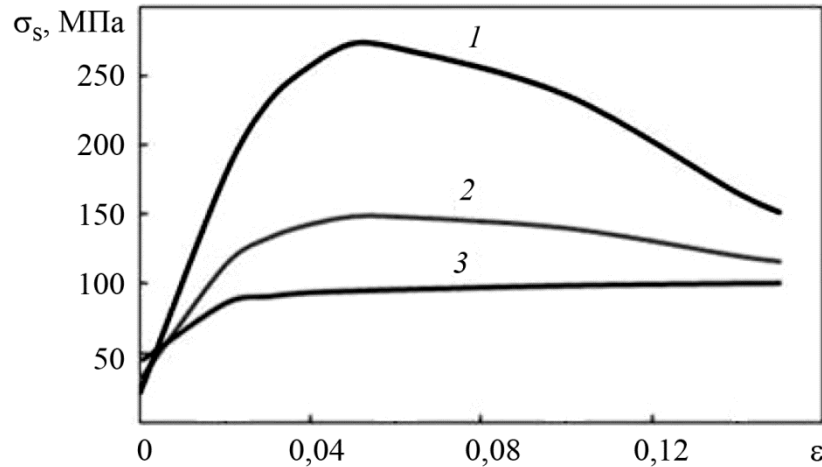


Рис. 3. Кривые деформационного упрочнения прослойки (1), материала ММК В95/30%SiC (2) и сплава В95 (3) при температуре 400 °С и скорости деформации 1 1/с.

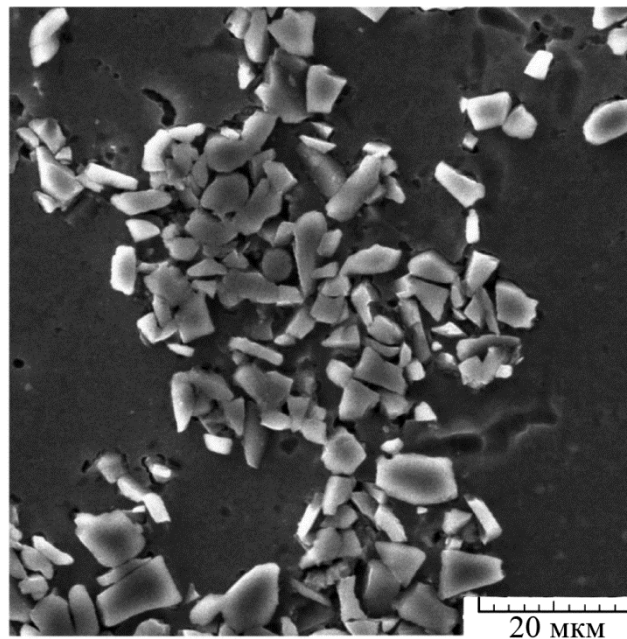


Рис. 4. Микроструктура ММК после горячей пластической деформации

Численные расчеты механического поведения ММК производили в квазистатической постановке на его трехмерной геометрической вычислительной модели в программном комплексе ANSYS на вычислителе кластерного типа «URAN» ИММ УрО РАН. Моделировали деформацию, соответствующую трем случаям нагружения: одноосное растяжение и сжатие вдоль вертикальной оси y и сдвиг в плоскости xu (рис. 5). Граничные условия задавали в перемещениях U_i^k по k -м граням буферного слоя ($k = 1; 2; 3; 4$) в направлении координатной оси i ($i = x, y, z$) соответственно. При одноосном растяжении или сжатии куба вдоль оси y для граней 2; 3; 4, совпадающих с координатными плоскостями, задавали нулевые значения перемещений в направлении осей x, z , соответственно. Для создания условий сдвига в плоскости xu для грани 1 задавали нулевые перемещения вдоль оси y , для грани 2 – вдоль осей x и y , для грани 4 – вдоль оси z . Предельную величину нагрузки в перемещениях задавали из условия обеспечения величины степени эквивалентной макродеформации ϵ геометрической

модели, равной 0,15. Величина ε при растяжении (сжатии) соответствует логарифмической деформации и определяется как:

$$\varepsilon = \left| \ln \frac{y_1}{y_0} \right|,$$

при сдвиге:

$$\varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}},$$

где y_0 , y_1 – начальный и конечный размер геометрической вычислительной модели ММК в направлении оси y ; γ – тангенс угла сдвига куба в плоскости $xу$.

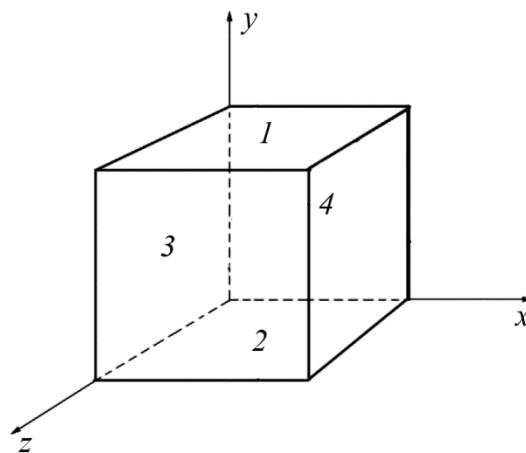


Рис. 5. К заданию граничных условий при моделировании растяжения ($U_y^1 = 73$ мкм, $U_y^2 = U_x^3 = U_z^4 = 0$), сжатия ($U_y^1 = -63$ мкм, $U_y^2 = U_x^3 = U_z^4 = 0$), сдвига ($U_x^1 = 117$ мкм, $U_y^1 = U_x^2 = U_y^2 = U_z^4 = 0$)

В результате моделирования были получены сведения об изменении значений компонент тензоров напряжений и приращений деформаций в каждом узле конечно-элементной сетки вычислительной модели ММК. По полученным данным построены поля распределения эквивалентной деформации и среднего нормального напряжения в узлах конечно-элементной сетки, позволяющие оценить напряженно-деформированное состояние и историю его изменения для трех рассмотренных схем нагружения исследуемого ММК.

3. Результаты и их обсуждение

Экспериментально установлено, что в условиях горячего прессования ММК (400–600 °С) в изначально хрупкой прослойке, состоящей из скоплений частиц карбида кремния, происходят структурные изменения. Под действием давления при повышенных температурах имеет место дробление больших скоплений частиц наполнителя, их перераспределение и затекание матрицы между отдельными частицами SiC [14]. Тогда фактически прослойку можно рассматривать как новый композиционный материал со смешанной структурой и свойствами, в котором каждая частица карбида кремния находится в окружении тонкого слоя сплава В95 (рис. 4). Наличие материала матрицы в прослойке является причиной того, что она может пластически деформироваться. Таким образом, по мере высокотемпературного нагружения композита эффективные свойства прослойки претерпевают значительное изменение, переходя от упругих к упругопластическим.

Структурные изменения и связанные с ними изменения эффективных свойств прослойки определяют характер механического поведения ММК при пластической деформации как на макро- так и на микроскопическом уровне. Результаты численного моделирования деформации ММК на макроуровне как квазиоднородного материала с усредненными эффективными упруго-пластическими свойствами позволяют в среднем оценить уровень значений основных параметров НДС в зависимости от степени деформации ММК, а также дают принципиальную возможность для оценки усилия деформации ММК в том или ином виде нагружения и связанной с ним мощности деформирующего оборудования. В то же время моделирование на макромасштабном уровне не является информативным с точки зрения получения данных по выявлению локальных очагов концентрации напряжений и деформаций, поскольку их появление обусловлено, прежде всего, структурной неоднородностью материала.

Численное моделирование нагружения ММК на микроуровне позволило установить наличие зон локализации пластической деформации, зарождающихся в прослойке и проникающих в матрицу по мере роста величины деформации во всех трех видах нагружения. Это объясняется тем, что более прочная по сравнению с матрицей прослойка сдерживает течение пластичных гранул матрицы. Кроме того, в самой прослойке недеформируемые поверхности карбидов кремния создают условия, подобные тем, что возникают при растяжении тонкого пластичного слоя, расположенного между двумя жесткими поверхностями. Как и следовало ожидать, данные зоны ориентированы в соответствии с направлением действия максимальных касательных напряжений, т. е. под углом 45° к направлению нагружения, и определяют величину локальных пластических сдвигов в микрообъеме ММК. В качестве примера на рис. 6 приведено распределение накопленной эквивалентной деформации по центральному сечению x микрообъема ММК при сжатии в зависимости от степени макродеформации композита ε .

С другой стороны, твердые недеформируемые частицы наполнителя SiC, присутствующие в прослойке ММК, способствуют формированию зон концентрации растягивающих напряжений. В этом удалось убедиться, получив распределения среднего нормального напряжения σ в узлах конечно-элементной сетки микрообъема ММК. Известно, что при $\sigma > 0$ напряженное состояние характеризуется преобладанием растягивающих напряжений; при $\sigma < 0$ – сжимающих напряжений. При этом высокий уровень растягивающих напряжений способствует интенсивному пластическому разрыхлению, а значит, повышает вероятность разрушения [5–6]. В качестве примера на рис. 7 представлено распределение среднего нормального напряжения σ по центральному сечению x микрообъема при сдвиге со степенью макродеформации ММК $\varepsilon = 0,15$.

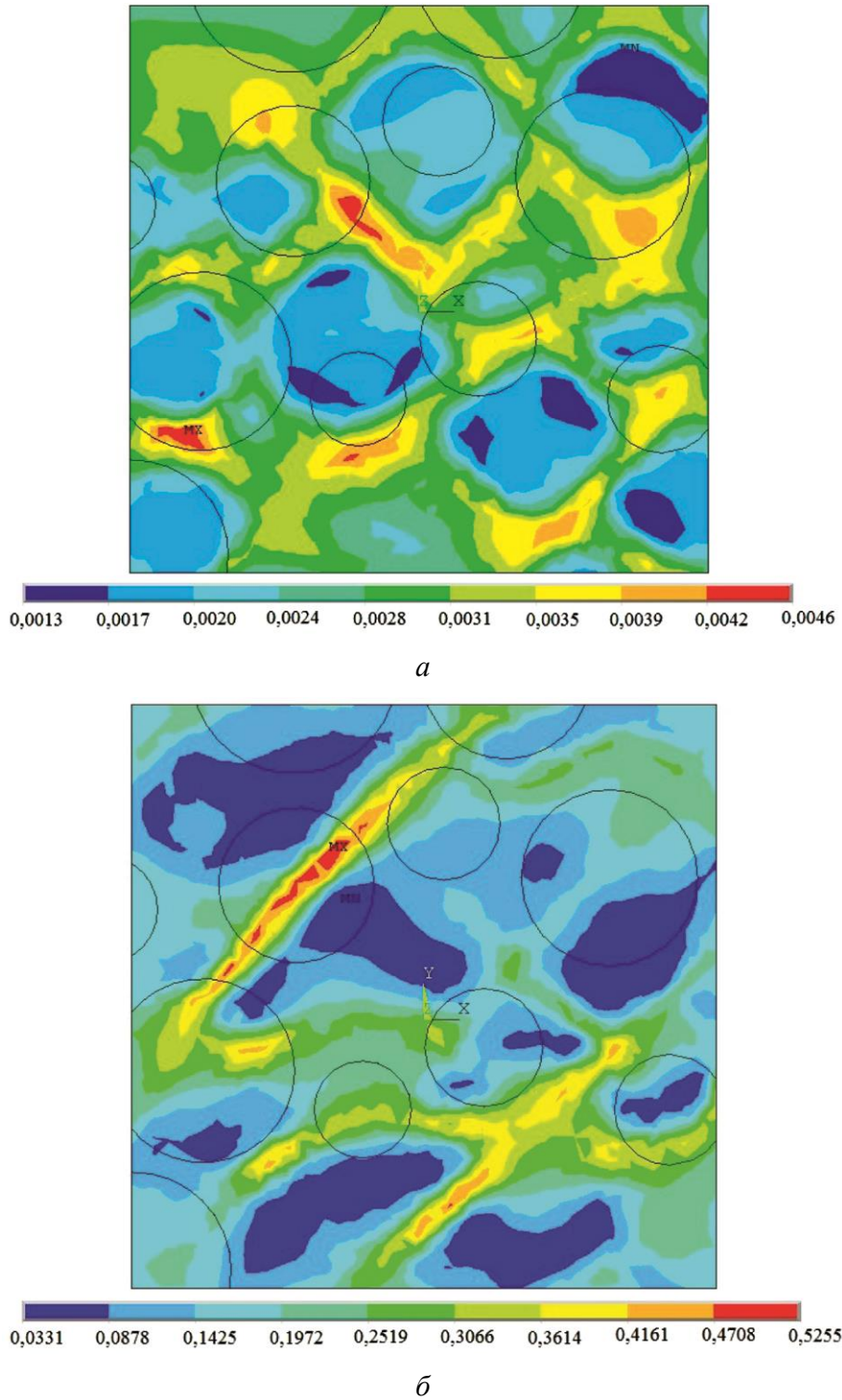


Рис. 6. Распределение накопленной эквивалентной деформации по центральному сечению ху микрообъема ММК при сжатии со степенью макродеформации: $a - \varepsilon = 0,002$; $b - \varepsilon = 0,15$ (визуализация приведена на недеформированной структуре сечения, окружностями показаны гранулы матрицы)

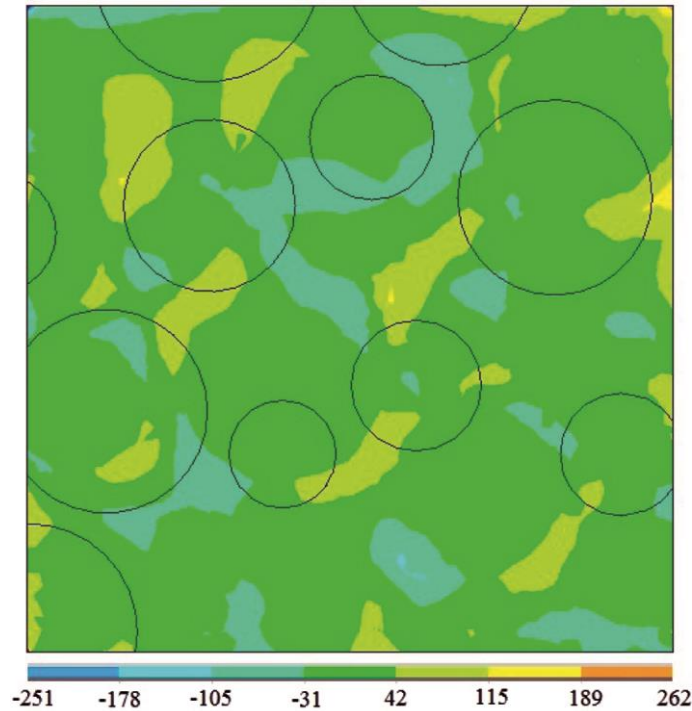


Рис. 7. Распределение среднего нормального напряжения σ , МПа по центральному сечению xu микрообъема ММК при сдвиге со степенью макродеформации $\varepsilon = 0,15$ (визуализация приведена на недеформированной структуре сечения, окружностями показаны гранулы матрицы)

Эффект появления концентраций растягивающих напряжений выявлен при моделировании деформации растяжения и сдвига. При сжатии подобного эффекта не выявлено, что очевидно связано с тем, что высокий уровень сжимающих макронапряжений при данной схеме нагружения оказывается достаточным для того, чтобы нивелировать микроскопические зоны растягивающих напряжений, возникновение которых при сжатии, как показано в работах [8, 11], возможно вследствие структурной неоднородности материала.

4. Заключение

На основе двухуровневого структурно-феноменологического подхода разработана 3D вычислительная модель деформации ячеистой структуры алюминиевого металломатричного композита V95/SiC, учитывающая особенности строения и реологии его компонентов. Модель представляет собой композицию из структурно-неоднородного микрообъема материала в окружении буферного слоя с усредненными механическими свойствами композита. В такой постановке решения задачи на макро- и микромасштабных уровнях являются связными и корректными при рассмотрении больших пластических деформаций, поскольку устраняется проблема нетипичного поведения структурных компонент вблизи свободных граней микрообъема композита. Граничные условия задаются микрообъему по результатам решения задачи на макроуровне, а выполняющие роль буфера слои материала дают возможность передать условия нагружения для рассматриваемой микрочастицы композита адекватно реальным. Показана возможность использования данной модели для моделирования механического поведения исследуемого ММК на макро- и микромасштабных уровнях для трех случаев нагружения: растяжение, сжатие, сдвиг.

Построены поля распределения эквивалентной деформации и среднего нормального напряжения в узлах конечно-элементной сетки микрообъема исследуемого композита, позволяющие описать неоднородность напряженно-деформированного состояния ММК на микроуровне. Установлено формирование зон локальной пластической деформации и концен-

трации растягивающих напряжений в микрообъеме ММК вследствие структурных особенностей композита и связанной с ними несовместности деформаций его компонентов.

Благодарность

Авторы выражают благодарность Н.С. Мичурову за помощь в проведении электронно-микроскопических исследований.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФ № 14-19-01358 в части разработки вычислительной модели ММК В95/SiC.

Литература

1. Курганова Ю. А., Колмаков. А. Г. Конструкционные металломатричные композиционные материалы : учебное пособие. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2015. – 141 с.
2. The Tribological Performances of a NiCrBSi–TiC Laser-Clad Composite Coating under Abrasion and Sliding Friction / A. V. Makarov, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 3. – P. 83–97. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-3/2015-3_33.html
3. Broek D. Elementary engineering fracture mechanics. – Martinus Nijhoff Publishers, The Hague, 1984 – 469 p.
4. Lemaitre J. A., Lippmann H. A. Course on Damage Mechanics. – Berlin : Springer–Verlag, 1996. – 228 p.
5. 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
6. Колмогоров В. Л. Механика обработки металлов давлением : учебник для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург : Издательство УГТУ–УПИ, 2001. – 836 с.
7. Buryachenko V. Micromechanics of heterogeneous materials. – New York : Springer, 2007. – 686 p.
8. 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
9. Pugacheva N. B., Michurov N. S., Senaeva E. I., Bykova T. M. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117, no. 11. – P. 1144–1151. – DOI: 10.1134/S0031918X16110119
10. Mesomechanics: The microstructure-mechanics connection / G. Haritos, J. Hager, A. Amos, M. Salkind, A. Wang // *International Journal of Solids and Structures*. – 1988. – Vol. 24, no. 11. – P. 1081–1096. – DOI: 1081–1096. 10.1016/0020-7683(88)90007-8
11. A Hierarchical Modeling of Stress-Strain State of Multiphase Material Subjected to Uniaxial Loading / S. V. Smirnov, A. V. Kononov, M. V. Myasnikova, Yu. V. Khalevitsky, A. S. Smirnov, A. S. Igumnov // *AIP Conference Proceedings*. – 2016. – Vol. 1785. – P. 040066-1–040066-4. – DOI: 10.1063/1.4967123
12. 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.
13. Полухин П. И., Гун Г. Я., Галкин А. М. Соппротивление пластической деформации металлов и сплавов. – М. : Металлургия, 1983. – 352 с.
14. Effect of Hot Plastic Deformation on the Structural State of a Al-10%SiC Composite / N. B. Pugacheva, D. I. Vichuzhanin, N. S. Michurov, A. S. Smirnov // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – (In press).
15. Cobden R. Aluminium. Physical Properties, Characteristics and Alloys : TALAT Lecture 1501. – EAA–European Aluminium Association, 1994. – 66 p.