

УДК 620.178.322.3

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-2-38-48>

Научная статья

Research article



## Структура и механизм разрушения алюмоматричных композитов, полученных методом внутреннего окисления, при растяжении

В.В. Мыльников<sup>1</sup>, Е.А. Чернышов<sup>1</sup>, А.Д. Романов<sup>2</sup>, М.В. Мыльникова<sup>1</sup>,  
Е.А. Захарычев<sup>1,3</sup>, Н.А. Рябов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет  
603950, Россия, г. Нижний Новгород, ул. Ильинская, 65

<sup>2</sup> Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексева  
603950, Россия, г. Нижний Новгород, ул. Минина, 24

<sup>3</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского  
603950, Россия, г. Нижний Новгород, ГСП-20, пр-т Гагарина, 23

✉ Владимир Викторович Мыльников (mrgmylnikov@mail.ru)

**Аннотация:** Представлены результаты исследований сопротивления разрушению при статическом растяжении литых алюмоматричных композитов на основе алюминия с различным содержанием упрочняющей фазы  $Al_2O_3$ . Литые алюмоматричные композиционные материалы были изготовлены по технологии, которая основана на процессе выгорания расплава алюминия при взаимодействии с кислородом. Для проведения исследований на статическую прочность были отлиты две партии слитков с различным содержанием твердой фазы. Средний размер частиц упрочняющей фазы, преимущественно призматической морфологии, составлял 60–80 мкм, а их количество изменяли от 15 до 25 %. Поверхности разрушения, полученные при статическом одноосном растяжении исследованных образцов материала, изучались на образцах, разрушившихся при максимальном значении напряжения. Исследования поверхности разрушения проводились с помощью оптического микроскопа с расширенными возможностями за счет усовершенствованной длиннофокусной оптической системы и цифровой обработки изображения с применением оригинальной методики изучения 3D-структур. Для углубленного анализа характерных областей излома использовался растровый электронный микроскоп с энерго- и волнодисперсионным элементным анализаторами. В ходе проведенных исследований было установлено, что у образцов с меньшим содержанием дисперсной фазы излом носит смешанный неоднородный по макрогеометрии характер, который можно интерпретировать как сухой волокнистый излом с видимыми кристаллической сыпью и вырывами. С увеличением количества твердой фазы наблюдается смешанный, достаточно однородный по макрогеометрии характер излома с веерообразно-волокнистым строением, в котором также зафиксированы кристаллическая сыпь, отличающаяся распределением по площади излома, и вырывы других геометрических размеров. Выявлены и описаны особенности изменения рельефа поверхности разрушения и механизмы разрушения полученных композитов.

**Ключевые слова:** литой алюмоматричный дисперсно-упрочненный композиционный материал (ДУКМ), корунд, растяжение, транскристаллитное разрушение, интеркристаллитное разрушение, макроструктура, микроструктура, деформация

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-13-20009.  
<https://rscf.ru/project/22-13-20009/>

**Для цитирования:** Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Романов А.Д., Мыльникова М.В., Захарычев Е.А., Рябов Н.А. Структура и механизм разрушения алюмоматричных композитов, полученных методом внутреннего окисления, при растяжении. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2023;29(2):38–48. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-2-38-48>

# Structure and tensile fracture mechanism of aluminum matrix composites produced by internal oxidation

V.V. Mylnikov<sup>1</sup>, E.A. Chernyshov<sup>1</sup>, A.D. Romanov<sup>2</sup>, M.V. Mylnikova<sup>1</sup>,  
E.A. Zakharychev<sup>1,3</sup>, N.A. Ryabov<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Nizhny Novgorod State University of Architecture and Civil Engineering  
65 Ilyinskaya Str., Nizhny Novgorod 603950, Russia

<sup>2</sup> Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev  
24 Minina Str., Nizhny Novgorod 603950, Russia

<sup>3</sup> Institute of Chemistry of N.I. Lobachevsky National Research University  
23 Gagarin Prosp., Nizhny Novgorod, GSP-20 603950, Russia

✉ Vladimir V. Mylnikov (mrmylnikov@mail.ru)

**Abstract:** This article presents experimental results of resistance against fracture upon static tension of cast aluminum matrix composites based on aluminum with various content of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> strengthening phase. The cast aluminum matrix composite materials were produced by the technology based on burnout of aluminum melt upon interaction with oxygen. Two batches of ingots with various content of solid phase were smelted for tests of static strength. The average particle size of strengthening phase of predominantly prismatic morphology was 60–80 μm, and their content varied from 15 to 25 %. The fracture surfaces obtained upon static uniaxial tension of the considered samples were studied on the samples destroyed at maximum stress. The fracture surfaces were analyzed using an optical microscope with expanded options due to improved long-focus system and digital processing of images based on unique procedure of 3D structure analysis. For in-depth analysis of characteristic fracture region a scanning electron microscope was used equipped with energy and wavelength dispersive elemental analyzers. It was established in the studies that in the samples with lower content of dispersed phase, the fracture is characterized by mixed heterogeneous in terms of macrogeometry pattern. This can be interpreted as dry fibrous fracture with visible crystalline pimples and breakaways. With an increase in the solid phase, a mixed, sufficiently homogenous in terms of macrogeometry, fracture pattern of fanlike fibrous structure can be observed. Crystalline pimples were also detected of a different fracture surface area, as well as breakaways of other geometrical sizes. The features of changes in the relief of fracture surface and the fracture mechanisms of the obtained composites have been detected and described.

**Keywords:** cast aluminum matrix dispersion strengthened composite material (DSCM), corundum, tension, transcrystalline fracture, intercrystallite fracture, macrostructure, microstructure, deformation

**Acknowledgments:** This work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. № 22-13-20009, <https://rscf.ru/project/22-13-20009/>

**For citation:** Mylnikov V.V., Chernyshov E.A., Romanov A.D., Mylnikova M.V., Zakharychev E.A., Ryabov N.A. Structure and tensile fracture mechanism of aluminum matrix composites produced by internal oxidation. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2023;29(2):38–48. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-2-38-48>

## Введение

Литые композиционные материалы имеют большие перспективы для обширного внедрения в различные области авиастроения и машиностроения в качестве антифрикционных, конструкционных и прочих материалов, обеспечивающих снижение массы деталей, повышение характеристик их работы и, главное, создание новых машин и конструкций [1–8]. Пионерами серийного производства дисперсно-упрочненных

композиционных материалов (ДУКМ) с твердой фазой в виде SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> являются иностранные компании «Duralcan» (Канада), «Alcan» и «Alcoa» (Канада, США). Вместе с тем полноценное применение ДУКМ в настоящее время ограничено, особенно в России, и не соответствует потенциальным эксплуатационно-техническим возможностям этих материалов. В основном это связано с недостаточно разработанными научными и

техническими основами их создания, которые бы гарантированно позволяли выбирать и прогнозировать их структуру, состав и технологию получения с целью достижения требуемых прочностных и эксплуатационных свойств деталей машин и конструкций из ДУКМ, в том числе с наноразмерными упрочняющими элементами, при приемлемой стоимости [9–11].

Лидирующие позиции по объемам применения в различных отраслях машиностроения и авиастроения занимают композиционные материалы на основе алюминиевой матрицы. В настоящее время имеется большое количество различных технологий упрочнения твердыми дисперсными фазами, к которым относятся такие, как собственные оксиды ( $Al_2O_3$ ) и карбиды ( $Al_4C_3$ ), а также смеси различных упрочняющих дисперсных фаз (например,  $TiC-Al_2O_3-Al$ ) или алюминиды (например,  $Fe_3Al-TiC$ ) [12–21]. В каждом случае с увеличением объемной доли твердых фаз возрастает прочность и уменьшается пластичность получаемых композитов.

В представленной работе исследованы алюмоматричные композиты, полученные жидкофазным методом [22], который основан на процессе выгорания расплава алюминия при взаимодействии с кислородом. При его разработке были учтены положительные особенности известных технологий: кислородно-конвертерного процесса, разливки алюминиевых сплавов в атмосфере кислорода и создания воздухонезависимой энергетической установки на основе высокометаллизированного топлива [23, 24]. При взаимодействии алюминиевого расплава с кислородом обеспечивается наличие прочной межфазной границы между матрицей и наполнителем. Кроме того, способ позволяет получать композиты в одну стадию и обеспечить равномерное распределение частиц в расплаве, а следовательно, позволяет более полно реализовать потенциальные возможности ДУКМ. Проведенные нами сравнительные испытания на одноосное растяжение показали, что предел прочности находится в диапазоне  $\sigma_b = 180 \div 205$  МПа, что в сравнении с результатами, полученными в работе [25] ( $\sigma_b = 100 \div 150$  МПа при изменении  $Al_2O_3$  в сплаве от 5 до 20 %), выше приблизительно на 25 %.

Целью представленной работы являлось исследование поверхности разрушения образцов литых алюмоматричных композитов после одноосного растяжения до разрушения с учетом модификации структуры.

## Материалы и методы исследования

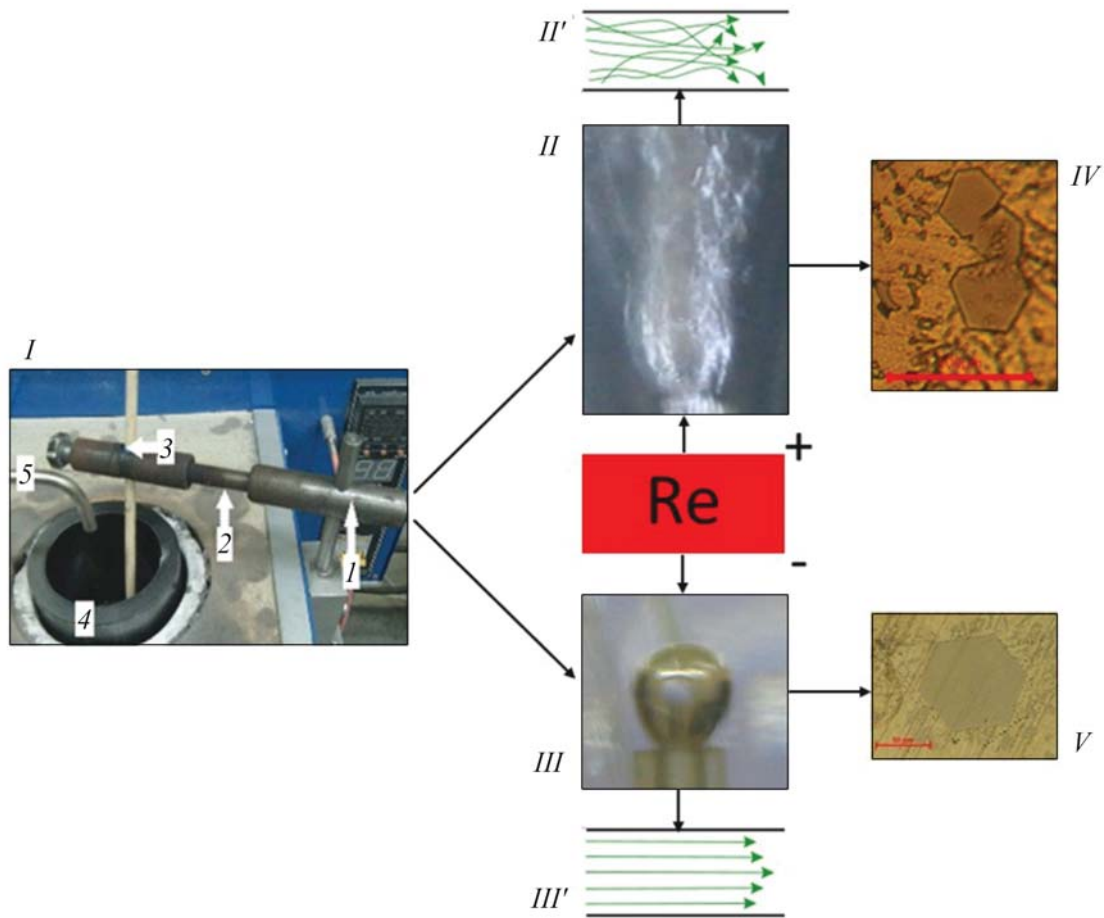
Для реализации разрабатываемого метода внутреннего окисления был создан уникальный стенд из высокотемпературной индукционной печи (рис. 1, поз. 1) и системы хранения и подачи кислорода.

Экспериментальный стенд включает в себя высокоточный газовый щит, на выходе из которого был смонтирован игольчатый вентиль для точной регулировки подачи газа, соединенный с манометром для контроля давления, после иглойки переходящий в обычный шаровый вентиль и ротаметр. Алюминиевые чушки загружали в печь 4 (рис. 1, поз. 1) и расплавляли. Далее в расплав алюминия вводили карбидокремниевую трубку 3, имеющую систему регулировки по вертикали (1) и по углу (2), которая герметично соединялась со стальной трубкой, закрепленной с ротаметром. По этой системе подавали кислород в расплав алюминия. Для нежелательного поверхностного окисления алюминия формировали среду защитного инертного газа, который подавали по трубке 5. В результате высокотемпературной химической реакции  $4Al + 3O_2 \rightarrow 2Al_2O_3$  была получена керамическая фаза непосредственно в самом расплаве в одну стадию осуществляемого процесса. Для устранения литейных дефектов и дегазации проводили продувку аргоном синтезированного материала непосредственно перед разливкой в стальные кокилы небольшого размера.

Из полученных отливок изготавливали образцы (рис. 2) для испытаний на растяжение согласно ГОСТ 1497-84. Слитки механически разрезали поперек на предварительные заготовки (рис. 2, а), затем из них вырезали образцы (рис. 2, б) и их шлифовали (рис. 2, в) на вращающемся горизонтально расположенном диске станка СШПМ-1 (Россия) с возможностью регулирования числа оборотов. При этом для удобства работы образец устанавливали в специальное приспособление.

После шлифования образцы механически полировали. При этом диск обтягивали сукном или фетром, которые в процессе полировки смачивались суспензией оксида хрома. Поверхность отполированных образцов промывали, обезжировали и высушивали.

В качестве матричного материала для получения дисперсно-упрочненного композита использовали алюминий марки А6 (рис 3, а), химиче-



**Рис. 1.** Схема получения керамической фазы

*I* – рабочая часть печи с демонтированной теплоизоляцией (*1, 2* – система регулировки подачи окислителя по вертикали (*1*) и углу (*2*), *3* – карбидокремниевая трубка, *4* – тигель, *5* – трубка подачи защитного инертного газа); *II* – струя подаваемого газа-окислителя с характерным турбулентным режимом движения *II'*; *III* – единственный пузырек газа-окислителя с ламинарным режимом движения *III'*; *IV* и *V* – микроструктуры, получаемые при реализации процессов *II* и *III*

**Fig. 1.** Layout of ceramic phase fabrication

*I* – furnace working part with dismantled heat insulation (*1, 2* – control system of oxidizer vertical supply (*1*) and in the corner (*2*), *3* – silicon carbide tube, *4* – crucible, *5* – supply tube of protective inert gas); *II* – jet of supplied oxidizing gas with characteristic turbulent motion regime *II'*; *III* – single bubble of oxidizing gas with laminar motion regime *III'*; *IV* and *V* – microstructures obtained in the course of processes *II* and *III*

ский состав которого согласно ГОСТ 11069-2001 следующий, мас. %: 99,6 Al, 0,25 Fe, 0,2 Si, 0,03 Ti, 0,01 Cu, 0,06 Zn. Сплав упрочняли оксидной твердой фазой  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (рис 3, б), в большинстве случаев 4- и 6-гранной формы. Для проведения исследований на статическую прочность были отлиты 2 партии слитков с различным содержанием твердой фазы.

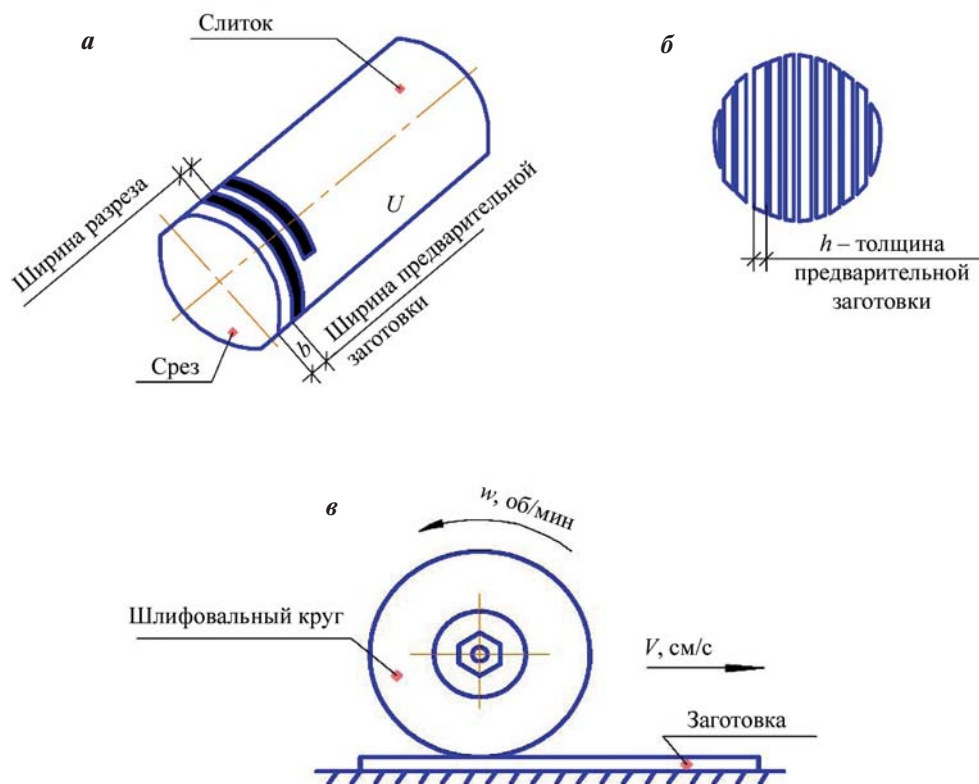
Из полученных отливок были изготовлены 3 образца для различных зон слитков. Средний размер частиц упрочняющей фазы, преимущественно призматической морфологии, составлял 60–80 мкм (рис. 4), а их количество изменяли от 15 до 25 об. %.

Испытания на одноосное растяжение плоских образцов проводили на универсальной испытательной машине AG-Xplus-0.5 («Shimadzu», Япония) при комнатной температуре, скорость нагружения составляла 5 Н/(мм<sup>2</sup>·с).

Исследования поверхности разрушения осуществляли с использованием оптического микроскопа VHX-1000 («Keyence», Япония) с расширенными возможностями за счет усовершенствованной длиннофокусной оптической системы и цифровой обработки изображения. Для анализа 3D-структур, представленных на рис. 5, д и 6, д, использовали методику изучения поверхности разрушения материалов в 3D-изображении с по-

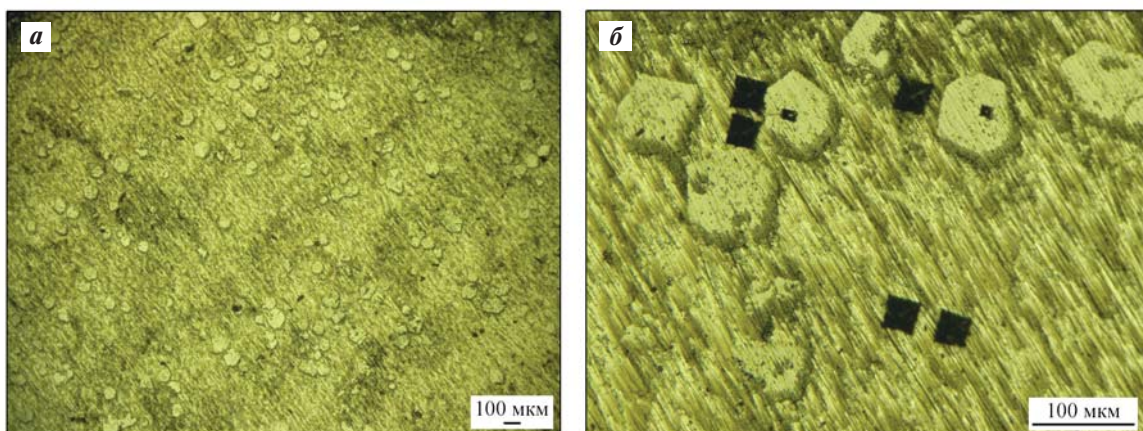


мощью режима «e-Preview Optimal Image» [26], по результатам которой определяли и фиксировали наиболее морфологически разнородные места профиля разрушенной поверхности. Для детального изучения этих характерных областей излома использовали растровый электронный микроскоп



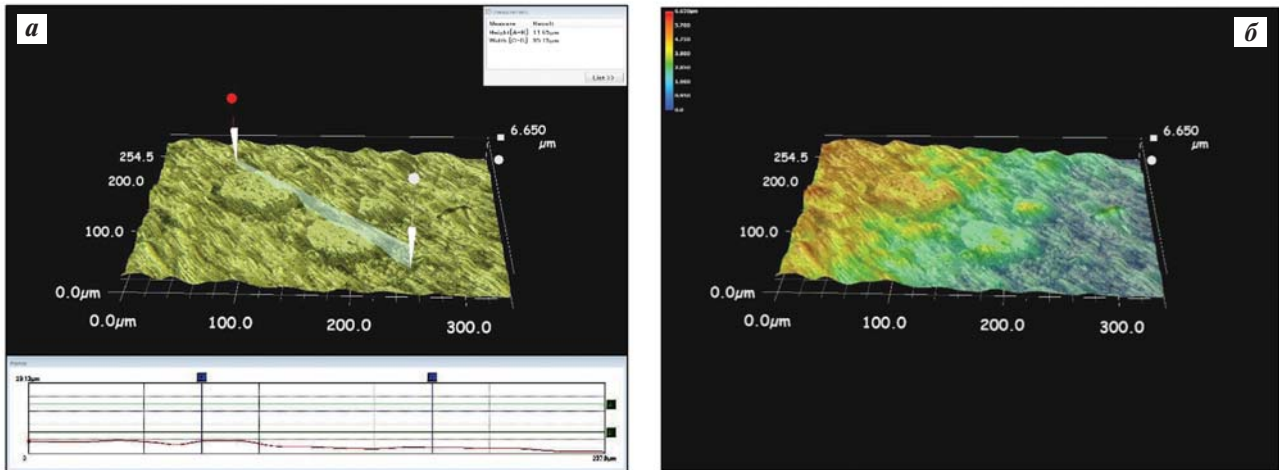
**Рис. 2.** Схема изготовления образцов для испытаний на растяжение *a* – поперечная резка слитка, *б* – продольная резка заготовки, *в* – шлифование заготовки

**Fig. 2.** Schematic view of fabrication of samples for tensile tests *a* – transversal cutting of ingot, *б* – longitudinal cutting of workpiece, *в* – grinding of workpiece



**Рис. 3.** Микроструктура полученного материала в исходном состоянии (*a*) и с отпечатками пирамидки массой 100 г твердомера ПМТ-3 (*б*)

**Fig. 3.** Microstructure of the obtained material in initial state (*a*) and with indentation of pyramid with the weight of 100 g of PMT-3 hardness meter (*б*)



**Рис. 4.** Топографическое отображение поверхности и профиль образцов

*a* – рельеф по выделенному сечению с определением высот по этому сечению; *б* – исследование высот рельефа с использованием цветного отображения

**Fig. 4.** Topographic image of surface and profile of samples

*a* – relief across the highlighted cross section with determination of height across this cross section; *b* – analysis of relief heights using colored image

JSM-IT300LV («JEOL», Япония) с энерго- и волно-дисперсионным элементным анализаторами.

## Результаты исследований и их обсуждение

Поверхности изломов, полученные при статическом нагружении исследованных серий образцов из дисперсно-упрочненных композиционных материалов, изучали на образцах, разрушившихся при максимальном значении напряжения.

На рис. 5, *a* показан макроскопический вид поверхности излома плоского образца ДУКМ 1 с 15 %-ным количеством включений твердой фазы. Наблюдается смешанный, неоднородный по макрогеометрии рельеф с кристаллической сыпью и вырывами. Очаг разрушения и зона зарождения трещины отчетливо видны в месте конгломерации включений дисперсной фазы (см. рис. 5, *б*, *в*). Исследования макроструктуры в поляризованном свете в режиме Optimal Image (рис. 5, *б*) и микроструктуры (рис. 5, *г*) выявили вторичные растрескивания, которые могут быть вызваны высокими нормальными растягивающими напряжениями в результате разделения поверхностей раздела матрица–твердая фаза вдоль плоскости максимального сдвига в зависимости от ориентировки каждого отдельного зерна.

Общая макрогеометрия поверхности разрушения неоднородна, но при этом на ней выявлены

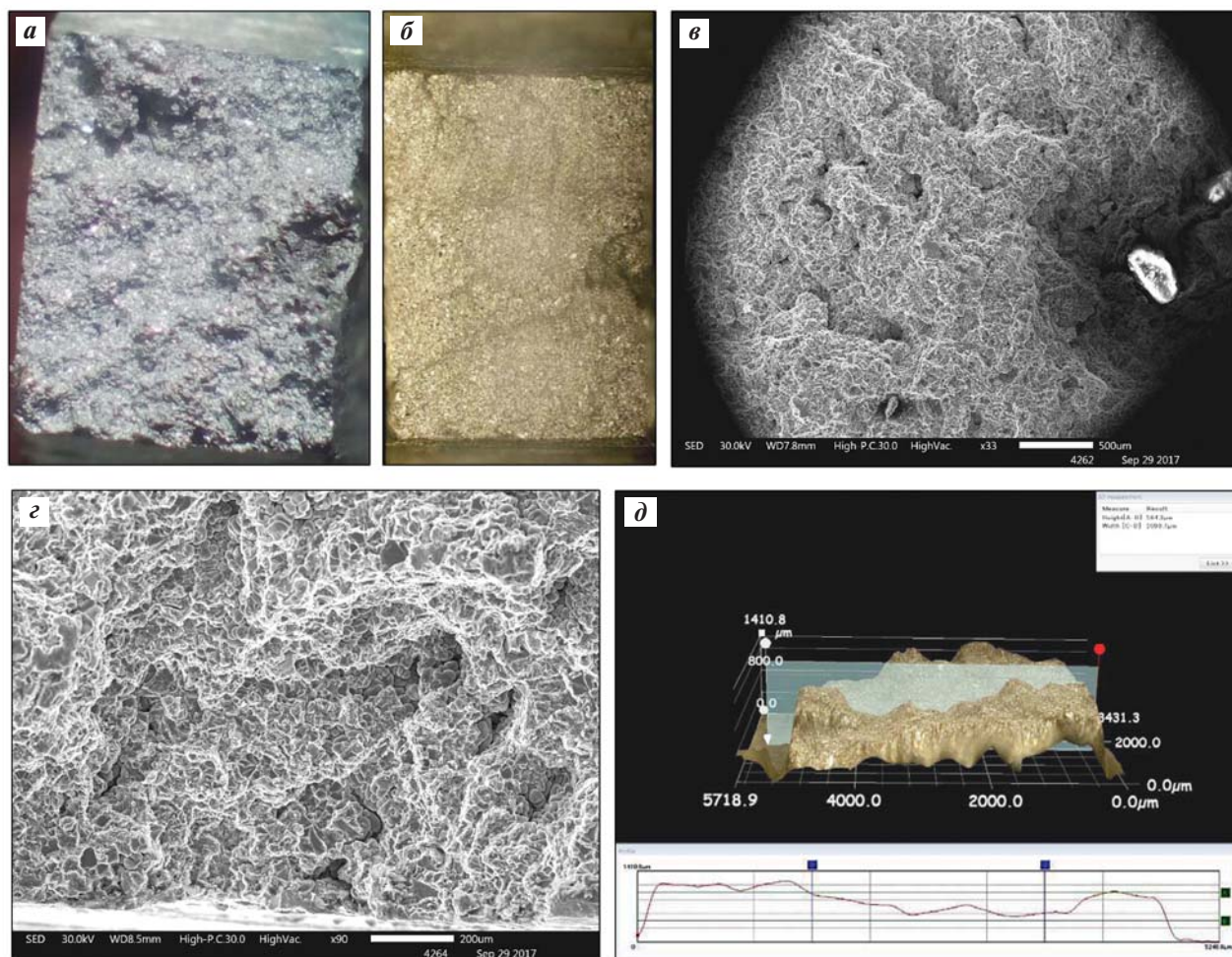
отдельные участки, характеризующиеся морфологически едиными поверхностями разрушения, существенно не различающимися по рельефу, с наличием однотипных элементов разрушения. Это показано на рис. 5, *д* в виде характеристики степени неровности поверхности разрушения в направлении, перпендикулярном плоскости приложения нагрузки, что связано со стабильностью процесса высокоэнергетического распространения трещины при разрушении на этих участках.

Относительно небольшое количество дисперсных включений (в сравнении со второй серией образцов) в матрице исследуемого материала, расположенных на значительных расстояниях, приводит к образованию в некоторых направлениях невысоких гребней, что можно объяснить фактом обхода или огибания их фронтом продвижения трещины, что проще выполнимо, чем по телу высокотвердых фаз. На профилограмме отчетливо видно довольно резкое единовременное изменение профиля, направленное под углом  $\approx 45^\circ$  к оси растяжения (см. рис. 5, *д*).

Это связано с замедлением роста трещины и ее затуплением в вершине вследствие значительной пластической деформации с формированием «чашечного» строения и может быть интерпретировано как сдвиг на этом участке материала, характерный для зоны среза.

Микроструктурные исследования (см. рис. 5, *г*) показывают чередование кристаллических участ-





**Рис. 5.** Поверхность излома образца ДУКМ 1

*a* – оптическая макроструктура ( $\times 40$ ); *б* – макроструктура в режиме Optimal Image; *в* и *г* – результаты растровой электронной микроскопии; *д* – 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению

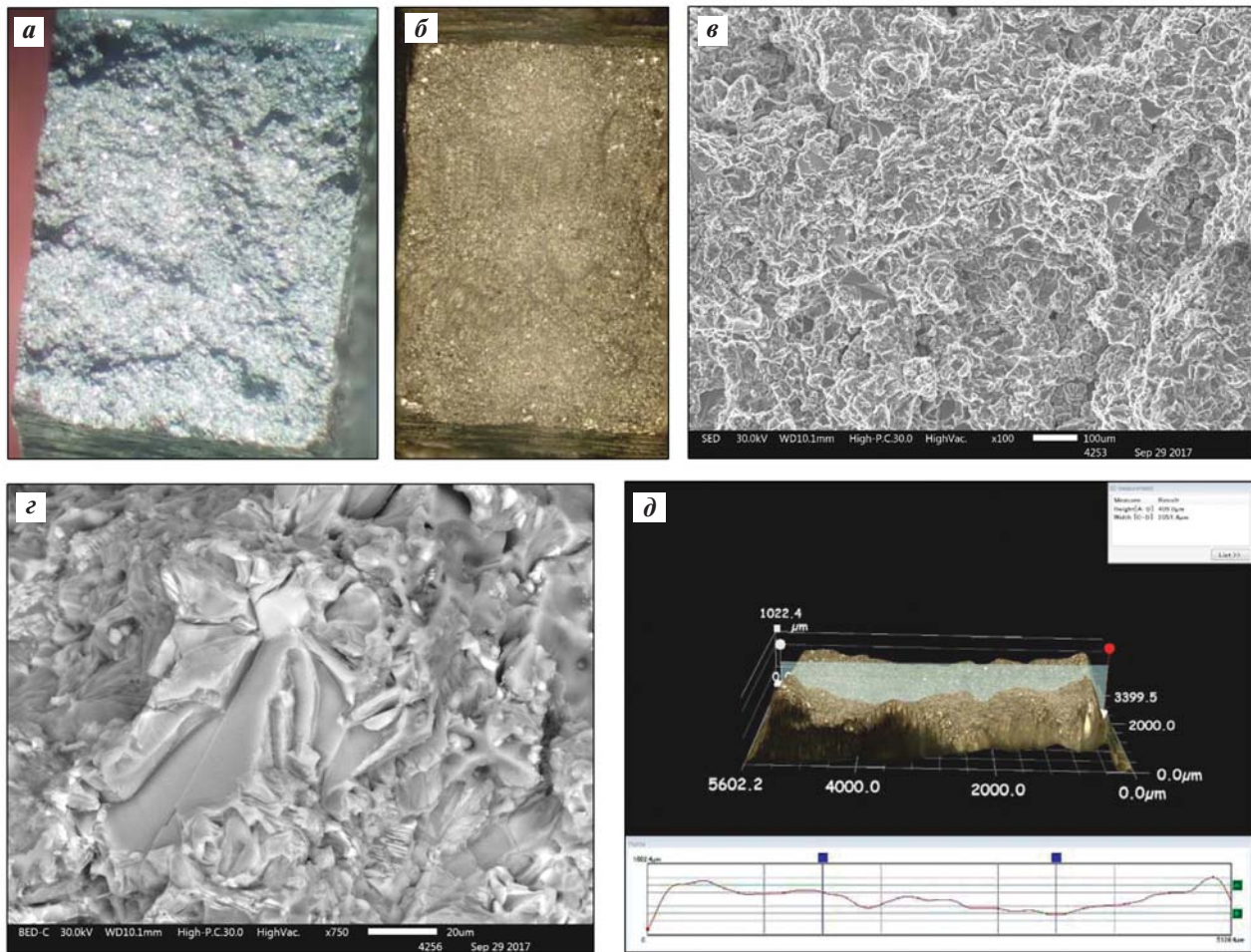
**Fig. 5.** Fracture surface of DSCM sample 1

*a* – optical macrostructure ( $\times 40$ ); *б* – macrostructure in Optimal Image regime; *в* and *г* – scanning electron microscopy; *д* – 3D structure with profilogram across the highlighted cross section

ков и фасеток скола вокруг оксидов по транскристаллитному механизму с тонкими волокнистыми прожилками. При этом местами наблюдаются дендритное строение с интеркристаллитным разрушением и квазискол.

Характер поверхности излома образца ДУКМ 2 с 25 %-ным количеством включений твердой фазы представлен на рис. 6. Очаг разрушения находится на расстоянии от оси растяжения, но не выходит на свободную поверхность образца. Наблюдается смешанный, достаточно однородный по макрогеометрии характер излома, который имеет веерообразно-волокнистое строение (рис. 6, *a*). Также обнаружены кристаллическая пыль, отличающаяся от ранее рассмотренных

образцов распределением по площади излома, и вырвы других геометрических размеров. Увеличенное количество дисперсных включений в матрице исследуемого материала по сравнению с ДУКМ 1, а следовательно, расположенных на меньших расстояниях между собой, на отдельных участках сглаживает шероховатость, что можно объяснить сокращением дистанции обхода твердой фазы фронтом продвижения трещины. Профилограмма (см. рис. 6, *д*), как и 3D-структура, косвенно подтверждают рассмотренные выше положения. На ней не наблюдалось морфологически разнородных по макрогеометрии зон с существенными различиями по рельефу поверхности разрушения.



**Рис. 6.** Поверхность излома образца ДУКМ 2

*a* – оптическая макроструктура (×40); *б* – макроструктура в режиме Optimal Image; *в* и *д* – результаты растровой электронной микроскопии; *г* – 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению

**Fig. 6.** Fracture surface of DSCM sample 2

*a* – optical macrostructure (×40); *б* – macrostructure in Optimal Image regime; *в* and *г* – scanning electron microscopy; *д* – 3D structure with profilogram across the highlighted cross section

В отличие от ДУКМ 1, состоящего из волокнистой зоны и зоны среза, на отдельных участках поверхности излома образца 2 выявляется радиальная зона (см. рис. 6, *в*, *г*). Ее появление связано с увеличением количества твердой фазы в сплаве и характеризует переход трещины от медленного роста к нестабильному ее распространению с образованием радиальных рубцов. Наблюдается хаотичное чередование вязкого разрушения по механизму отрыва и сдвига с проявлениями хрупкого разрушения сколом в виде кристаллического излома со ступенчатым рельефом и проявлениями дендритных участков с интеркристаллитным строением (см. рис. 6, *г*).

Такие особенности обусловлены несовпадением

общего направления распространения трещины и кратчайшего направления от ее фронта до свободной поверхности, что связано с нестабильным вихревым распространением трещины на микроуровне, характеризующимся ступенчатым (то быстро, то медленно) продвижением по телу материала. Однако необходимо отметить, что, в отличие от образца ДУКМ 1 с меньшим количеством включений твердой фазы, это связано не с наличием однотипных элементов разрушения, а с совершенно противоположным механизмом разрушения, заключающимся в конкуренции чередований вязкого разрушения по механизмам отрыва и сдвига, с учетом хрупкого разрушения сколом на отдельном участке поверхности разрушения (см. рис. 6, *г*).



## Заключение

Выполнены исследования поверхности разрушения дисперсно-упроченного алюмоматричного материала с 15 %- и 25 %-ным содержанием дисперсной фазы, подвергнутого деформации в условиях статического одноосного растяжения. Установлены следующие различия в морфологии поверхности разрушения.

В исследованном материале с меньшим процентным содержанием  $Al_2O_3$  макроанализ поверхности разрушения показывает смешанный неоднородный по макрогеометрии характер, который можно охарактеризовать как сухой волокнистый излом, состоящий из волокнистой зоны и зоны среза, сопровождаемый вторичными растрескиваниями.

С увеличением количества твердой фазы на поверхности разрушения появляется радиальная зона, свидетельствующая о смене механизма разрушения и фронта продвижения магистральной трещины. Появление признаков радиальной зоны связано со структурными изменениями за счет увеличения количества твердой фазы в сплаве и характеризует переход трещины от медленного роста к нестабильному ее распространению, образуя радиальные рубцы.

Структура образца ДУКМ 2 с 25 %-ным содержанием упрочняющей фазы не позволяет осуществлять стабильное продвижение трещины. Большее количество дисперсных фаз является существенным препятствием для ее перемещения, что приводит к упрочнению материала, на которое тратится значительная часть работы разрушения. При увеличенном (относительно образцов первой партии) содержании в структуре материала упрочняющей фазы наблюдается ярко выраженное чередование вязкого разрушения по механизмам отрыва и сдвига с проявлениями хрупкого разрушения сколом, но при этом морфология поверхности разрушения приобретает достаточно однородный характер по макрогеометрии.

Анализ изломов образцов второй серии не выявил резкого перепада рельефа. Вид профилограмм не выражен какими-либо резкими скачками рельефа и экстремальными значениями профиля. Это позволяет утверждать о макростабильности процессов разрушения, чего нельзя сказать о разрушении образца ДУКМ 1, в котором наблюдается довольно сильный единоразовый перепад.

## Список литературы/References

1. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Strategic trends of development of structural materials and technologies of their processing for modern and future aircraft engines. *The Paton Welding Journal*. 2013;(11):23–32.
2. Liu Y. B., Lim S. C., Lu L., Lai M.O. Recent development in the fabrication of metal matrix-particulate composites using powder metallurgy techniques. *Journal of Materials Science*. 1994;29:1999–2007.
3. Горбунов П.З., Галь В.В. Перспективные дисперсно-упроченные композиционные материалы. *Производственно-технический опыт*. 1993;(1-2):81–84. Gorbunov P.Z., Gal V.V. Promising dispersed-hardened composite materials. *Proizvodstvenno-tehnicheskij opyt*. 1993;1–2:81–84. (In Russ.).
4. Rohatgi P. Cast aluminum matrix composites for automotive applications. *JOM*. 1991;43(4):10–16.
5. Kurganova Y.A., Chernyshova T.A., Kobeleva L.I., Kurganov S.V. Service properties of aluminum-matrix precipitation-hardened composite materials and the prospects of their use on the modern structural material market. *Russian metallurgy (Metally)*. 2011;(7):663–666.
6. Belov N.A., Belov V.D., Alabin A.N., Mishurov S.S. New generation of economically alloyed aluminum alloys. *Metallurgist*. 2010;54(5-6):311–316.
7. Луц А.Р., Галочкина И.А. Алюминиевые композиционные сплавы — сплавы будущего. Самара.: СамГТУ, 2013.
8. Курганова Ю.А. Перспективы развития металломатричных композиционных материалов промышленного назначения. *Сервис в России и за рубежом*. 2012;3(30):235–240. Kurganova Yu.A. Prospects for the development of metal matrix composite materials for industrial purposes. *Servis v Rossii i za rubezhom*. 2012;3(30):235–240. (In Russ.).
9. Goswami R.K., Dhar Ajay, Srivastava A.K., Gurta Anil K. Effect of deformation and ceramic reinforcement on work hardening behavior of hot extruded 2124 Al–SiC metal matrix composites. *Journal of Composite Materials*. 1999;33(13):1160–1172.
10. NADCA Product Specification Standards for Die Casting: Aluminum, Aluminum-MMC, Copper, Magnesium, Zinc and ZA Alloys. 7-th ed. Wheeling, Illinois, 2009.
11. Moyal J.S., Lopez-Esteban S., Pecharroma'n C. The challenge of ceramic/metal microcomposites and nanocomposites. *Progress in Material Science*. 2007;52:1017–1090.
12. Кандалова Е.Г., Луц А.Р., Макаренко А.Г., Орлов А.В. Технология получения композита Al–TiC из порошковых экзотермических смесей непосредственно в расплаве алюминия. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2005;(11):47–51.

- Kandalova E.G., Luts A.R., Makarenko A.G., Orlov A.V. Technology for the production of Al–TiC composite from powder exothermic mixtures directly in the aluminum melt. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2005;(11):47–51. (In Russ.).
13. Кем А.Ю. Технологические основы производства порошковых и композиционных наноструктурных материалов и изделий. Ростов-на-Дону: Изд. центр ДонГТУ, 2008.
  14. Минаев А.М., Пручкин В.А. О внутреннем окислении высокочистого алюминия. *Вопросы современной науки и практики*. 2011;(6):48–53.  
Minaev A.M., Pruchkin V.A. On the internal oxidation of high-purity aluminum. *Voprosy sovremennoj nauki i praktiki*. 2011;(6):48–53. (In Russ.).
  15. Mitra R., Mahagan Y.R. Interfaces in discontinuously reinforced metal matrix composites: An overview. *Bulletin of Materials Science*. 1995;18(4):405–434.
  16. Афанасьев В.К., Герцен В.В., Долгова С.В., Мусохранов Ю.М. О влиянии водяного пара на формирование свойств высококремнистых Al-сплавов. *Металлургия машиностроения*. 2015;(5):17–22.  
Afanas'ev V.K., Gertsen V.V., Dolgova S.V., Musohranov Ju.M. On the effect of water vapor on the formation of properties of high-silicon Al alloys. *Metallurgija mashinostroenija*. 2015;(5):17–22. (In Russ.).
  17. Muolo M.L., Passerone V.A., Passerone D. Oxygen influence on ceramics wettability by liquid metals Ag/ $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-experiments and modelling. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;3(495):153–158.
  18. Орлов А.В., Луц А.Р., Кандалова Е.Г., Макаренко А.Г. Технология получения композита Al–TiC из порошковых экзотермических смесей непосредственно в расплаве алюминия. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2005;(11):54–61.  
Orlov A.V., Luts A.R., Kandalova E.G., Makarenko A.G. Technology for producing the Al–TiC composite from powder exothermic mixtures directly in the aluminum melt. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2005;(11):54–61. (In Russ.).
  19. Barathet V., Auradi V. Fractographic characterization of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulates reinforced Al2014 alloy composites subjected to tensile loading. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2021;57:14–23.  
<https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.57.02>
  20. Olmos L., Martin Christophe L., Bouvard D. Sintering of mixtures of powders: Experiments and modelling. *Powder Technology*. 2009;190:134–140.
  21. Agureev L.E., Kostikov V.I., Rizakhanov R.N., Ereemeva Zh.V., Barmin A.A., Savushkina S.V., Ashmarin A.A., Ivanov B.S., Rudshstein R.I. Aluminum powder composites reinforced by oxide nanoparticles used as microadditives. *International Journal of Nanomechanics Science and Technology*. 2014;5(3):201–211.
  22. Chernyshov E.A., Romanova E.A., Romanov A.D., Romanov I.D., Mylnikov V.V. Elaboration of aluminium based metalmatrix composite manufacturing. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019:012046.
  23. Чернышов Е.А., Романов А.Д., Романова Е.А., Мыльников В.В. Разработка технологии получения алюмоматричного литого композиционного материала с помощью синтеза упрочняющей фазы оксида алюминия в расплаве алюминия. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2017;(4):29–36.  
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2017-4-29-36>  
Chernyshov E.A., Romanov A.D., Romanova E.A., Myl'nikov V.V. Development of technology for obtaining aluminum matrix cast composite material by synthesis of the hardening phase of aluminum oxide in aluminum melt. *Izvestija vuzov. Poroshkovaja metallurgija i funkcional'nye pokrytija*. 2017;(4):29–36. (In Russ.).
  24. Чернышов Е.А., Лончаков С.З., Романов А.Д., Мыльников В.В., Романова Е.А. Исследование микроструктуры алюмоматричного дисперсно-наполненного литого композиционного материала, полученного методом внутреннего окисления. *Перспективные материалы*. 2016;(9):78–83.  
Chernyshov E.A., Lonchakov S.Z., Romanov A.D., Myl'nikov V.V., Romanova E.A. Investigation of the microstructure of an alumomatrix dispersed-filled cast composite material obtained by internal oxidation. *Perspektivnye materialy*. 2016;(9):78–83. (In Russ.).
  25. Khedera A.R.I., Marahleh G.S., Al-Jamea D.M.K. Strengthening of Aluminum by SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and MgO. *Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering*. 2011;5(6):533–541.
  26. Мыльников В.В., Романов А.Д., Чернышов Е.А. Исследования влияния количества упрочняющей фазы дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе алюминия на закономерности процесса разрушения. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2018;(3):55–63.  
Myl'nikov V.V., Romanov A.D., Chernyshov E.A. Studies of the influence of the amount of the hardening phase of a dispersed-hardened composite material based on aluminum on the regularities of the destruction process. *Izvestija vuzov. Poroshkovaja metallurgija i funkcional'nye pokrytija*. 2018;(3):55–63. (In Russ.).

## Информация об авторах

**Владимир Викторович Мыльников** — к.т.н., доцент кафедры технологии строительства; вед. науч. сотрудник Управления научных исследований, инноваций и проектных работ; зав. лабораторией «Прочность и пластичность функциональных материалов», Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет (ННГАСУ).

<https://orcid.org/0000-0001-5545-4163>

E-mail: mrmylnikov@mail.ru

**Евгений Александрович Чернышов** — д.т.н., проф., вед. науч. сотрудник Управления научных исследований, инноваций и проектных работ, ННГАСУ.

<https://orcid.org/0000-0002-3793-6043>

E-mail: frfltvbrhft@mail.ru

**Алексей Дмитриевич Романов** — аспирант, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева.

<https://orcid.org/0000-0001-7504-6693>

E-mail: t763@yandex.ru

**Марина Владимировна Мыльникова** — мл. науч. сотрудник Управления научных исследований, инноваций и проектных работ, ННГАСУ.

<https://orcid.org/0000-0001-6417-7591>

E-mail: mpoliveva@yandex.ru

**Евгений Александрович Захарычев** — к.х.н., зав. лабораторией полимерных материалов, НИИ химии, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского; мл. науч. сотрудник Управления научных исследований, инноваций и проектных работ, ННГАСУ.

<https://orcid.org/0000-0001-5941-4919>

E-mail: zakharychev@list.ru

**Николай Алексеевич Рябов** — студент, техник Управления научных исследований, инноваций и проектных работ, ННГАСУ.

<https://orcid.org/0000-0002-9037-4334>

E-mail: nikolay.ryabov.04@mail.ru

## Information about the authors

**Vladimir V. Mylnikov** — Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Construction Technologies; Leading Researcher of the Department of Scientific Research, Innovation and Project Work; Head of the Laboratory of Strength and Plasticity of Functional Materials, Nizhny Novgorod State University of Architecture and Civil Engineering (NNGASU).

<https://orcid.org/0000-0001-5545-4163>

E-mail: mrmylnikov@mail.ru

**Evgenii A. Chernyshov** — Dr. Sci. (Eng.), Professor, Leading Researcher of the Department of Scientific Research, Innovation and Project Work, NNGASU.

<https://orcid.org/0000-0002-3793-6043>

E-mail: frfltvbrhft@mail.ru

**Aleksei D. Romanov** — Postgraduate Student, Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev.

<https://orcid.org/0000-0001-7504-6693>

E-mail: t763@yandex.ru

**Marina V. Mylnikova** — Junior Researcher of the Department of Scientific Research, Innovation and Project Work, NNGASU.

<https://orcid.org/0000-0001-6417-7591>

E-mail: mpoliveva@yandex.ru

**Evgenii A. Zakharychev** — Cand. Sci. (Chem.), Head of the Laboratory of Polymer Materials, Research Institute of Chemistry of N.I. Lobachevsky National Research University; Junior Researcher of the Department of Scientific Research, Innovation and Project Work, NNGASU.

<https://orcid.org/0000-0001-5941-4919>

E-mail: zakharychev@list.ru

**Nikolai A. Ryabov** — Student, Technician of the Department of Scientific Research, Innovation and Project Works, NNGASU.

<https://orcid.org/0000-0002-9037-4334>

E-mail: nikolay.ryabov.04@mail.ru

## Вклад авторов

**В.В. Мыльников** — формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста, формулировка выводов.

**Е.А. Чернышов** — научное руководство, корректировка текста, корректировка выводов.

**А.Д. Романов** — проведение испытаний образцов, проведение анализа результатов исследований.

**М.В. Мыльникова** — корректировка текста, корректировка выводов, анализ результатов исследований.

**Е.А. Захарычев** — подготовка эксперимента, проведение экспериментов, формулировка выводов.

**Н.А. Рябов** — проведение испытаний образцов.

## Contribution of the authors

**V.V. Mylnikov** — formation of the basic concept, statement of the purpose and objectives of the study, preparation of the text, formulation of conclusions.

**E.A. Chernyshov** — scientific guidance, correction of the text, correction of conclusions.

**A.D. Romanov** — testing samples, analysis of research results.

**M.V. Mylnikova** — correction of the text, correction of conclusions, analysis of research results.

**E.A. Zakharychev** — preparation of the experiment, conducting experiments, formulation of conclusions.

**N.A. Ryabov** — testing samples.

*Статья поступила в редакцию 05.11.2022, доработана 26.12.2022, подписана в печать 10.01.2023*

*The article was submitted 05.11.2022, revised 26.12.2022, accepted for publication 10.01.2023*