

06

Формирование нитевидных наноструктур $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ на поверхности частиц Al и их влияние на термомеханические свойства Al-композита

© У.У. Нарзуллоев, А.Т. Матвеев, Д.В. Штанский

Национальный исследовательский технологический университет „МИСИС“, Москва, Россия

E-mail: matveev.at@misis.ru

Поступило в Редакцию 16 декабря 2025 г.

В окончательной редакции 20 января 2026 г.

Принято к публикации 21 января 2026 г.

Синтезированы Al-матричные композиты, упрочненные нитевидными наноструктурами $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$, с высокой прочностью и пластичностью (предел прочности на растяжение и сжатие 212 и 335 МПа при 25 °С и 140 и 243 МПа при 500 °С) при относительном удлинении более 28 % и твердости 65 HV₅. Нитевидные наноструктуры $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ длиной порядка 1 μm и толщиной менее 100 нм образовались при температуре 900 °С на поверхности предварительно окисленного микронного порошка Al с нанесенным из водного раствора Na_2SiO_3 . Решена проблема равномерного распределения упрочняющих оксидных наноструктур в объеме композита за счет их роста на поверхности частиц металлического порошка.

Ключевые слова: нитевидные наноструктуры, оксид кремния, оксид алюминия, микроструктура, дисперсное упрочнение, прочность на растяжение и сжатие.

DOI: 10.61011/PJTF.2026.09.62708.20602

Благодаря высокой удельной прочности сплавы на основе алюминия широко используются в автомобильной и авиационной промышленности. Однако резкое снижение прочности этих сплавов с повышением температуры существенно ограничивает их применение [1]. Добавление дисперсной керамической фазы является одним из основных методов повышения высокотемпературной прочности алюминия и сплавов на его основе [2]. Однако дисперсное упрочнение металлов, особенно при использовании керамических наночастиц, сталкивается с проблемой их равномерного распределения в матрице. Наночастицы склонны к образованию агломератов, что приводит к снижению прочности композитов. Для равномерного распределения керамических наноструктур в металлической матрице нами был предложен новый подход, при котором керамические наночастицы формируются на поверхности металлических частиц. Эта концепция была продемонстрирована на примере формирования нитевидных кристаллов при взаимодействии окисленной поверхности частиц Al с LiNO_3 [3]. Предложенный подход позволяет исключить стадию гомогенизирующего размолва порошков, что имеет практическое значение. Однако прочность полученных композитов возросла несущественно, что было связано с низкой массовой долей наноструктур в матрице (менее 1 mass%). Повысить массовую долю наноструктур в композите можно, используя более мелкие частицы металла, а также повысив плотность наноструктур на поверхности металлических частиц.

В настоящей работе использовались частицы алюминия размером менее 10 μm , а в качестве реакционного оксида применялся Na_2SiO_3 . При взаимодействии Na_2SiO_3 с Al_2O_3 возможно образование различных фаз

в системах $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ и $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Na}_2\text{O}$, что способствует повышению поверхностной плотности наноструктур.

Порошок частиц Al (1–10 μm) предварительно окисляли при температуре 600 °С в течение 180 min, затем смачивали водно-спиртовым раствором Na_2SiO_3 и проводили высокотемпературный отжиг при температуре 900 °С в течение 60 min. По данным растровой электронной микроскопии (РЭМ) (JSM-7600F, JEOL, Япония) на поверхности частиц Al образовались нитевидные наноструктуры длиной около 1 μm и толщиной менее 100 нм (рис. 1, а). По данным энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии порошок содержал Al, O и Si в соотношении (at.%): Al:O:Si = 45.6:53.1:1.3.

Рентгенограммы порошков Al, окисленного Al (Al_{ox}) и порошка Al с нитевидными наноструктурами (Al-SiO_2), полученные на дифрактометре SmartLab (Rigaku, Япония), приведены на рис. 1, б. На дифрактограммах образцов Al (кривая 1) и Al_{ox} (кривая 2) основные пики относятся к Al (ICDD 03-065-2869). На рентгенограмме образца Al_{ox} после окисления порошка Al наблюдается появление широкого максимума низкой интенсивности в диапазоне $2\theta = 25\text{--}35^\circ$ и слабых пиков в положениях $2\theta = 45.1$ и 66.5° , которые можно отнести к фазе $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ (ICDD 01-074-4629). В образце Al-SiO_2 (кривая 3) появляются дополнительные пики SiO_2 (ICDD 00-002-0286), а интенсивность пиков от фазы $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ возрастает. На рис. 1, в показаны РЭМ-изображения композита Al-SiO_2 , на которых видны нитевидные наноструктуры диаметром порядка 10 нм (показаны стрелками), а также агломерат наноструктур, с которого удалось получить карты распределения элементов и линейный профиль распределения элементов (линия сканирования показана на РЭМ-изображении).

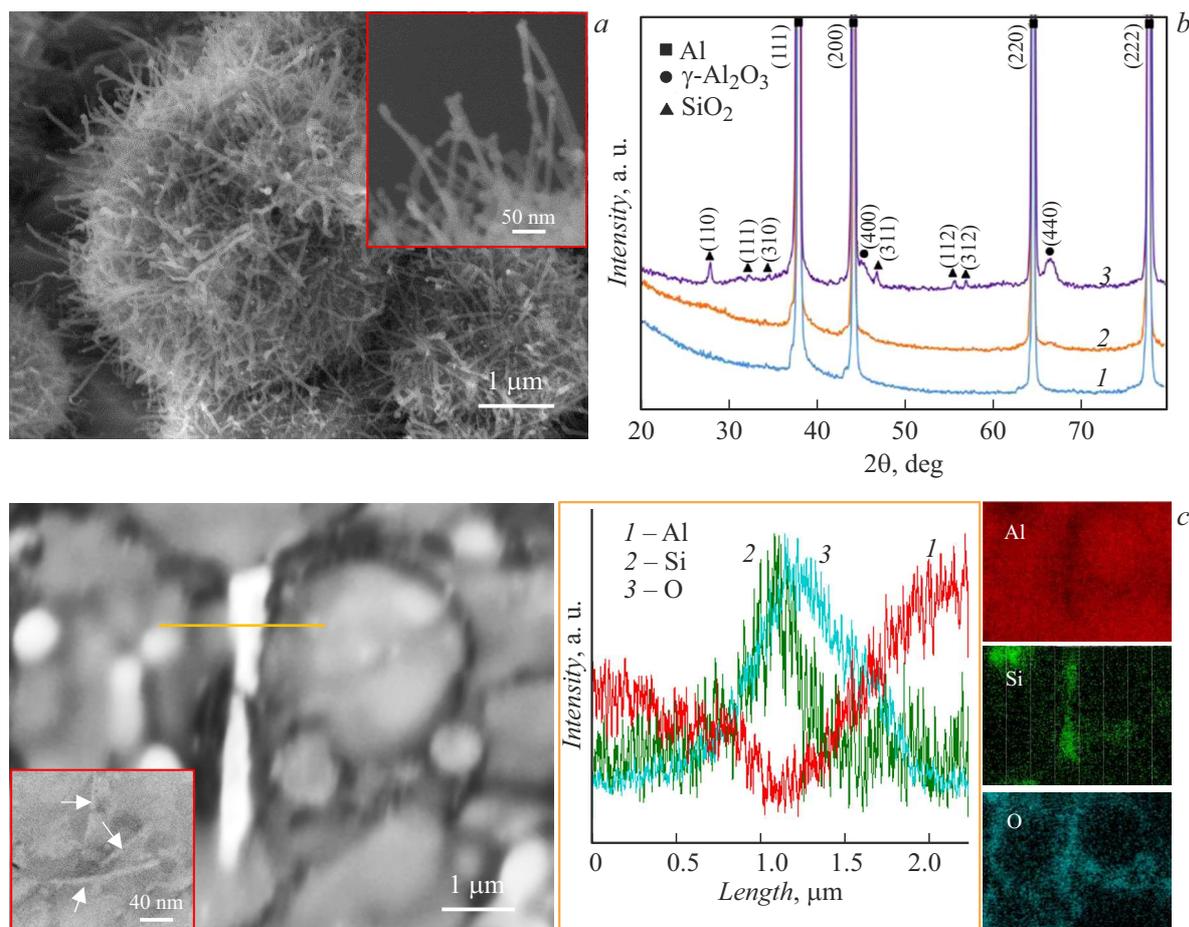


Рис. 1. *a* — РЭМ-изображение частиц Al с нитевидными наноструктурами после отжига при 900 °С в течение 60 min. *b* — рентгенограммы порошков Al (1), окисленного Al (2) и Al с нитевидными наноструктурами (3). *c* — РЭМ-изображение поверхности композита Al–SiO₂ с нитевидными наноструктурами (на вставке), карты распределения элементов в этой области и профиль распределения элементов в агломерате (линия сканирования обозначена на РЭМ-изображении).

В агломерате наблюдается относительное снижение интенсивности сигнала Al и появляется сигнал от Si и O. Ширина пика кислорода больше, чем ширина пика кремния. Это свидетельствует о том, что кислород связан не только с кремнием, но и с алюминием. Таким образом, данные рентгенофазового и элементного анализа указывают на то, что наноструктуры образованы фазами SiO₂ и Al₂O₃.

Отжиг частиц Al при температуре ниже T_{melt} (~ 630 °С) приводит к образованию прочной оксидной оболочки, которая удерживает внутри себя расплав алюминия при отжиге выше T_{melt} . Согласно результатам теоретического моделирования, на внутренней границе раздела Al₂O₃/Al_{melt} образуются субоксиды Al₂O, которые под воздействием избыточного давления внутри частиц диффундируют через нанопоры оксидной оболочки к поверхности, где подвергаются диспропорционированию на Al и Al₂O₃ и образуют нанопровода Al@Al₂O₃ [4]. Использование в этом процессе силиката натрия на поверхности частиц окисленного алюминия приводит к образованию нитевидных наноструктур на основе SiO₂.

На основе всех трех типов порошков были получены композиционные материалы методом искрового плазменного спекания в вакууме на установке Labox 650 SPS (Sinter Land Inc., Япония) при температуре 630 °С, давлении прессования 49.5 МПа и времени спекания 10 min. Значения плотности и твердости полученных образцов приведены в таблице. Твердость материала с нитевидными наноструктурами SiO₂ возрастает в 2 раза по сравнению с твердостью образцов Al и Al_{ox}.

На рис. 2 представлены значения предела прочности на растяжение (UTS) и кривые напряжение–деформация

Плотность и твердость образцов, полученных методом искрового плазменного спекания из порошков Al, окисленного Al и Al–SiO₂

Образец	Плотность, g/cm ³	Твердость, HV ₅
Al	2.68 ± 0.06	28 ± 3
Al _{ox}	2.68 ± 0.05	32 ± 2
Al–SiO ₂	2.72 ± 0.06	65 ± 2

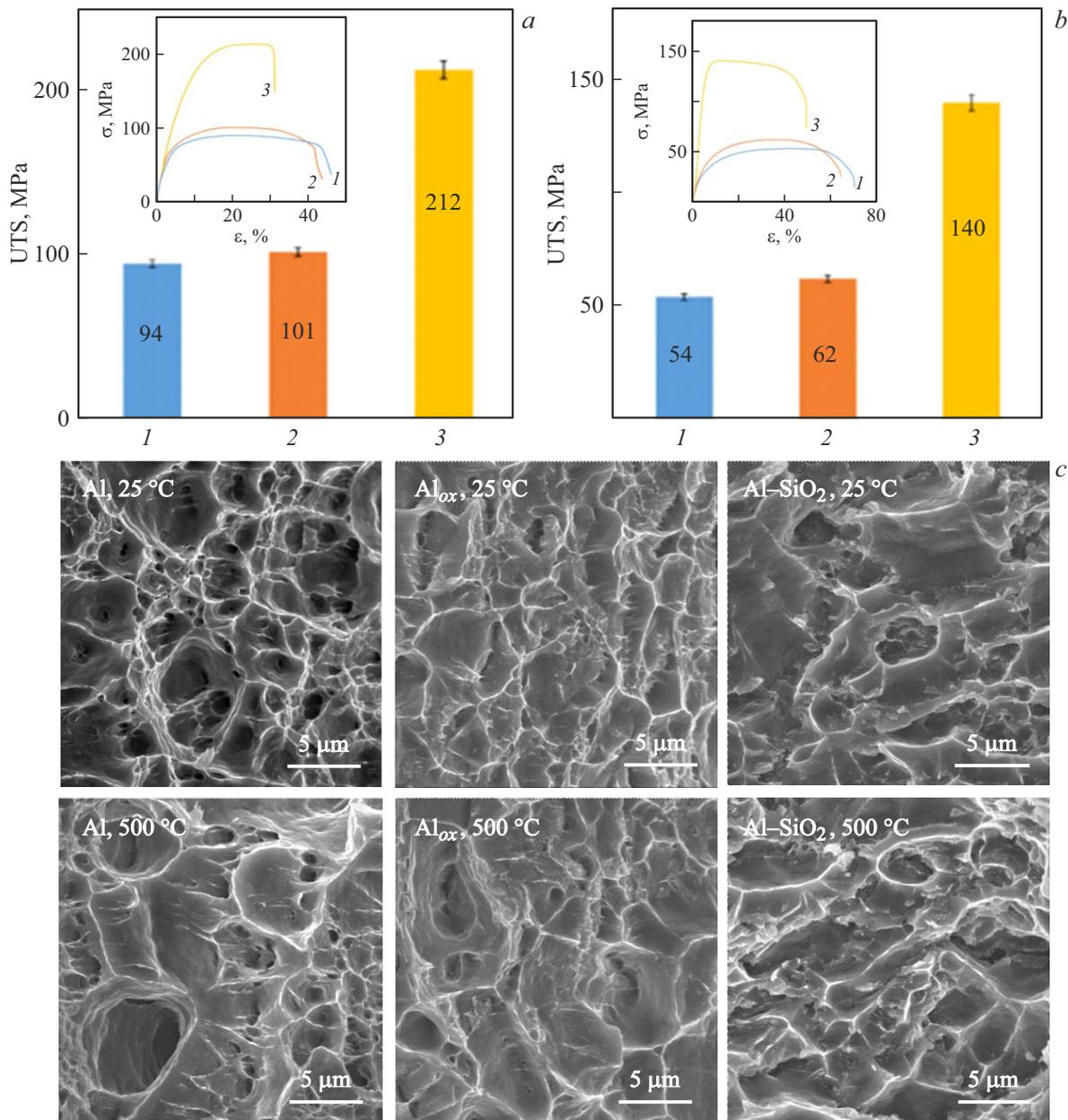


Рис. 2. Предел прочности на растяжение (UTS) при 25 (a) и 500 °C (b). На вставках показаны соответствующие кривые напряжение–деформация (σ – ϵ): 1 — Al, 2 — окисленный Al, 3 — композит Al–SiO₂. c — фрактограммы излома образцов после испытаний на растяжение при 25 и 500 °C.

образцов, испытанных при 25 и 500 °C. Образцы Al и Al_{ox} имеют соответственно значения UTS, равные 94 и 101 МПа (25 °C) и 54 и 62 МПа (500 °C). Это показывает, что окисление частиц Al не вносит существенного вклада в повышение прочности материала и не снижает его пластичность. Величина UTS композита Al–SiO₂ составила 212 МПа (25 °C) и 140 МПа (500 °C), что соответствует увеличению прочности на 126 % (25 °C) и 159 % (500 °C) по сравнению с прочностью Al. Важно отметить, что при высокой прочности композит Al–SiO₂ сохранил высокую пластичность при растяжении (относительное удлинение порядка 30 % при 25 °C

и 40 % при 500 °C). РЭМ-микрофотографии области разрушения образцов после испытаний на растяжение при 25 и 500 °C, полученные с помощью JSM-7600F (JEOL, Япония), представлены на рис. 2, c. Все образцы демонстрируют характерную ячеистую микроструктуру, что свидетельствует о преимущественно пластическом характере разрушения. Это хорошо согласуется с соответствующими кривыми напряжение–деформация (σ – ϵ).

Значения предела прочности материалов на сжатие (UCS) и кривые напряжение–деформация, полученные при 25 и 500 °C, представлены на рис. 3. По сравне-

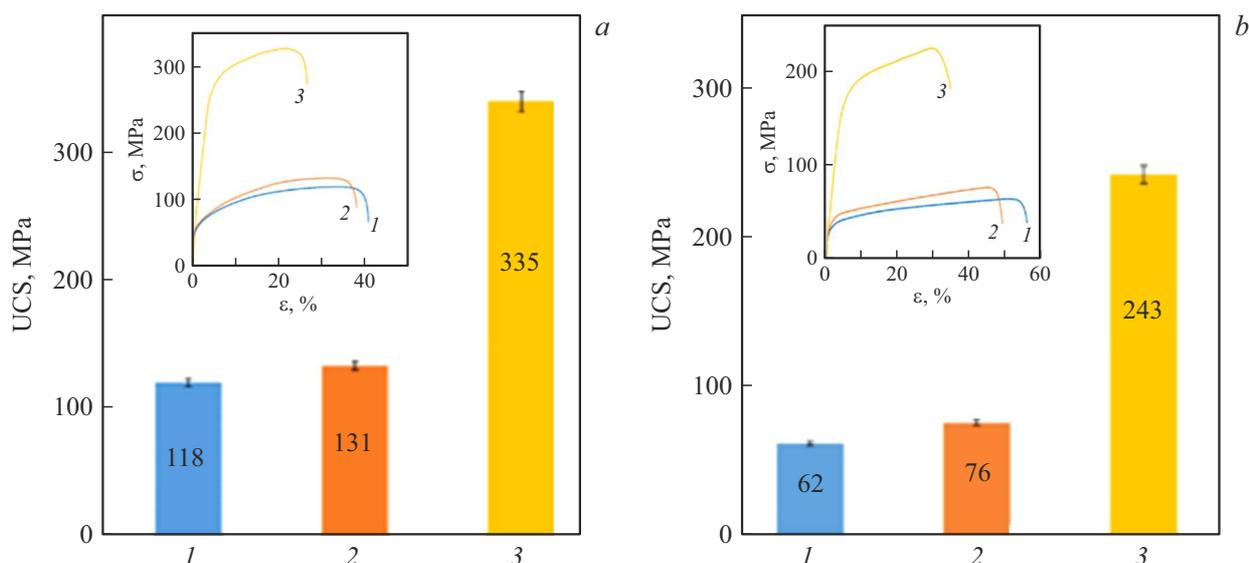


Рис. 3. Предел прочности на сжатие (UCS) при 25 (а) и 500 °С (b). На вставках показаны соответствующие кривые напряжение–деформация (σ – ε): 1 — Al, 2 — окисленный Al, 3 — композит Al–SiO₂.

нию со значениями UCS для образцов Al (118 МПа) и Al_{ox} (131 МПа) UCS композита с нитевидными наноструктурами SiO₂ при 25 °С возрастает до 335 МПа, что соответствует увеличению прочности на 184 % по сравнению с прочностью Al. При 500 °С UCS составляет 243 МПа, что на 292 % выше, чем у Al. Как правило, при повышении прочности композиционных материалов их пластичность снижается независимо от морфологии дисперсной упрочняющей фазы [5,6]. Поэтому важно отметить, что композиты Al–SiO₂ сохраняют высокую пластичность и при сжатии: относительное удлинение составляет 28 % при 25 °С и 35 % при 500 °С.

Таким образом, подтверждена практическая значимость предложенной ранее концепции создания дисперсно-упрочненных металломатричных композиционных материалов за счет роста оксидных наноструктур на поверхности окисленных частиц металлического порошка. Образование многочисленных нитевидных наноструктур SiO₂/Al₂O₃ длиной порядка 1 μ m и толщиной менее 100 nm на поверхности каждой микронной частицы Al позволяет обеспечить равномерное распределение наноструктур в объеме композиционного материала. Композит Al–SiO₂ имеет твердость 65 HV₅, предел прочности на растяжение и сжатие 212 и 335 МПа (25 °С) и 140 и 243 МПа (500 °С) при относительном удлинении более 28 %.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России (проект FSME-2023-0004).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] S.-S. Li, X. Yue, Q.-Y. Li, H.-L. Peng, B.-X. Dong, T.-S. Liu, H.-Y. Yang, J. Fan, S.-L. Shu, F. Qiu, Q.-C. Jiang, *J. Mater. Res. Technol.*, **27**, 944 (2023). DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.09.274
- [2] K. Pooja, N. Tarannum, P. Chaudhary, *Discov. Mater.*, **5**, 35 (2025). DOI: 10.1007/s43939-025-00226-6
- [3] У.У. Нарзуллоев, М.К. Кутжанов, И.В. Щетинин, П.А. Логинов, Д.В. Штанский, А.Т. Матвеев, *Письма в ЖТФ*, **50** (9), 39 (2024). DOI: 10.61011/PJTF.2024.09.57568.19847 [U.U. Narzulloev, M.K. Kutzhanov, I.V. Shchetinin, P.A. Loginov, D.V. Shtansky, A.T. Matveev, *Tech. Phys. Lett.*, **50** (5), 33 (2024). DOI: 10.61011/TPL.2024.05.58418.19847].
- [4] U.U. Narzulloev, A.T. Matveev, M.K. Kutzhanov, A.S. Konopatsky, I.V. Shchetinin, P.A. Loginov, L.A. Varlamova, J.J. Pais Pereda, P.B. Sorokin, D.V. Shtansky, *Appl. Surf. Sci.*, **664**, 160223 (2024). DOI: 10.1016/j.apsusc.2024.16022
- [5] R. Wang, W. Guo, L. Liu, K. Yuan, J. Wang, S. Zhao, L. Chen, *J. Mater. Res. Technol.*, **23**, 191 (2023). DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.12.187
- [6] H. Zhu, Z. Liu, X. Li, H. Liu, X. Wang, J. Hou, Z. Liu, B. Xiao, Z. Ma, Z. Zhang, *Composites A*, **200**, 109320 (2026). DOI: 10.1016/j.compositesa.2025.109320