

Научная статья

УДК 539.3+669-1

doi: 10.17223/19988621/98/9

Влияние базальтовых волокон на структуру и механические свойства алюминиевого сплава АК12

Владимир Данилович Валихов¹, Антон Павлович Хрусталёв²,
Илья Александрович Жуков³, Александр Борисович Ворожцов⁴

1, 2, 3, 4 Томский государственный университет, Томск, Россия

¹valihov.snobls@yandex.ru

²tofik0014@gmail.com

³gofra930@gmail.com

⁴abv1953@mail.ru

Аннотация. Исследование посвящено повышению прочностных свойств литейного алюминиевого сплава АК12 (Al–Si–Mg) путем армирования его базальтовыми волокнами. Введение 1 мас. % волокон с последующей ультразвуковой обработкой (18–22 кГц) и вибрационным литьем (50 Гц) обеспечило равномерное распределение армирующих частиц и измельчение структуры. Микроструктурный анализ выявил уменьшение размера дендритных ячеек и снижение содержания β -Al₅FeSi. Композиционный сплав показал увеличение твердости и предела прочности за счет армирования и измельчения зерна.

Ключевые слова: композиционный материал, алюминиевый сплав, базальтовое волокно, АК12, упрочнение

Благодарности: Исследование проводилось при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (соглашение № 075-15-2025-607 от 01/07/2025).

Для цитирования: Валихов В.Д., Хрусталёв А.П., Жуков И.А., Ворожцов А.Б. Влияние базальтовых волокон на структуру и механические свойства алюминиевого сплава АК12 // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2025. № 98. С. 97–107. doi: 10.17223/19988621/98/9

Original article

Effect of basalt fibers on the structure and mechanical properties of AK12 aluminum alloy

Vladimir D. Valikhov¹, Anton P. Khrustalyov²,
Il'ya A. Zhukov³, Aleksandr B. Vorozhtsov⁴

1, 2, 3, 4 Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation

¹valihov.snobls@yandex.ru

² tofik0014@gmail.com

³ gofra930@gmail.com

⁴ abv1953@mail.ru

Abstract. In this paper, a study of the effect of basalt fibers on the structure and mechanical properties of AK12 (Al–Si–Mg) cast aluminum alloy is performed. The main purpose is to increase the strength characteristics of the alloy using dispersed reinforcement and intensification of crystallization. The composite material was obtained by introducing 1 wt.% of basalt fibers followed by ultrasonic treatment of the melt (17–22 kHz) and vibration casting (60 Hz), which ensured the uniform distribution of the reinforcing particles and modification of the microstructure.

Metallographic analysis showed a decrease of defectiveness and variation in the morphology of the intermetallic phases, as well as the formation of the hexagonal phase $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ instead of the skeletal $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ due to the presence of calcium in the composition of the fibers. At the same time, the average size of dendritic cells was $38 \pm 3 \mu m$. Mechanical tests revealed an increase in tensile strength from 186 to 232 MPa and in elongation from 2.8 to 3.5 %, as well as an increase in Brinell hardness and Vickers microhardness by 15–20 %.

Fractographic analysis confirmed the transition from a purely brittle to a quasi-brittle-plastic fracture mechanism. The obtained results indicated the efficiency of basalt fibers as a strengthening additive and their promise for the development of aluminum composite materials with improved performance properties.

Keywords: composite materials, aluminum alloy, basalt fibers, AK12, reinforcement

Acknowledgments: This research was financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (agreement No. 075-15-2025-607).

For citation: Valikhov, V.D., Khrustalyov, A.P., Zhukov, I.A., Vorozhtsov, A.B. (2025) Effect of basalt fibers on the structure and mechanical properties of AK12 aluminum alloy. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 98. pp. 97–107. doi: 10.17223/19988621/98/9

Введение

Алюминиевые сплавы эвтектического типа, в частности силумины, широко применяются в автомобилестроении, авиации и других отраслях благодаря высокому соотношению прочности к массе, хорошей литейной способности и коррозионной стойкости [1]. Одним из типичных представителей является сплав АК12, содержащий 10–13% кремния, а также примесные элементы Fe и Mn, образующие интерметаллидные фазы типа Al_5FeSi и $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$. Однако наличие хрупких игольчатых интерметаллидов и пористости в структуре ограничивает пластичность и надежность изделий. Повышение прочностных характеристик таких сплавов без ущерба для литейных свойств остается актуальной задачей.

Один из перспективных путей модификации алюминиевых сплавов – дисперсное армирование неметаллическими волокнами. В последние годы растет интерес к базальтовым волокнам, отличающимся высокой жесткостью, термостойкостью и химической инертностью при сравнительно низкой стоимости [2]. Известно, что введение базальтовых волокон в алюминиевую матрицу улучшает механические свойства композитов, однако взаимодействие волокон с расплавом и их влияние на структуру в сплавах типа АК12 изучены недостаточно.

Настоящая работа направлена на изучение влияния 1 мас. % базальтовых волокон на структуру и механические свойства сплава АК12. Проведены комплексные металлографические, фрактографические и механические исследования, а также применены методы интенсификации кристаллизации – ультразвуковая и вибрационная обработка расплава. Полученные результаты показывают, что введение базальтовых волокон способствует модификации микроструктуры и увеличению прочности, микротвердости и пластичности композита. Исследование демонстрирует потенциал базальтового армирования как эффективного подхода к управлению фазовым составом и улучшению эксплуатационных характеристик силуминов.

Материалы и методы

Подготовка алюминиевого сплава марки АК12 осуществлялась следующим образом: слиток нарезался на куски размером 50×30 мм, обезжиривался от остатков смазывающе-охлаждающей жидкости, просушивался. После полного высыхания куски алюминия складывались в графитовый тигель, который помещался в печь и нагревался до температуры 800°C до полного расплавления алюминия (рис. 1).

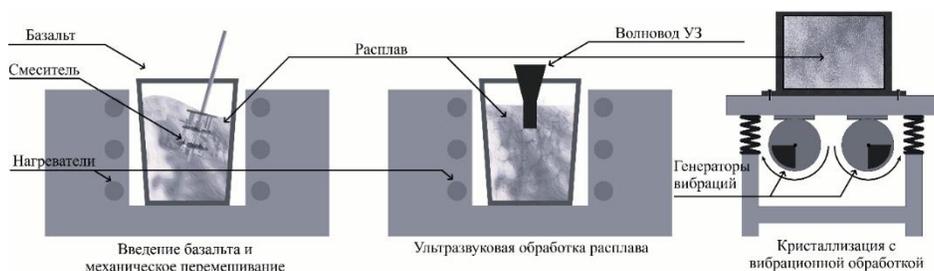


Рис. 1. Принципиальная схема литья

Fig. 1. Casting scheme

Базальтовые волокна в количестве 1 мас. % упаковывались в алюминиевый контейнер из алюминиевой фольги. Полученный контейнер помещался в печь и нагревался до 200°C для избегания чрезмерного переохлаждения расплава алюминия.

Расплавленный алюминиевый сплав помещался нагретую до 780°C открытую печь, после чего осуществлялось перемешивание расплава алюминия механическим смесителем, изготовленным из стали марки Ст3, который покрывался кокильной краской СТАВРОЛ-700 марки К (ТУ 4191-005-21168034–2005) во избежание насыщения расплава железом. Смеситель состоит из трех пластин, каждая из которых выполнена в форме четырехлопастной конструкции, неподвижно зафиксированных на штифте таким образом, что расстояние между ними одинаково и составляет угол 90° относительно друг друга. Конец каждой лопасти оснащен двумя жестко закрепленными соосными цилиндрическими стержнями, расположенными перпендикулярно плоскости самой лопасти [3]. Предварительно нагретый контейнер с измельченными базальтовыми волокнами вводился зону механического перемешивания, после чего перемешивание осуществлялось в течение 20 с. Скорость вращения смесителя составляла 500 об./мин. После окончания перемешивания производился замер температуры расплава.

Обработка расплава ультразвуком осуществлялась путем опускания предварительно прогретого волновода из ниобия в объем расплава. Частота ультразвуковых колебаний была равна 17 кГц. Время обработки ультразвуком составляло 2 мин.

Разливка расплава производилась в цилиндрический стальной кокиль, обработанный кокильной краской и прогретый до температуры 200°C. За несколько секунд до разливки расплава производилось включение вибрационного стола, на котором был жестко закреплен кокиль. Выключение вибрационного стола производилось после заполнения кокиля и усадки расплава в течение 5 с. Частота работы вибрационного стола составляла 60 Гц.

Исходный сплав АК12 был получен в аналогичных условиях без добавления базальтовых волокон, а также без использования ультразвуковой обработки расплава.

Образцы для металлографических исследований вырезались из центра цилиндрической отливки. Подготовка металлографических шлифов осуществлялась с использованием карбид-кремниевой шлифовальной бумаги. Полировка металлографических шлифов производилась с применением алмазных водно-гликолевых суспензий. Исследование структуры сплава методом оптической микроскопии осуществлялось с применением инвертированного оптического микроскопа Axio-Vert 40 MAT (Carl Zeiss, Германия).

Исследование поверхности образцов сплавов и фрактография осуществлялись методом растровой электронной микроскопии с применением электронного микроскопа Axia ChemiSEM Thermo Scientific (FEI, США) с использованием BSD анализатора.

Исследование механических свойств образцов производилось на универсальной испытательной электромеханической машине Tinius Olsen 50 ST (Tinius Olsen, Великобритания). Образцы на растяжение вырезались из центральной части отливки по направлению вдоль отливки методом электроэрозионной резки со следующими размерами (Ш × Т × Д) – 6 × 3 × 25 мм. Испытания производились со скоростью подвижной траверсы 0.2 мм/мин согласно ГОСТ 1497–2023.

Твердость по Бринеллю образцов измерялась на универсальном твердомере Металаб 703 с нагрузкой 62.5 кг на индентор в виде твердосплавного шарика диаметром 2.5 мм в течение 20 с. Микротвердость по Виккерсу измерялась на микротвердомере Металаб 502 с нагрузкой на алмазный индентор 50 г в течение 20 с. Для каждого испытания производилось 10 замеров.

Результаты

Микроструктура сплава АК12 без базальтовых волокон, полученного в результате исследования, представляет собой характерную для эвтектических силуминов макро- и микроструктуру. На рис. 2, демонстрирующем общий план, видны основные фазы: первичные дендриты твердого раствора алюминия (светлые области) и темные (междендритные) области – эвтектика и интерметаллидные включения.

Анализ среднего размера дендритной ячейки (SDAS), имеющего прямую зависимость с механическими свойствами, был проведен прямым измерением характерных срезов дендритов алюминия. Выборка составляла не менее 100 измерений ячеек. Средний размер дендритной ячейки составил 32 ± 3 мкм, что сопоставимо с размером дендритных ячеек для сплавов с естественной скоростью кристаллизации [4].

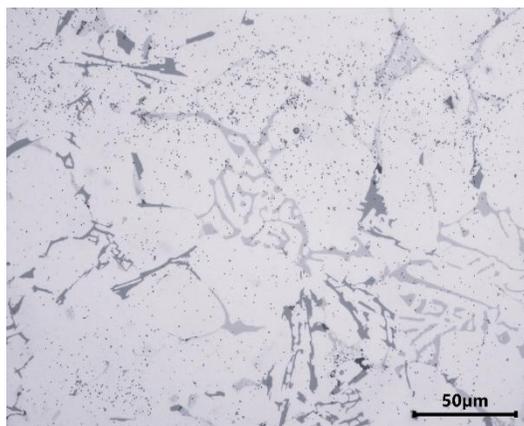


Рис. 2. Микроструктура сплава АК12 без базальтовых волокон
Fig. 2. Microstructure of AK12 alloy without basalt fibers

Результаты исследования поверхности методом электронной микроскопии в совокупности с элементным анализом методом энергодисперсионной спектроскопии свидетельствуют, что эвтектика в междендритных областях состоит тонких образований кремния и алюминиевой матрицы. Кремний представлен удлиненной игольчатой, иногда пластинчатой нерегулярной формой, что характерно для немодифицированного сплава. Множество образований кремния пересекаются или имеют взаимосовети. Интерметаллидные фазы в микроструктуре сплава представлены на рис. 3.

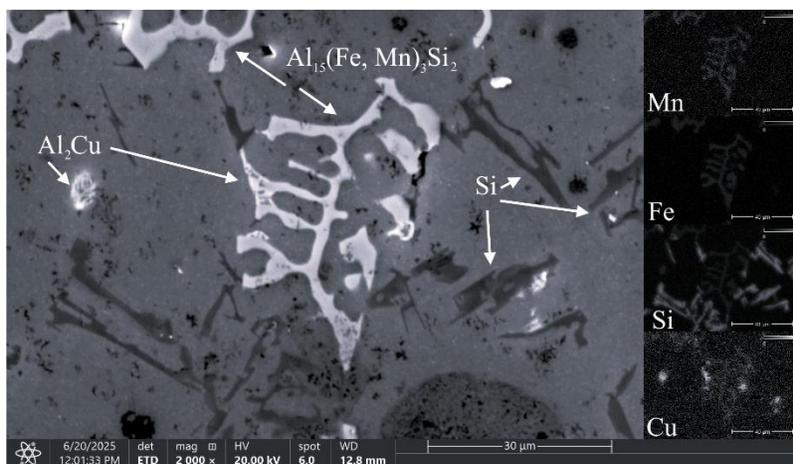


Рис. 3. ЭДС-анализ поверхности сплава АК12
Fig. 3. EDS-analysis of AK12 alloy surface

Основными интерметаллидными фазами являются железистомарганцевистая фаза $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ в виде скелетообразных образований и сфероидальная Al_2Cu . Негативной особенностью микроструктуры полученного сплава АК12 являются дефекты в виде мелких пор по всей площади шлифа.

На рис. 4 представлено оптическое изображение микроструктуры композиционного сплава АК12 + 1 мас. % базальтовых волокон.

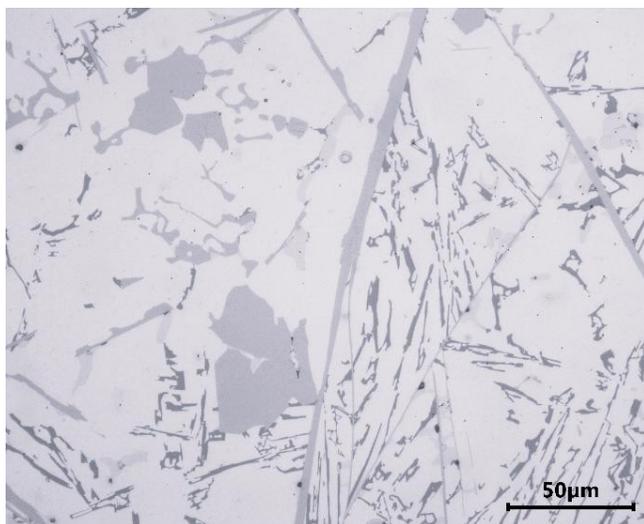


Рис. 4. Микроструктура композита АК12 + 1 мас. % базальтовых волокон
Fig. 4. Microstructure of the composite AK12 + 1 wt.% basalt fibers

Композиционный материал на основе силумина АК12 с добавлением базальтовых волокон обладает схожими структурными элементами по сравнению с полученным сплавом без волокон (см. рис. 2): микроструктура материала представлена светлыми областями твердого раствора алюминия, темными вытянутыми или плоскими пластинчатыми включениями кремния, а также интерметаллидными фазами (см. рис. 3). Анализ среднего размера дендритной ячейки композиционного материала на основе АК12 показал, что средний размер зерна дендритной ячейки составляет 38 ± 3 мкм.

Интерметаллидные фазы представлены игольчатой Al_3FeSi , скелетообразной $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ и фазой Al_2Cu . Наличие игольчатых образований Al_3FeSi , являющихся сечениями пластинчатых образований, потенциально негативно влияет на пластичность композиционного материала, так как они могут выступать концентраторами напряжений и служить эпицентрами трещин. Их образование в данном сплаве, в противоположность исходному сплаву АК12, предположительно, связано с процессом получения данного сплава и контактом с поверхностями из железа, несмотря на то что все оборудование было обработано защитными покрытиями.

Стоит отметить, что в полученном материале с добавлением базальтовых волокон происходят превращения железистомарганцевистой фазы. На рис. 5 представлена разновидность данной фазы с весовым соотношением элементов: Al – 60%, Fe – 27%, Si – 8%, Mn – 5%. Данная фаза может быть идентифицирована как гексагональная разновидность фазы $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ [5–7]. Изменение состава фазы и ее морфологии может происходить из-за влияния кальция, входящего в состав базальтовых волокон. Взаимодействие расплава алюминия с волокнами приводит к росту новых интерметаллидных фаз, что сдвигает термодинамическое равновесие в пользу фазы $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ [8–10].

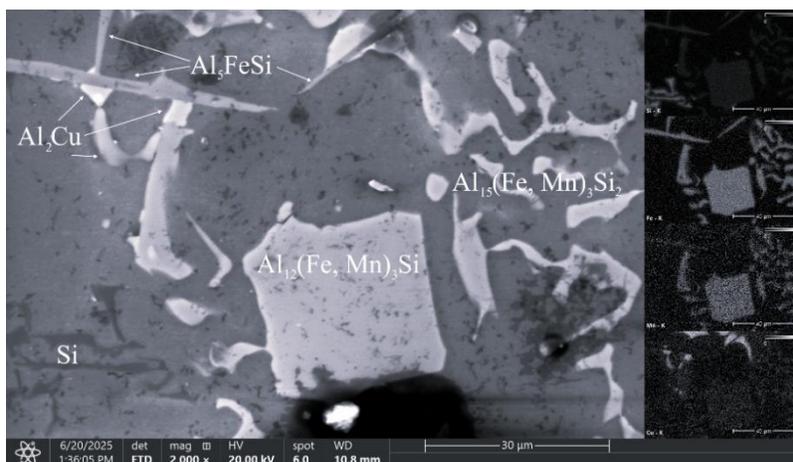


Рис. 5. ЭДС-анализ поверхности композита АК12 + 1 мас. % базальтовых волокон

Fig. 5. EDS-analysis of the surface of the composite AK12+1 wt.% basalt fibers

Результаты испытаний на растяжение представлены в таблице и на рис. 6, из которого следует, что условный предел текучести сплава АК12 при введении в него базальтовых волокон не изменяется.

Механические свойства сплава АК12 и композита АК12 + 1 мас. % БВ

Образцы	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Деформация, %	Микротвердость по методу Виккерса, HV	Твердость по методу Бринелля, HB
АК12 + 1 мас. % БВ	66 ± 3	232 ± 15	3.54 ± 0.05	137 ± 14	117 ± 4
АК12 исходный	69 ± 3	186 ± 11	2.79 ± 0.05	114 ± 8	102 ± 4

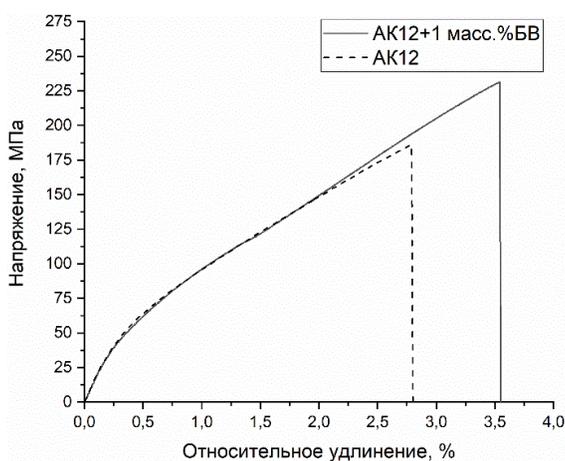


Рис. 6. Диаграмма растяжения сплава АК12 и композита материала АК12 + 1 мас. % базальтовых волокон

Fig. 6. Stress-strain diagrams for AK12 alloy and composite AK12 + 1 wt. % basalt fibers

Однако введение 1 мас. % базальтовых волокон приводит к увеличению предела прочности на 25%. Повышение предела прочности может быть осуществимо благодаря нескольким механизмам упрочнения: разности коэффициентов теплового расширения (КТР) и модулей упругости между алюминиевым сплавом АК12 и базальтовыми волокнами [11]. КТР алюминия и базальтовых волокон различаются практически в 4 раза (см. таблицу) [12], что в соответствии с данным механизмом упрочнения вызывает образование напряжений на границе раздела фаз алюминий–базальтовое волокно. Возникшие напряжения порождают дислокации, скопления которых и способствуют упрочнению. Увеличение относительного удлинения с 2.8 до 3.54% может быть следствием перераспределения нагрузки с матрицы, которой выступает алюминиевый сплав АК12, на базальтовое волокно, чья способности к удлинению значительно превышают возможности силуминов.

Введение волокон базальта в сплав АК12 также приводит к увеличению твердость по Бринеллю с 102 до 117 единиц твердости (НВ) и микротвердости по Виккерсу с 114 до 137 НВ. Увеличение твердости и микротвердости может быть связано с увеличившимся количеством интерметаллидных фаз, преимущественно твердых, но хрупких по сравнению с алюминием, что видно из рис. 3 и 4.

На рис. 7 представлено изображение поверхности разрушения сплава АК12 после одноосного растяжения.

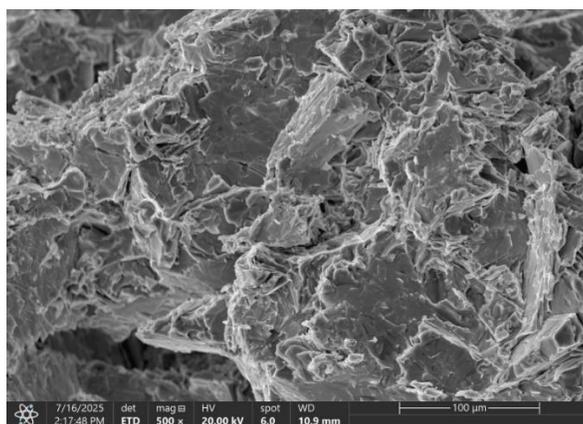


Рис. 7. Поверхность разрушения композиционного материала АК12 + 1 мас. % базальтовых волокон

Fig. 7. Failure surface of the composite AK12 + 1 wt. % basalt fibers

Фрактографический анализ поверхности разрушения показал, что при разрушении исходного сплава АК12 и композита с добавлением 1 мас. % базальтовых волокон основным механизмом разрушения является транскристаллитное квазихрупкое разрушение [13–15]. В пользу этого говорит наличие элементов поверхности с четкими границами – фасеток скола, которые образуются при хрупком разрушении по определенным кристаллографическим плоскостям. Однако в некоторых редко встречающихся областях поверхности разрушения обнаружены «ямки» – особенности морфологии поверхности разрушения, характерные для пластического разрушения. Ямки могут быть сформированы в областях с локальными скоплениями матрицы алюминия без других фаз или структур.

Заключение

В настоящей работе осуществлен комплексный анализ влияния базальтовых волокон на макроструктуру и микроструктуру сплава АК12, проведена оценка вклада базальтовых волокон в повышение предела прочности, относительного удлинения, твердости и микротвердости данного сплава. Результаты, полученные в ходе исследования, подтверждают, что введение 1 мас. % базальтовых волокон в алюминиевый сплав АК12 в сочетании с ультразвуковой и вибрационной обработкой расплава приводит к модификации микроструктуры, изменению морфологии интерметаллидных фаз и улучшению механических свойств полученного композиционного материала.

Установлено, что в результате взаимодействия базальтовых волокон с алюминиевым расплавом в структуре образуется гексагональная фаза $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$, замещающая исходную скелетообразную фазу $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. Предположительно, данный фазовый переход обусловлен наличием кальция в составе базальтовых волокон, который влияет на термодинамическое равновесие формирования интерметаллических соединений. Анализ структуры показал, что, несмотря на увеличение среднего размера дендритной ячейки (с 32 ± 3 до 38 ± 3 мкм), композитный сплав сохраняет равномерное распределение кремния и интерметаллидных фаз.

Механические испытания выявили значительное увеличение предела прочности на разрыв (с 186 ± 11 до 232 ± 15 МПа) и относительного удлинения (с 2.79 до 3.54%) при сопоставимом уровне текучести. Также зафиксировано повышение твердости по Бринеллю и микротвердости по Виккерсу. Эти изменения обусловлены как упрочняющим эффектом самих волокон, так и перераспределением напряжений на границе волокно–матрица. Фрактографический анализ подтвердил, что основным механизмом разрушения остается транскристаллитное квазихрупкое разрушение, однако локальные области пластической деформации свидетельствуют об улучшении пластичности материала.

Таким образом, добавление базальтовых волокон является эффективным способом модификации литейного сплава АК12 и может быть использовано в технологиях получения алюминиевых композиционных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками.

Список источников

1. Белов Н.Н., Савченко С.В., Белов В.Д. Атлас микроструктур промышленных силуминов. М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. 204 с.
2. Chen C., Ding Y., Wang X., Bao L. Recent advances to engineer tough basalt fiber reinforced composites: A review // *Polym. Compos.* 2024. V. 45 (14). P. 12559–12574. doi: 10.1002/pc.28711
3. Пат. РФ № 2758953. Устройство для смешивания расплавов легких металлов с микропорошками тугоплавких частиц и волокон.
4. Химухин С.Н., Черномац В.В., Хосен Ри, Ри Э.Х. Структура и свойства алюминиевого сплава АК12ч при совмещенном процессе литья и деформации // *Цветные металлы.* 2015. № 3. С. 69–73. doi: 10.17580/tsm.2015.03.14
5. Orozco-Gonzalez P., Castro-Roman M., López-Rueda J., Hernández-Rodríguez A., Muñiz-Valdez R., Luna-Álvarez S., Ortiz-Cuellar C. Effect of iron addition on the crystal structure of the α -AlFeMnSi phase formed in the quaternary Al-Fe-Mn-Si system // *Revista de Metalurgia.* 2011. V. 47 (6). P. 453. doi: 10.3989/revmetalm.1068

6. Yang W., Ji S., Zhou X., Stone I., Scamans G., Thompson G.E., Fan Z. Heterogeneous nucleation of α -Al grain on primary α -AlFeMnSi intermetallic investigated using 3D SEM ultramicrotomy and HRTEM // *Metall. Mater. Trans. A*. 2014. V. 45. P. 3971–3980. doi: 10.1007/s11661-014-2346-6.
7. Zhang X., Wang D., Nagaumi H., Zhou Y., Yu W., Chong X., Li X., Zhang H. Morphology, thermal stability, electronic structure and mechanical properties of α -AlFeMnSi phases with varying Mn/Fe atomic ratios: Experimental studies and DFT calculations // *J. Alloys Compd.* 2022. V. 901. Art. 163523. doi: 10.1016/j.jallcom.2021.163523
8. Adole O., Barekar N., Anguilano L., Minton T., Novytskyi A., McKay B. Fibre/matrix intermetallic phase formation in novel aluminium-basalt composites // *Mater. Lett.* 2019. V. 239. P. 128–131. doi: 10.1016/j.matlet.2018.12.079
9. Wang M., Guo Y., Wang H., Zhao S. Characterization of Refining the Morphology of Al–Fe–Si in A380 Aluminum Alloy due to Ca Addition // *Processes*. 2022. V. 10 (4). Art. 672. doi: 10.3390/pr10040672
10. Валухов В.Д., Жуков И.А., Кахидзе Н.И., Ткачёв Д.А. Исследование влияния базальтовых волокон на структуру и физико-механические свойства алюминиевого сплава АК9. // *Цветные металлы*. 2023. №. 1. С. 70–76. doi: 10.17580/tsm.2023.01.09
11. Malaki M., Xu W., Kasar K.A., Menezes L.P., Dieringa H., Varma S.R., Gupta M. Advanced metal matrix nanocomposites // *Metals (Basel)*. 2019. V. 9 (3). Art. 330. doi: 10.3390/met9030330
12. Dai L.H., Ling Z., Bai Y.L. Size-dependent inelastic behavior of particle-reinforced metal–matrix composites // *Compos. Sci. Technol.* 2001. V. 61 (8). P. 1057–1063. doi: 10.1016/S0266-3538(00)00235-9
13. Haque M.M., Syahriah N.I., Ismail A.F. Effect of silicon on strength and fracture surfaces of aluminium–silicon casting and Heat Treated Alloys // *Key Eng. Mater.* 2006. V. 306. P. 893–898. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.306-308.893
14. Derro R.D. *Fractography Handbook of Spaceflight Metals*. National Aeronautics and Space Administration, Office of Management, 1993. 127 p.
15. Choudhary C., Sahoo K.L., Mandal D. Processing and characterization of modified strain-induced melt activation processed Al–Si alloys // *Mater. Sci. Technol.* 2020. V. 36 (2). P. 181–193. doi: 10.1080/02670836.2019.16865

References

1. Belov N.N., Savchenko S.V., Belov V.D. (2009) *Atlas mikrostruktur promyshlennykh siluminov* [Atlas of microstructures of industrial silumins]. Moscow: Dom MISiS.
2. Chen C., Ding Y., Wang X., Bao L. (2024) Recent advances to engineer tough basalt fiber reinforced composites: A review. *Polymer Composites*. 45(14). pp. 12559–12574. doi: 10.1002/pc.28711
3. *Ustroystvo dlya smeshivaniya rasplavov legkikh metallov s mikroporoshkami tugoplavkikh chastits i volokon* [Device for mixing light metal melts with micropowders of refractory particles and fibers]. RF Patent 2758953.
4. Khimukhin S.N., Chernomas V.V., Khosen Ri., Ri Kh.E. (2015) Struktura i svoystva aluminievogo splava AK12ch pri sovmeshchennom protsesse lit'ya i deformatsii [Structure and properties of aluminum alloy AK12ch (AK12ч) in the time of combined processes of casting and deformation]. *Tsvetnye metally – Non-Ferrous Metals Journal*. 3. pp. 69–73. doi: 10.17580/tsm.2015.03.14
5. Orozco-Gonzalez P., Castro-Roman M., López-Rueda J., Hernández-Rodríguez A., Muñoz-Valdez R., Luna-Álvarez S., Ortiz-Cuellar C. (2011) Effect of iron addition on the crystal structure of the α -AlFeMnSi phase formed in the quaternary Al-Fe-Mn-Si system. *Revista de Metalurgia*. 47(6). P. 453. doi: 10.3989/revmetalm.1068
6. Yang W., Ji S., Zhou X., Stone I., Scamans G., Thompson G. E., Fan Z. (2014) Heterogeneous nucleation of α -Al grain on primary α -AlFeMnSi intermetallic investigated using 3D SEM ultramicrotomy and HRTEM. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 45. pp. 3971–3980. doi: 10.1007/s11661-014-2346-6

- Zhang X., Wang D., Nagaumi H., Zhou Y., Yu W., Chong X., Li X., Zhang H. (2022) Morphology, thermal stability, electronic structure and mechanical properties of α -AlFeMnSi phases with varying Mn/Fe atomic ratios: Experimental studies and DFT calculations. *Journal of Alloys and Compounds*. 901. Article 163523. doi: 10.1016/j.jallcom.2021.163523
- Adole O., Barekar N., Anguilano L., Minton T., Novytskyi A., McKay B. (2019) Fibre/matrix intermetallic phase formation in novel aluminium-basalt composites. *Materials Letters*. 239. pp. 128–131. doi: 10.1016/j.matlet.2018.12.079
- Wang M., Guo Y., Wang H., Zhao S. (2022) Characterization of refining the morphology of Al–Fe–Si in A380 aluminum alloy due to Ca addition. *Processes*. 10(4). P. 672. doi: 10.3390/pr10040672
- Valikhov V.D., Zhukov I.A., Kakhidze N.I., Tkachyov D.A. (2023) Issledovanie vliyaniya bazal'tovykh volokon na strukturu i fiziko-mekhanicheskie svoystva alyuminievogo splava AK9 [Understanding the effect of basalt fibres on the structure and physical and mechanical properties of aluminium alloy AK9]. *Tsvetnye metally – Non-Ferrous Metals Journal*. 1. pp. 70–76. doi: 10.17580/tsm.2023.01.09
- Malaki M., Xu W., Kasar K.A., Menezes L.P., Dieringa H., Varma S.R., Gupta M. (2019) Advanced metal matrix nanocomposites. *Metals*. 9(3). P. 330. doi: 10.3390/met9030330
- Dai L.H., Ling Z., Bai Y.L. (2001) Size-dependent inelastic behavior of particle-reinforced metal–matrix composites. *Composites Science and Technology*. 61(8). pp. 1057–1063. doi: 10.1016/S0266-3538(00)00235-9
- Haque M.M., Syahriah N.I., Ismail A.F. (2006) Effect of silicon on strength and fracture surfaces of aluminium–silicon casting and heat treated alloys. *Key Engineering Materials*. 306. pp. 893–898. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.306-308.893
- Derro R.D. (1993) *Fractography Handbook of Spaceflight Metals*. National Aeronautics and Space Administration, Office of Management.
- Choudhary C., Sahoo K.L., Mandal D. (2020) Processing and characterisation of modified strain-induced melt activation processed Al–Si alloys. *Materials Science and Technology*. 36(2). pp. 181–193. doi: 10.1080/02670836.2019.16865

Сведения об авторах:

Валихов Владимир Данилович – младший научный сотрудник лаборатории нанотехнологий металлургии Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: valihov.snobls@yandex.ru

Хрусталёв Антон Павлович – старший научный сотрудник лаборатории нанотехнологий металлургии Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: tofik0014@gmail.com

Жуков Илья Александрович – заведующий лабораторией нанотехнологий металлургии Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: gofra930@gmail.com

Ворожцов Александр Борисович – заведующий лабораторией высокоэнергетических и специальных материалов Томского государственного университета (Томск, Россия). E-mail: abv1953@mail.ru

Information about the authors:

Valikhov Vladimir D. (Junior Researcher, Laboratory of Nanotechnology in Metallurgy, Tomsk State University Tomsk, Russian Federation). E-mail: valihov.snobls@gmail.com

Khrustal'ov Anton P. (Senior Researcher, Laboratory of Nanotechnology in Metallurgy, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: tofik0014@gmail.com

Zhukov Ilya A. (Head of Laboratory of Nanotechnology in Metallurgy, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: gofra930@gmail.com

Vorozhtsov Aleksandr B. (Head of Laboratory of High Energy and Special Materials, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: abv1953@mail.ru

Статья поступила в редакцию 29.08.2025; принята к публикации 08.12.2025

The article was submitted 29.08.2025; accepted for publication 08.12.2025