



НАУЧНАЯ СТАТЬЯ

УДК 691.3

DOI: 10.52957/2782-1919-2025-6-2-35-52

# Динамика кристаллизации и структурно-механические свойства магниймодифицированного пеностекла в многокомпонентных силикатных системах

**С.В. Федосов, М.О. Баканов, И.С. Грушко, И.А. Кузнецов**

**Сергей Викторович Федосов<sup>1</sup>, Максим Олегович Баканов<sup>1,\*</sup>**

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет,  
Москва, Российская Федерация

*fedosov-academic53@mail.ru, mask-13@mail.ru\**

**Ирина Сергеевна Грушко<sup>2</sup>**

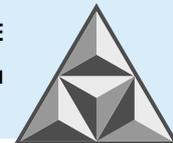
<sup>2</sup>Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова,  
Новочеркасск, Российская Федерация

*grushkois@gmail.com*

**Илья Александрович Кузнецов<sup>3</sup>**

<sup>3</sup>Ивановская пожарно-спасательная академия ГПС МЧС России, Иваново, Российская Федерация

*ikuz1999@list.ru*



*Исследовано влияние оксида магния на динамику кристаллизации и структурно-механические свойства пеностекла в системе «стекломасса – газ – кристаллиты». С использованием методов термодинамического моделирования, растровой электронной микроскопии и энергодисперсионного микроанализа установлено, что введение MgO индуцирует формирование  $MgFe_2O_4$  и Mg-Ca-силикатов, при этом доля кварца снижается на 18%. Оптимизация концентрации MgO (7.5 мас%) обеспечивает рост прочности на изгиб до 86.5 МПа и микротвердости до 7.2 ГПа. Системный подход к управлению температурными режимами синтеза позволяет стабилизировать диссипативные структуры расплава и минимизировать внутренние напряжения. Результаты подтверждают возможность направленного регулирования морфологии кристаллитов (50-200 нм) для создания материалов с прогнозируемыми теплоизоляционными и механическими характеристиками, согласно ГОСТ 33949-2016.*

**Ключевые слова:** пеностекло, оксид магния, динамика кристаллизации, структурно-механические свойства, термодинамическое моделирование, стеклокерамические системы, микроструктурная гетерогенность

**Для цитирования:**

Федосов С.В., Баканов М.О., Грушко И.С., Кузнецов И.А. Динамика кристаллизации и структурно-механические свойства магниймодифицированного пеностекла в многокомпонентных силикатных системах // *Умные композиты в строительстве*. 2025. Т. 6, вып. 2. С. 35-52. URL: <https://comincon.ru/ru/nauka/issue/6061/view>

DOI: 10.52957/2782-1919-2025-6-2-35-52



SCIENTIFIC ARTICLE

DOI: 10.52957/2782-1919-2025-6-2-35-52

# Dynamics of crystallization and structural and mechanical properties of magnesium modified foam glass in multicomponent silicate systems

**S.V. Fedosov, M.O. Bakanov, I.S. Grushko, I.A. Kuznetsov**

**Sergey V. Fedosov<sup>1</sup>, Maksim O. Bakanov<sup>1,\*</sup>**

<sup>1</sup>National Research Moscow State University of Civil Engineering, Moscow, Russian Federation

*fedosov-academic53@mail.ru, mask-13@mail.ru\**

**Irina S. Grushko<sup>2</sup>**

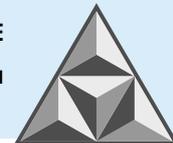
<sup>2</sup>South-Russian State Polytechnical University (NPI) named after M.I. Platov, Novocherkassk, Russian Federation

*grushkois@gmail.com*

**Ilya A. Kuznetsov<sup>3</sup>**

<sup>3</sup>Ivanovo Fire and Rescue Academy of the State Fire Service of the Ministry of Emergency Situations of Russia, Ivanovo, Russia

*ikuz1999@list.ru*



*The authors investigate the impact of magnesium oxide on the dynamics of crystallisation and structural-mechanical properties of foam glass in the system "glass mass – gas – crystallites". The authors have established by methods of thermodynamic modelling, scanning electron microscopy and energy dispersive microanalysis that the introduction of MgO induces the formation of  $MgFe_2O_4$  and Mg-Ca-silicates, reducing the proportion of quartz by 18%. Optimisation of MgO concentration (7.5 wt%) provided an increase in bending strength up to 86.5 MPa and microhardness up to 7.2 GPa. A systematic approach to controlling the temperature conditions of synthesis allowed us to stabilise the dissipative structures of the melt and minimise internal stresses. The results confirm the possibility of directional control of crystallite morphology (50-200 nm) to create materials with predicted thermal insulation and mechanical characteristics, according to GOST 33949-2016.*

**Keywords:** foam glass, magnesium oxide, dynamics of crystallisation, structural and mechanical properties, thermodynamic modelling, glass-ceramic systems, microstructural heterogeneity

**For citation:**

Fedosov S.V., Bakanov M.O., Grushko I.S., Kuznetsov I.A. Dynamics of crystallization and structural and mechanical properties of magnesium modified foam glass in multicomponent silicate systems // *Smart Composite in Construction*. 2025. Vol. 6, Iss. 2. P. 35-52.  
URL: <https://comincon.ru/ru/nauka/issue/6061/view>

DOI: 10.52957/2782-1919-2025-6-2-35-52



## ВВЕДЕНИЕ

Пеностекло представляет собой сложную гетерофазную систему, где доминирующая газообразная компонента ( $\approx 90\%$ ) формирует дисперсную среду, а твердая фаза образует матричную основу. Структурная организация материала соответствует замкнуто-ячеистому композиту с выраженной пространственной однородностью морфологических параметров ячеек (размеры, геометрия и топология распределения). Представленная структура детерминирует ключевые эксплуатационные характеристики – минимальное водопоглощение и оптимальное соотношение плотность - прочность, обусловленное синергетическим взаимодействием фаз [1].

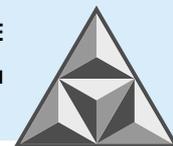
Химический состав твердофазной матрицы, согласно традиционной парадигме, соответствует натрий-кальций-силикатным стеклам, аналогичным по компонентному составу листовым стеклам. Однако роль кристаллизационных процессов в формировании системных свойств материала остается дискуссионной. Экспериментальные исследования И.И. Китайгородского и Т.Л. Ширкевич [2] демонстрируют совместимость ограниченной кристаллизации расплава с формированием гомогенной ячеистой структуры. С другой стороны, в работах З. Червинского [3, 4], Ф. Шилла [5] и Н.П. Садченко [6] показано негативное влияние кристаллообразования на кинетику вспенивания и функциональные параметры конечного продукта, и данный феномен связывается с нарушением реологических свойств расплава и возникновением структурных дефектов, описанных в [7].

Вместе с тем модели кинетики структурообразования пеностекла [8, 9] не включают кристаллизационные факторы в систему уравнений, учитывающих динамику пенообразования. Данный методологический пробел актуализирует необходимость комплексного исследования межфазных взаимодействий в системе «стекломасса - газ - кристаллиты», где процессы зародышеобразования и роста кристаллов оказывают влияние на управление структурной эволюцией материала. Уточнение роли кристаллической фазы требует применения методов многомасштабного моделирования, учитывающего влияние термодинамических, реологических и диффузионных факторов в ходе фазовых превращений.

При рассмотрении процессов структурообразования пеностекла особое значение приобретает исследование кристаллизационных явлений в условиях пористой матрицы, где синергетическое взаимодействие фазовых компонентов определяет функциональные характеристики материала. Технологические добавки, выступающие элементами управления в системе пеностекольной шихты, определяют кинетику синтеза, что актуализирует изучение роли оксида магния как структурного модификатора.

С позиции химии силикатных систем, модификаторы – это компоненты, не формирующие непрерывную каркасную сетку, но занимающие промежуточное положение в структурной матрице. К данной категории относятся оксиды I-II групп Периодической системы Д.И. Менделеева, включая щелочноземельные элементы (Mg, Ca, Sr, Ba), катионы которых, обладая повышенным зарядом, компенсируют электростатический дисбаланс анионного каркаса. В отличие от щелочных аналогов, ионы  $Mg^{2+}$ , интегрируясь в структурные полости, частично восстанавливают связность сети за счет образования «мостиков» между разорванными кремнекислородными цепочками [10].

Термодинамический анализ системы «MgO – стекломасса» показывает неоднозначность влияния оксида магния на реологические параметры: при высокотемпературном синтезе наблюдается значительное снижение вязкости расплава, тогда как в низкотемпературной



области этот эффект минимизируется [11, 12]. С позиции теории кристаллизации стекол, MgO выступает каталитическим агентом, инициирующим процессы зародышеобразования и роста кристаллических фаз. Данный тезис подтверждается исследованиями стеклокерамических систем, где введение MgO приводило к увеличению степени кристалличности и оптимизации иммобилизационных свойств по отношению к тяжелым металлам [13, 14].

Кинетические особенности кристаллизационных процессов, регулируемых MgO, раскрыты в работе [15]: рост концентрации оксида магния индуцирует переход от объемного к поверхностному механизму кристаллизации с одновременным увеличением энергии активации. Микроструктурный анализ выявил корреляцию между содержанием MgO и морфологией кристаллитов – от сферических пироксеновых образований до стержневидных форстеритовых фаз. Эти наблюдения согласуются с концепцией управления структурной эволюцией материала путем варьирования состава модифицирующих добавок.

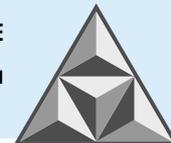
В границах производственных процессов добавка MgO выполняет двойную функцию: с одной стороны, выступает регулятором реакционной способности твердого раствора [16, 17], а с другой – служит фактором управления морфогенезом кристаллической составляющей. Подобная многокомпонентность воздействия требует интегрального подхода при проектировании состава пеностекельных шихт, учитывающего как термодинамические ограничения, так и кинетические закономерности фазовых превращений.

В рамках исследования системной оптимизации стеклокерамических композитов на основе техногенных компонентов (зола-унос, экранное стекло, шлак полировки керамики) установлено, что вариация концентрации MgO в диапазоне 1.1-7.5 мас% индуцирует перестройку механизмов кристаллизации. Кинетический анализ выявил доминирование поверхностной кристаллизации над объемной, сопровождаемое монотонным снижением температурных параметров системы – температуры стеклования ( $T_g$ ) и пика кристаллизации ( $T_p$ ). Фазовые трансформации демонстрируют четкую корреляцию с химическим составом: в присутствии 1.1% MgO формируется пластинчатый  $\beta$ -воластонит ( $CaSiO_3$ ), тогда как увеличение концентрации модификатора до 3.3-7.5% вызывает перераспределение фазового состава в пользу пироксена ( $CaMgSi_2O_6$ ) и форстерита ( $Mg_2SiO_4$ ) [18].

Рентгенофазовый анализ зафиксировал прогрессирующий рост интенсивности дифракционных пиков, свидетельствующий об усилении дальнего порядка в системе. Микроструктурная эволюция, изученная методами электронной микроскопии, проявилась в переходе от дискретных кристаллитов (0.2-0.5 мкм) к консолидированной субмикронной матрице с улучшенной морфологической однородностью. Оптимизация функциональных характеристик достигает экстремума при 7.5% MgO: плотность 2.77 г·см<sup>-3</sup>, водопоглощение 0.03%, прочность на изгиб 86.5 МПа, микротвердость 7.2 ГПа, и это отвечает требованиям, предъявляемым к конструкционным теплоизоляционным материалам.

Системно-ориентированный подход к формулировке цели работы предполагает установление взаимосвязей между параметрами модификации (путем введения оксида магния), структурной организацией пеностекла и его эксплуатационными свойствами. Для реализации данной целевой функции сформулирован следующий комплекс задач:

- проектирование многокомпонентных шихт с включением MgO, учитывающее принципы синергетического взаимодействия в системе «стеклообразователь-модификатор-поризатор»;
- синтез лабораторных образцов пеностекла с контролируемыми режимами термообработки, обеспечивающими управляемую кристаллизацию;



– анализ микроструктурных особенностей методом растровой электронной микроскопии с энергодисперсионной спектроскопией, направленный на установление топологии распределения кристаллических фаз и их морфометрических параметров;

– комплексная оценка функциональных свойств, включая механические, гидрофизические и термические характеристики, с последующим построением корреляционных моделей «состав – структура – свойство».

Предлагаемая структура исследований базируется на принципах многомасштабного моделирования материалов, где варьирование состава модификаторов рассматривается как инструмент управления эволюцией диссипативных структур в процессе пенообразования и кристаллизации.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В рамках оптимизации компонентного состава шихт для синтеза пеностекла (табл. 1) нами реализован принцип синергетического сочетания функциональных модулей.

**Таблица 1.** Оксидный состав шихт пеностекла

**Table 1.** Oxide composition of cellular glass charges

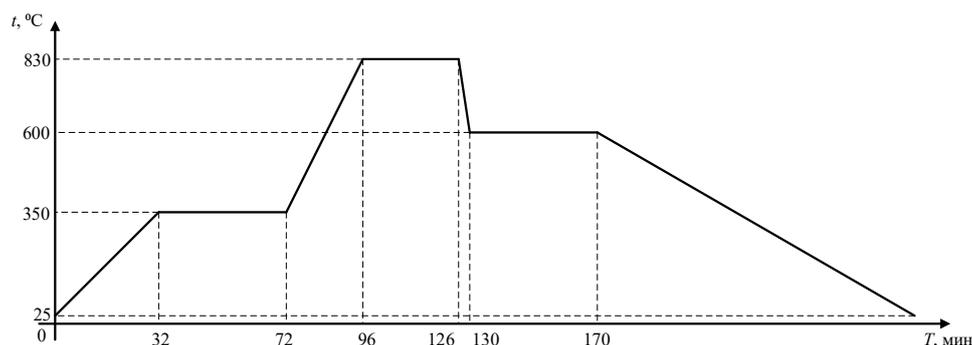
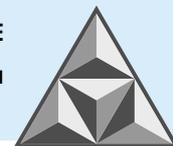
№ образца	Оксидный состав, масс. %							
	SiO <sub>2</sub>	TiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	MgO	CaO	Na <sub>2</sub> O
1	62.57	0.25	7.45	3.25	0.04	3.19	7.17	11.25
2	61.88	0.25	7.29	3.18	0.04	3.12	8.53	11.00
№ образца	Оксидный состав, масс. %							
	K <sub>2</sub> O	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	BaO	SO <sub>3</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	
1	1.29	0.04	0.05	0.03	0.02	0.02	3.46	
2	1.25	0.04	0.04	0.03	0.02	–	3.40	

Стеклобой выступает матричным стеклообразователем, золошлаковая смесь (ЗШС) – техногенным источником полиоксидных компонентов, а Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>·10H<sub>2</sub>O играет роль сплавляющего агента, снижающего температуру синтеза. Введение антрацита как газообразователя и технического мела в качестве минерализатора согласуется с концепцией управления реологическими и порообразующими характеристиками системы [19].

Ключевым элементом модификации структурно-функциональных свойств выступил оксид магния, интегрированный в состав шихты в рамках подхода целенаправленного управления кристаллизационными процессами. С позиции управления производственными процессами, каждый компонент шихты представляет собой подсистему с определенной целевой функцией:

- стеклобой обеспечивает формирование силикатного каркаса;
- ЗШС вносит оксиды железа и алюминия, модифицирующие термическую стабильность;
- антрацит генерирует газовую фазу при термическом разложении;
- MgO выступает каталитическим агентом для контролируемой кристаллизации.

Согласно принципам управления термодинамическими параметрами структурообразования, разработан многостадийный температурный режим синтеза (рис. 1), интегрирующий фазовые превращения и релаксационные процессы [20].



**Рис. 1.** Температурно-временной режим синтеза образцов пеностекла

**Fig. 1.** Temperature and time mode of synthesis for foam glass images

Иницирующая стадия предполагает загрузку образцов в печь при температуре 25°C с последующим нестационарным нагревом ( $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{мин}^{-1}$ ) до 350°C, где 40-минутная изотермическая выдержка обеспечивает активацию газообразователей и формирование первичных зародышей пор.

Последующий переход в высокотемпературную область (830°C,  $20^{\circ}\text{C}\cdot\text{мин}^{-1}$ ) и экспозиция 30 мин направлены на оптимизацию кинетики порообразования и стабилизацию диссипативных структур расплава. Резкое охлаждение до 600°C инициирует процессы стеклования с параллельным управлением кристаллизационной кинетикой посредством введения 40-минутной изотермической стадии, что минимизирует внутренние напряжения в формируемой матрице.

Заключительный этап контролируемого отжига ( $2^{\circ}\text{C}\cdot\text{мин}^{-1}$ , снижение температуры до 25°C) реализует принцип постепенной релаксации остаточных напряжений, обеспечивая гомогенизацию микроструктуры. Данный алгоритм термообработки представляет собой последовательность взаимосвязанных подпроцессов, где каждый температурный интервал выполняет целевую функцию:

- низкотемпературный диапазон – активация газогенерирующих реакций;
- высокотемпературная зона – управление вязкостными характеристиками и морфологией пор;
- промежуточное охлаждение – стабилизация кристаллической составляющей;
- отжиг – формирование равновесной микроструктуры.

Представленная многоуровневая организация циклов термической обработки, основанная на предшествующих исследованиях [20], демонстрирует взаимосвязь между кинетическими ограничениями и термодинамическими возможностями системы, обеспечивая воспроизводимое получение материала с заданными функциональными характеристиками.

Анализ микроструктурных особенностей и элементного состава пеностекла осуществлен с применением комплекса растровой электронной микроскопии (РЭМ) *VEGA II LMU (Tescan)* и энергодисперсионного микроанализа (*EDS INCA ENERGY 450/XT*, оснащенного детектором *Silicon Drift (SDD)*). Интеграция указанных инструментов обеспечивает многоуровневое исследование морфологии, фазового распределения и химической гетерогенности материала. Детектор обратнорассеянных электронов (BE), используемый для визуализации, позволяет дифференцировать фазы по среднему атомному весу: области с повышенной плотностью атомных ядер визуализируются в светлых тонах, что коррелирует с локальными вариациями химического состава [1].

Отмечаем, что анализ ограничен пространственным разрешением аппаратуры, обусловленным локальным взаимодействием электронного пучка с образцом.



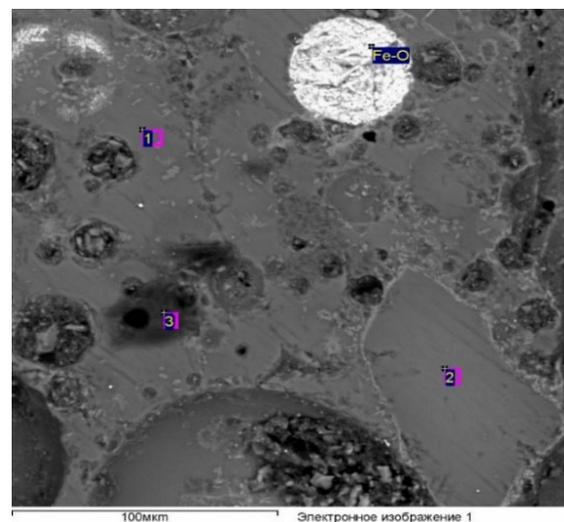
Наличие стеклофазы в зоне сканирования создает артефакты сигнала, затрудняющие количественную оценку состава микровключений. Дополнительным системным ограничением выступает неспособность EDS-детектора идентифицировать легкие элементы (B, N, Li), что связано с поглощением их характеристического рентгеновского излучения в углеродном покрытии образца, нанесенном для минимизации поверхностного заряжения [2].

В рамках теории кристаллизации стекла полученные данные микроструктурного анализа позволяют установить взаимосвязь между морфологией кристаллитов, распределением модифицирующих оксидов, включая MgO, и термодинамическими условиями синтеза. Результаты РЭМ-исследований, представленные ниже, включают топографию поверхности, пространственное распределение фаз и корреляцию элементного состава с эксплуатационными свойствами материала.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### Образец 1

Структурная организация стеклофазы демонстрирует иерархическую гетерогенность, выраженную в формировании мозаичных блоков (сотни микрометров) с четкими границами (рис. 2, 3), интегрированных в матрицу с дифференцированным химическим составом (рис. 4; табл. 2, участок 1). Количественное соотношение блоков и межфазной матрицы в пространстве образца варьируется (при визуальной оценке доли блоков  $\approx 70\%$ ). Внутриблоковые зоны характеризуются минимальной химической дисперсией, за исключением железа, неоднородная концентрация которого связана с локальными колебаниями оксидного состояния (рис. 3, а). Межфазные области проявляют выраженную композиционную нестабильность, обусловленную градиентами диффузии компонентов.



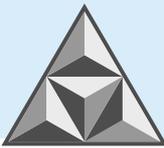
**Рис. 2.** Вариации состава участков стеклофазы, демонстрирующие мозаичное строение стекломассы:

1 – «цементирующая» масса; 2 – типичные включения; 3 – редкие участки, обогащенные легкими элементами (предположительно B, C). Fe-O – оксид железа (возможно, магнетит)

**Fig. 2.** Variations in the composition of glass phase sections, demonstrating the mosaic structure of the glass mass: 1 – “cementing” mass, 2 – typical inclusions, 3 – rare sections enriched in light elements (presumably B, C). Fe-O – iron oxide (possibly magnetite)

Микрофазовый анализ выявил гетерогенную систему включений:

– силикатные фазы (рис. 4, а, б) – кластеры пироксенов диопсид-геденбергитового ряда (рис. 4, в, г) и Mg-Ca-силикаты волластонитового типа (рис. 4, б), локализованные на границах блоков и внутренних поверхностях пор;



– оксидные системы – магнетит-хромшпинелевые фазы и субмикронные включения металлического железа (рис. 5, а);

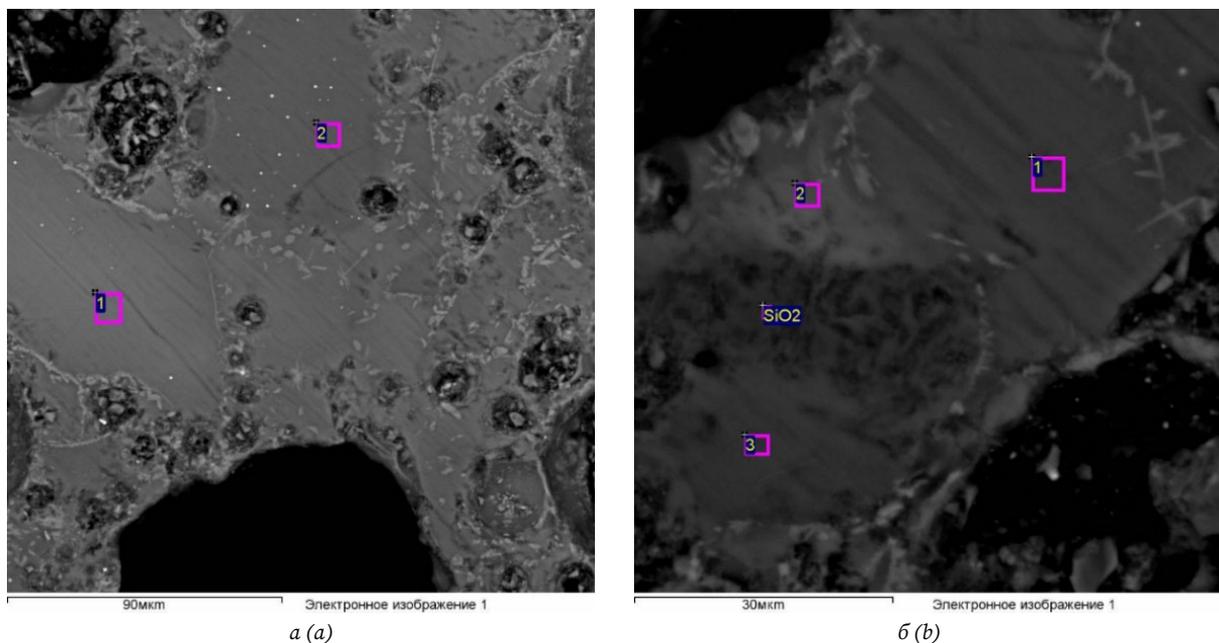
– кремнеземистые образования – кристаллы и агрегаты  $\text{SiO}_2$ , преобладающие в межблоковых зонах (рис. 3, б).

Морфология включений указывает на взаимосвязь поверхностной и граничной кристаллизации, где тесное срастание зерен со стеклофазой, подтвержденное микроанализом, требует применения кристаллохимического моделирования для полной идентификации.

**Таблица 2.** Вариации состава участков стеклофазы, мас. %. (рис. 2)

**Table 2.** Variations in the composition of glass phase sections, wt. %. (Fig. 2)

Участок	$\text{Na}_2\text{O}$	$\text{MgO}$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{SiO}_2$	$\text{SO}_3$	Cl	$\text{K}_2\text{O}$	CaO	$\text{TiO}_2$	$\text{Cr}_2\text{O}_3$	FeO	Итого
1	12.10	3.00	2.12	66.09	–	–	1.21	8.47	0.07	0.32	2.13	95.51
2	4.66	1.29	23.39	55.68	–	–	1.35	1.91	1.10	–	8.80	98.17
3	5.67	1.49	5.43	44.43	1.49	0.10	1.24	4.79	0.22	0.15	0.71	65.72



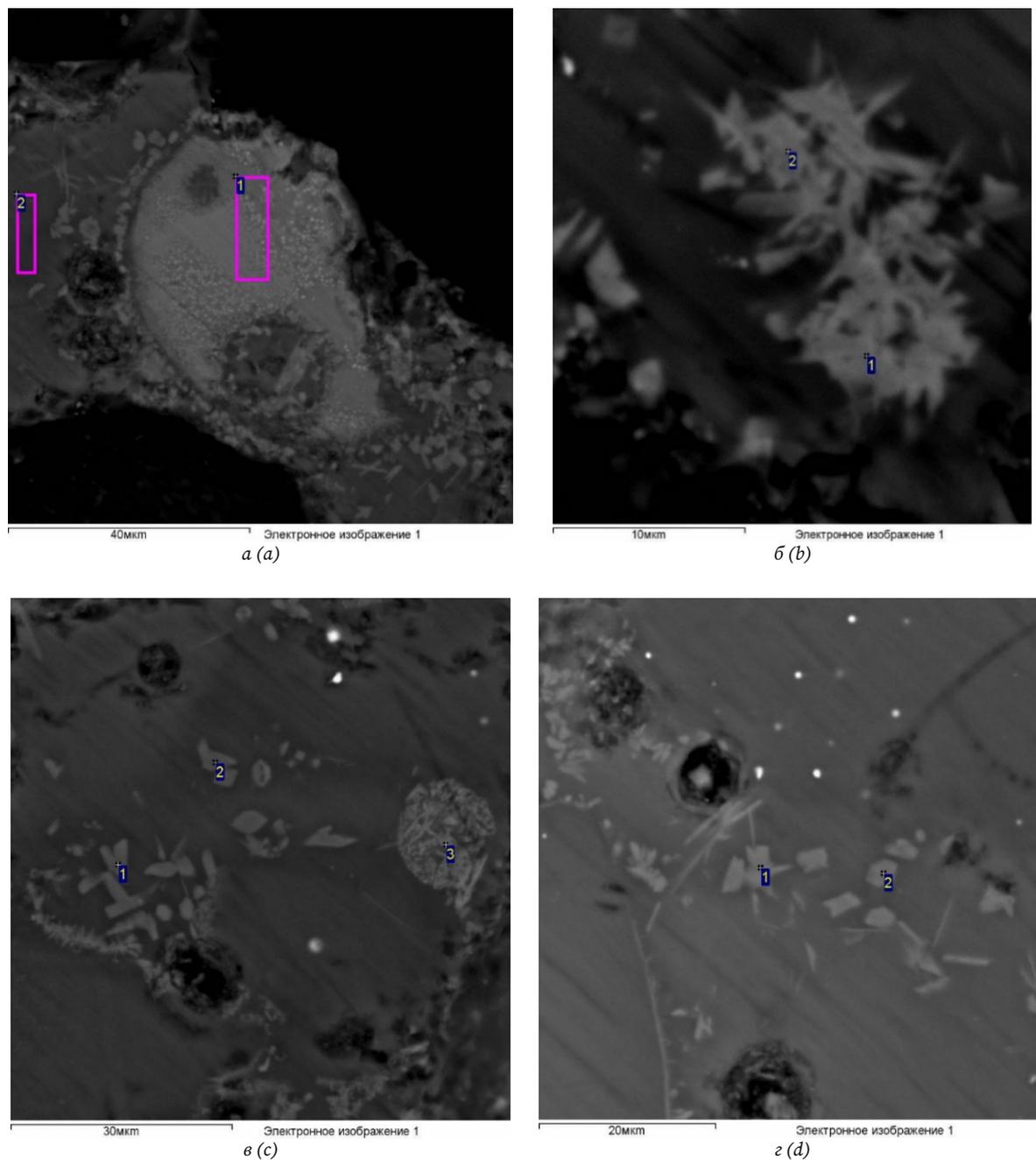
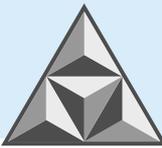
**Рис. 3.** Примеры строения образца 1: а – пример обычного строения стеклофазы: обедненные  $\text{Na}_2\text{O}$  и обогащенные  $\text{Al}_2\text{O}_3$  «блоки» (1, 2) и цементирующая масса; по границам «блоков» развиты кристаллы силикатов. В «блоке» 2 железо находится в составе оксидных (возможно, магнетитовых) частиц; б – вариации состава в зоне между «блоками»;  $\text{SiO}_2$  – фаза кремнезема

**Fig. 3.** Examples of the sample 1 structure: а – an example of the usual glass phase structure:  $\text{Na}_2\text{O}$ -depleted and  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -enriched 'blocks' (1, 2) and cementing mass; silicate crystals are developed along the boundaries of the 'blocks'. Iron in 'block' 2 is in the composition of oxide (probably magnetite) particles; б – variations of composition in the zone between 'blocks';  $\text{SiO}_2$  – silica phase

**Таблица 3.** Количественный состав участков, мас%

**Table 3.** Quantitative composition of sections, wt. %

Участок	$\text{Na}_2\text{O}$	$\text{MgO}$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{SiO}_2$	$\text{K}_2\text{O}$	CaO	$\text{TiO}_2$	$\text{Cr}_2\text{O}_3$	FeO	Итого
рис. 3, а										
1	4.26	1.69	19.89	57.70	1.50	1.96	1.00	–	7.68	95.68
2	5.29	1.40	27.89	58.32	2.15	0.51	0.88	0.03	0.38	96.85
рис. 3, б										
1	11.06	3.18	1.49	69.24	1.07	9.97	0.01	0.32	0.81	97.15
2	8.34	0.38	13.31	54.42	2.20	0.41	0.57	–	16.64	96.27
3	6.71	0.65	28.03	53.94	2.15	0.12	1.19	–	3.24	96.03



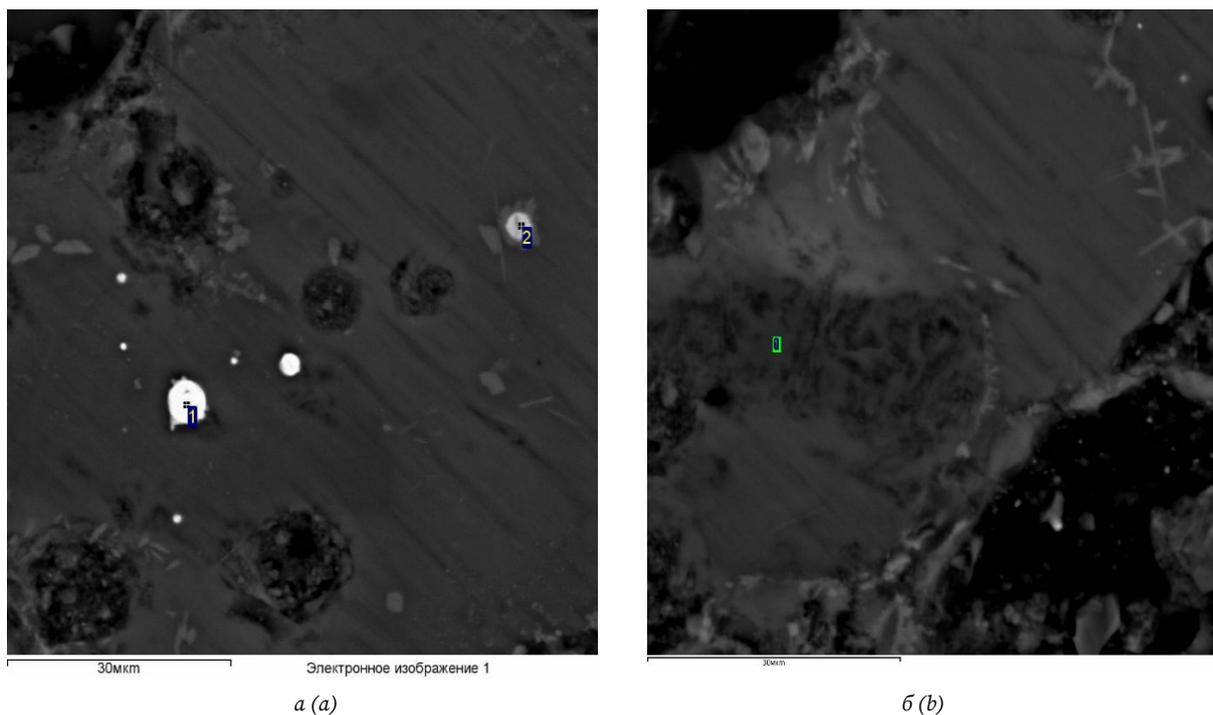
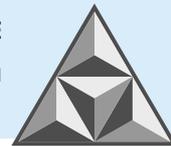
**Рис. 4.** Примеры строения микрофаз: *a* – на участке, насыщенном Fe-Ca-силикатами (1), и с включением стекла (2); *б* – агрегаты Mg-Ca-силикатами состава, близкого к wollastonиту; *в* – типичные фазы: Mg-Ca-силикаты пироксенового состава (1 и 2) и агрегат силиката титана (предположительно), образующего тесное срастание со стеклофазой; *г* – фазы пироксенового состава

**Fig. 4.** Examples of microphase structure: *a* – in the area saturated with Fe-Ca-silicates (1) and with glass inclusion (2); *b* – aggregates of Mg-Ca-silicates of composition close to wollastonite; *c* – typical phases: Mg-Ca-silicates of pyroxene composition (1 and 2) and aggregate of titanium silicate (presumably), forming close aggregation with glass phase; *d* – phases of pyroxene composition

**Таблица 4.** Количественный состав участков, мас%

**Table 4.** Quantitative composition of sections, wt. %

Участок	Na <sub>2</sub> O	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	K <sub>2</sub> O	CaO	TiO <sub>2</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Итого
1	1.96	12.38	1.69	55.10	0.22	18.63	0.73	0.58	5.95	97.25
2	2.25	12.07	1.62	55.44	0.35	18.58	0.59	0.43	6.04	97.37
3	2.86	0.40	5.01	28.98	0.28	9.78	50.41	-	1.13	98.85

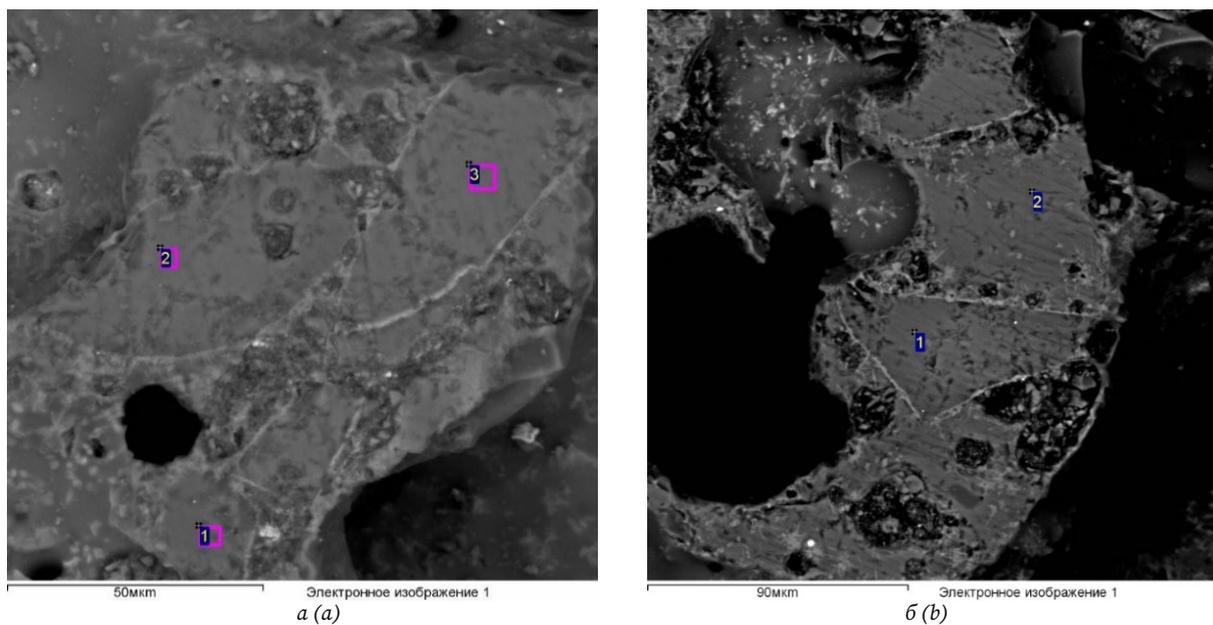


**Рис. 5.** Новые образцы микрофаз: *a* – частицы железа в окисленной (1) и неокисленной (2) форме; *б* – типичный облик фазы SiO<sub>2</sub>  
**Fig. 5.** New samples of microphases: *a* – iron particles in oxidised (1) and non-oxidised (2) forms; *b* – typical appearance of SiO<sub>2</sub> phase

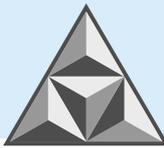
Подход к интерпретации данных предполагает учет термодинамических условий синтеза, определяющих перераспределение элементов между блоками и межфазными областями.

### Образец 2

Вариации состава стеклофазы приведены на рис. 6. Наиболее существенные из них отмечаются на участках между «блоками» (рис. 6, б).



**Рис. 6.** Вариации состава стеклофазы: *a* – масштаб 50 мкм; *б* – масштаб 90 мкм  
**Fig. 6.** Variations in the composition of the glass phase: *a* – scale 50 μm; *b* – scale 90 μm

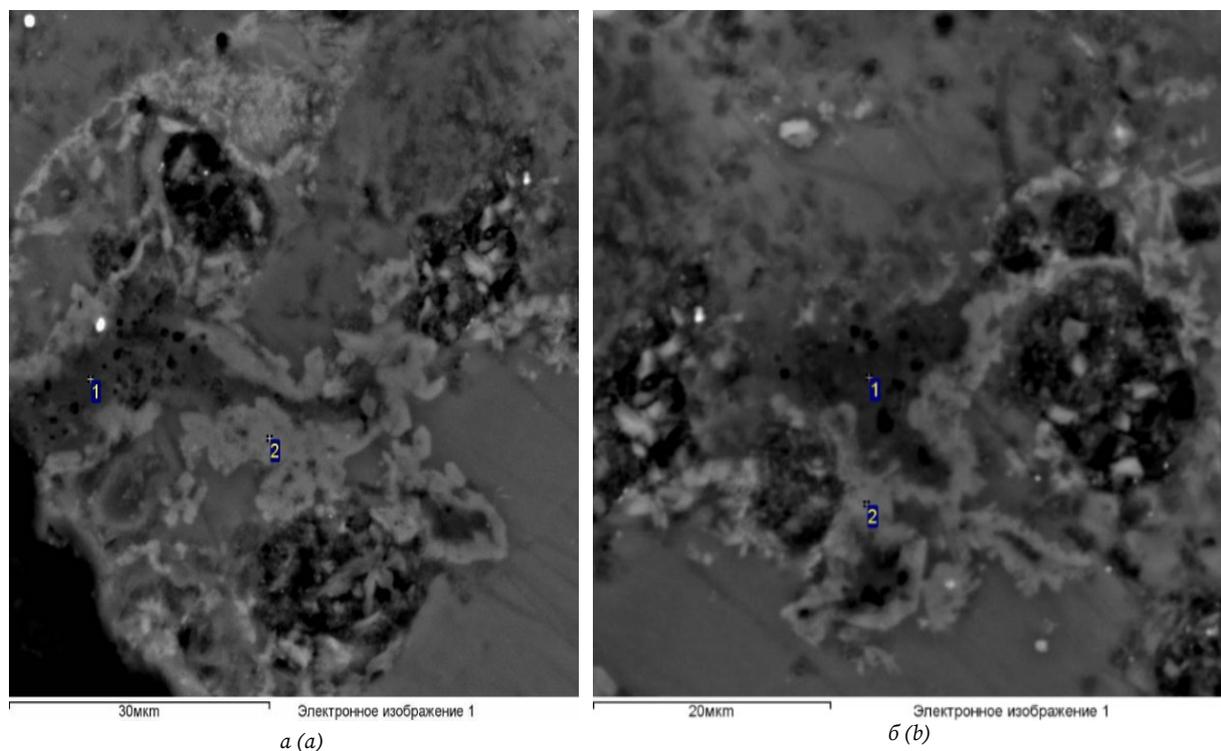


Среди стекла наблюдаются участки, сложенные карбонатом кальция. В межблоковом пространстве отмечаются агрегаты MgO (или карбоната магния) (обычно ассоциирует с микрофазами пироксенового состава) (рис. 7, б), пироксены Fe-Mg-Са группы (расчет кристаллохимической формулы по результатам анализа рис. 7, а, участок 1 –  $\{Na_{0.039}Ca_{0.859}Mg_{0.120}\}_{1.0}[Mg_{0.939}Fe_{0.050}^{3+}Al_{0.011}^{VI}]_{1.0}(Al_{0.023}^{IV}Si_{1.977})_{2.0}O_6$  (рис. 8), фазы волластонитового состава (расчет кристаллохимической формулы по результатам анализа:  $\{Na_{0.099}Ca_{1.768}\}_{1.9}[Mg_{0.077}Cr_{0.011}Fe_{0.083}^{3+}Al_{0.021}^{VI}]_{0.2}(Al_{0.016}^{IV}Si_{1.984})_{2.0}O_6$ ,  $SiO_2$ . Отмечается присутствие магнетита (рис. 9, а), оксидов железа, агрегатов карбоната кальция среди массы стекла, зерен ферросиликация, мелких фаз, близких к самородному или сабоокисленному железу (рис. 9, б, в, з).

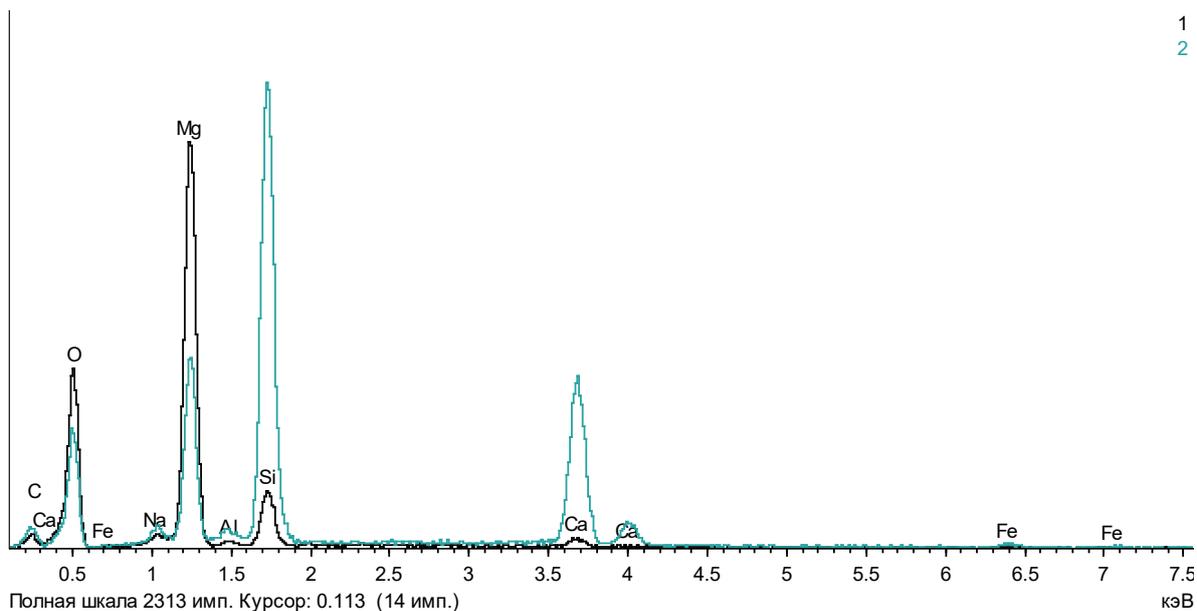
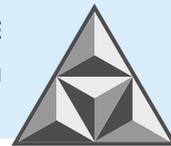
**Таблица 5.** Количественный состав участков, мас%

**Table 5.** Quantitative composition of sections, wt%

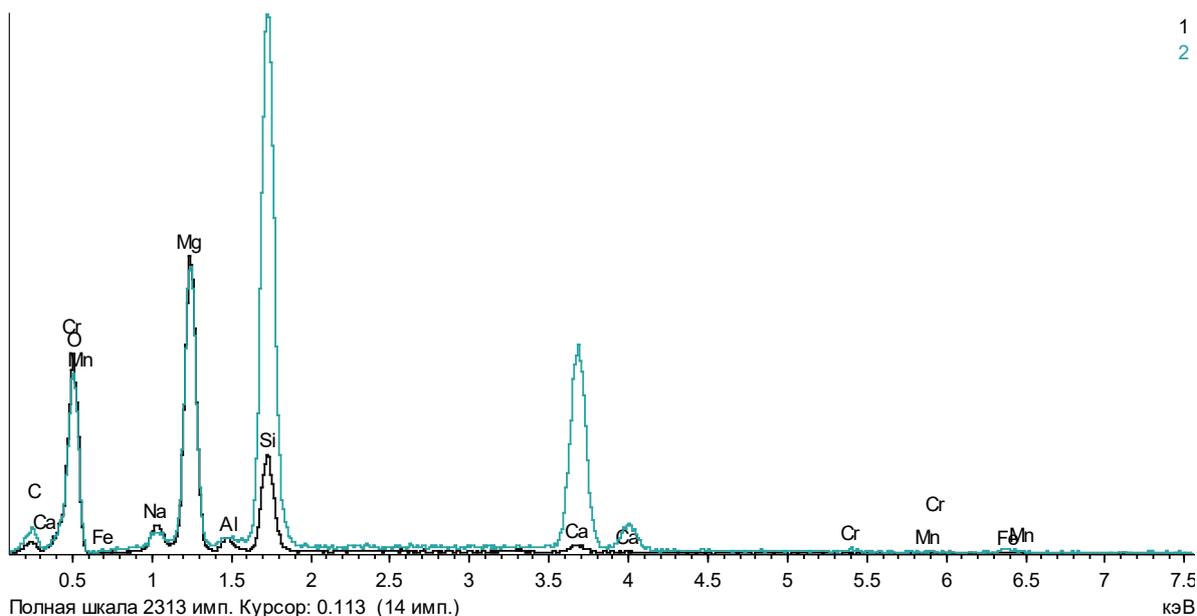
Участок	Na <sub>2</sub> O	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	K <sub>2</sub> O	CaO	TiO <sub>2</sub>	MnO	FeO	SO <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Итого
Рис. 6, а												
1	7.99	0.72	24.68	55.79	3.02	0.08	1.00	–	1.11	0.16	–	94.54
2	5.22	1.98	28.82	47.76	1.68	0.91	1.61	0.09	4.50	–	–	92.55
3	6.74	1.34	20.30	54.74	2.49	0.40	1.00	–	5.61	–	–	92.61
Рис. 6, б												
1	3.55	1.56	19.97	57.61	2.04	0.73	0.97	0.01	5.68	–	–	92.11
2	8.83	3.09	1.64	67.74	1.19	10.20	0.12	0.03	0.53	–	0.26	93.64



**Рис. 7.** Демонстрация присутствия оксида магния: а – агрегат MgO (1) (или карбоната магния) среди массы стекла, ассоциирующий с микрофазами пироксенового состава (2); б – срастания со стеклом MgO (1) (или карбоната магния) и микрофазами пироксенового состава (2)  
**Fig. 7.** Demonstration of the presence of magnesium oxide: а – aggregate of MgO (1) (or magnesium carbonate) among the glass mass, associated with microphases of pyroxene composition (2); б – intergrowths with glass of MgO (1) (or magnesium carbonate) and microphases of pyroxene composition (2)



а (а)

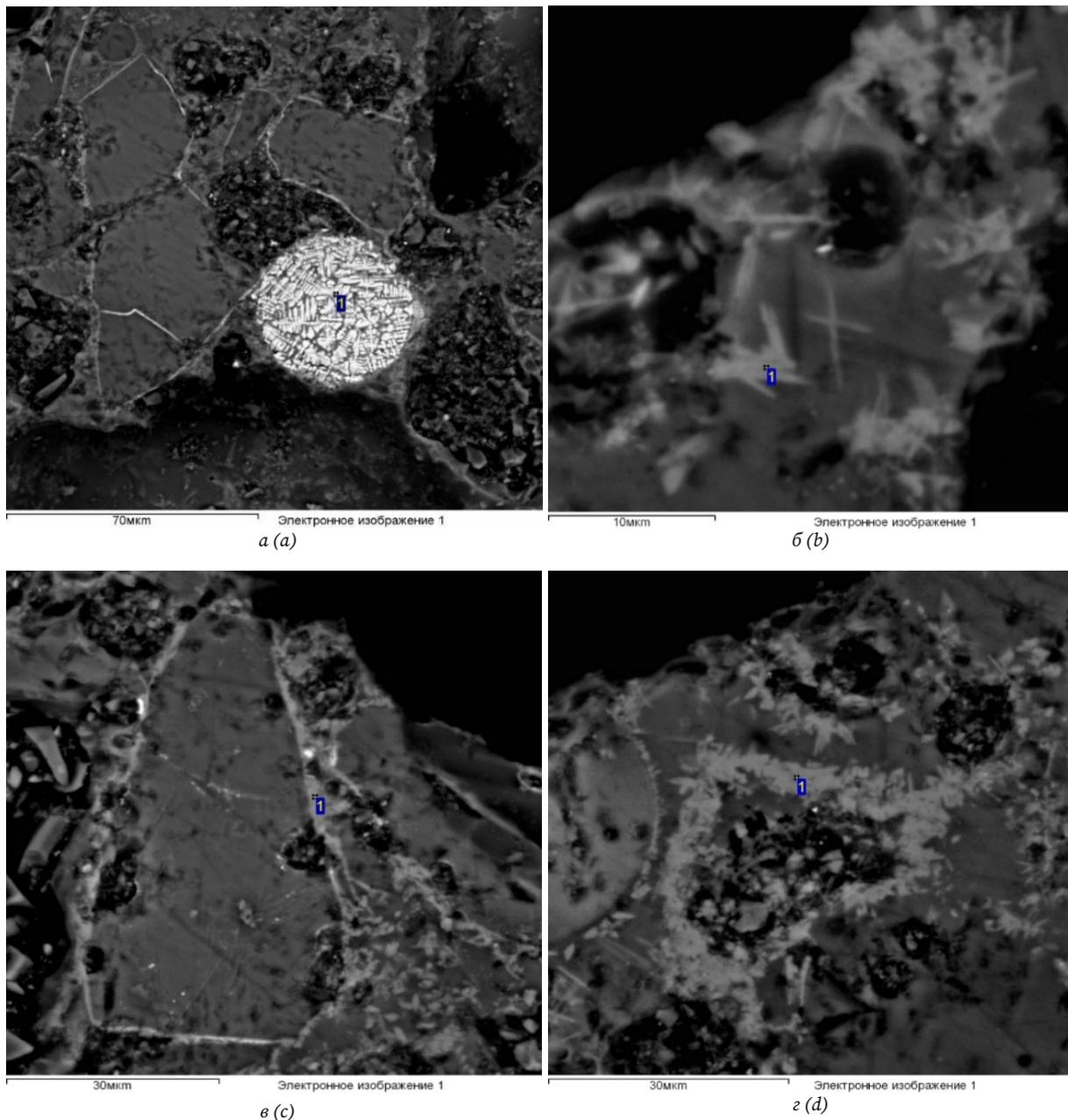
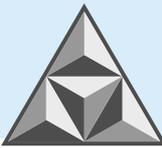


б (b)

**Рис. 8.** Состав/EDX-спектр: а – агрегат MgO (или карбоната магния) среди массы стекла, ассоциирующий с микрофазами пироксенового состава; б – тонкие сростания со стеклом MgO (или карбоната магния) и микрофазами пироксенового состава

**Fig. 8.** Composition/EDX spectrum: а – aggregate of MgO (or magnesium carbonate) among the glass mass, associated with microphases of pyroxene composition; б – fine intergrowths with glass of MgO (or magnesium carbonate) and microphases of pyroxene composition

В рамках требований ГОСТ 33949-2016 «Изделия из стекла теплоизоляционные для зданий и сооружений. Технические условия» определены следующие характеристики образцов пеностекла: теплопроводность, плотность, прочность при сжатии, прочность на растяжение при изгибе, прочность при растяжении перпендикулярно лицевым поверхностям, прочность при действии сосредоточенной нагрузки (табл. 6).



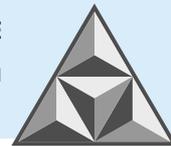
**Рис. 9.** Кристаллические микрофазы: *a* – дендритовые кристаллы магнетита в ассоциации со стеклом; *б* – кристаллы силикатов кальция в стекле (в область генерации сигнала включено и стекло); *в* – агрегат, обогащенный FeO по периферии стеклофазы; *г* – агрегат силикатов кальция (возможно, волластонит)

**Fig. 9.** Crystalline microphases: *a* – dendritic crystals of magnetite in association with glass; *b* – crystals of calcium silicates in glass (glass is also included in the signal generation region); *c* – aggregate enriched in FeO along the periphery of the glass phase; *d* – aggregate of calcium silicates (possibly wollastonite)

**Таблица 6.** Эксплуатационные свойства (параметры) образцов

**Table 6.** Performance properties (parameters) of samples

№ состава	Теплопроводность, Вт·м <sup>-1</sup> ·К <sup>-1</sup>	Плотность, кг·м <sup>-3</sup>	Прочность при сжатии, МПа	Прочность на растяжение при изгибе, МПа	Прочность при растяжении (перп-но лиц. пов.), МПа	Коэффициент упругости, МН·м <sup>-1</sup>
1	0.1121	658.50	16.43	0.34	9.78	6.64
2	0.1207	804,48	29.70	0.58	12.21	11.02



Анализ результатов синтеза пеностекла с модифицированной шихтой выявляет следующее: введение оксида магния в шихту индуцирует реструктуризацию минерального состава равновесных фаз. В низкотемпературном диапазоне (состав 1) наблюдается селективное формирование  $MgFe_2O_4$  при сохранении концентрации  $Fe_3O_4$ , что свидетельствует о конкурентном механизме кристаллизации в гетерофазной системе.

Вариация состава шихты (состав 2, с увеличением доли мела на 15%) интенсифицирует газовыделение за счет роста парциального давления  $CO_2$ . Несмотря на снижение доли кварца до 30%, его концентрация остается подходящей для поддержания структурной целостности силикатного каркаса.

Расчетные модели подтвердили синергию между введением  $MgO$  и карбонатных добавок, проявляющуюся в перераспределении фазового объема; рост содержания  $\beta$ -волластонита на 22% сопровождается снижением доли кварца на 18%. Данная корреляция объясняется нами изменением активности кремнезема в расплаве.

В отношении локальных концентраций легирующих элементов (Al, Ti, Cr) следует отметить, что они инициируют образование вторичных фаз (шпинелиды, титаносиликаты). Это приводит к перераспределению макроэлементов (Si, Ca, Mg) между аморфной матрицей и кристаллитами. Указанный процесс сопровождается снижением плотности стеклофазы на 8-12% и модифицированием ее химической неоднородности. Комплексная оценка эксплуатационных свойств получаемых материалов выявила повышение (на 35%) их прочности при сжатии, прочности на изгиб – на 28% и коэффициента упругости – на 18% (относительно аморфных аналогов). Достижение указанного эффекта объясняется армирующим действием наноразмерных кристаллитов, распределенных в матрице без образования критических градиентов напряжений на межфазных границах.

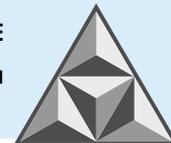
## ВЫВОДЫ

1. Направленная модификация межпоровых перегородок позволяет регулировать параметры кристаллической фазы (размер зерна 50-200 нм, объемная доля 15-40%, состав Mg-Ca-силикаты). Оптимизация параметров обеспечивает рост (на 25-40%) предела прочности за счет формирования дислокационно-упрочненной субструктуры.

2. Подтверждена гипотеза о возможности целенаправленного управления структурой пеностекла путем варьирования компонентного состава шихты и режимов термообработки. Установленные закономерности фазообразования и свойств формируют основу для разработки алгоритмов синтеза строительных материалов с прогнозируемыми эксплуатационными характеристиками.

## СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Шилл Ф. Пеностекло. М.: Стройиздат, 1965. 307 с.
2. Китайгородский И.И., Ширкевич Т.Л. // ДАН СССР. 1965. Т. 162. № 6. С. 1339-1341.
3. Czerwiński Z. // Szkló i ceramika. 1964. № 12. S. 313-316.
4. Czerwiński Z. // Szkló i ceramika. 1965. № 3. S. 68-69.
5. Schill F. // Veda a výzkum v promyslu sklarskem. 1961. № 7. S. 59-108.
6. Садченко Н.П.. Исследование в области получения пеностекла для низкотемпературной изоляции: автореф. канд. дисс. Минск, 1973.
7. Сулейменов С.Т. Исследование некоторых физико-химических свойств пеностекла в процессе его получения. Автореф. канд. дисс. Алма-Ата, 1955.
8. Демидович Б.К. Пеностекло. Минск: Наука и техника, 1975. 248 с.



9. **Китайгородский И.И., Бутт М.** // *Стекло: Бюлл. Института стекла*. 1960. № 2. С. 3-7.
10. **Кручинин Д.Ю., Фарафонтова Е.П.** Физическая химия стеклообразного состояния: учеб. пособие. Мин-во науки и высш. образования РФ. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2021. 108 с.
11. **Lilensten L., Fu Q., Wheaton B.R., Credle A.J.** Kinetic study on lithium-aluminosilicate (LAS) glass-ceramics containing MgO and ZnO // *Ceram. Int.* 2014. Vol. 40. P. 11657-11661.
12. **Zhang S.A., Zhang Y.L., Qu Z.M.** Effect of soluble Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on the silicate network, crystallization kinetics, mineral phase, microstructure of CaO-MgO-SiO<sub>2</sub>-(Na<sub>2</sub>O) glass ceramics with different CaO / MgO ratio // *Ceram. Int.* 2019. Vol. 45. P. 11216-11225.
13. **Zhang Y.H., Luo Z.W., Liu T.Y., Hao X.J., Li Z., Lu A.X.** MgO-doping in the Li<sub>2</sub>O-ZnO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> glass-ceramics for better sealing with steel // *J. Non-Cryst. Solids*. 2014. Vol. 45. P. 170-175.
14. **Tang Y., Zheng X., Ma W., Wu P.** Residues from sewage sludge incineration for ceramic products with potential for zinc stabilization // *Waste. Manag.* 2018. Vol. 82. P. 188-197.
15. **Zhangyang Lu, Jinshan Lu, Xibao Li, Gangqin Shao,** Effect of MgO addition on sinterability, crystallization kinetics, and flexural strength of glass-ceramics from waste materials // *Ceramics Int.* 2016. Vol. 42, Iss. 2. Part B. P. 3452-3459. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.10.142>.
16. **Barrere F., van Blitterswijk C.A, de Groot K., Layrolle P.** Nucleation of biomimetic Ca-P coatings on Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V from a SBF×5 solution: influence of magnesium // *Biomaterials*. 2002. Vol. 23. P. 2211-2220.
17. **Roman J., Salinas A.J., Vallet-Regi M., Oliverira J.M., Correia R.N., Fernandes M.H.** Role of acid attack in the in vitro bioactivity of a glass-ceramic of the 3CaO·P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-CaO·SiO<sub>2</sub>-CaO·MgO·2SiO<sub>2</sub> system // *Biomaterials*. 2001. Vol. 22. P. 2013-2019.
18. **Baoqing Li, Yanping Guo, Jianzhang Fang,** Effect of MgO addition on crystallization, microstructure and properties of glass-ceramics prepared from solid wastes // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 881. 159821. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159821>
19. **Федосов С.В., Баканов М.О., Грушко И.С.** Применение техногенного сырья в процессе синтеза пеностекла с гетерогенной микроструктурой // *Вестник МГСУ*. 2024. Т. 19. Вып. 2. С. 258-269. DOI: 10.22227/1997-0935.2024.2.258-269
20. **Федосов С.В., Баканов М.О.** Модели и методы высокотемпературной термической обработки в технологии пеностекла. М.: Издательство «Спутник +». 2021. 302 с.

Поступила в редакцию 14.04.2025

Одобрена после рецензирования 29.04.2025

Принята к опубликованию 15.05.2025

## REFERENCES

1. **Schill, F.** (1965), Foam glass. М.: Stroyizdat, 307 p. (in Russian).
2. **Kitaygorodsky, I.I. and Shirkevich, T.L.** (1965), *DAN USSR*, vol. 162, no. 6, pp. 1339-1341 (in Russian).
3. **Czerwiński, Z.** (1964), "*Szkło i ceramika*", no. 12, pp. 313-316.
4. **Czerwiński, Z.** (1965), "*Szkło i ceramika*", no. 3, pp. 68-69.
5. **Schill, F.** (1961), "Veda a výzkum v promyslu sklarskem", no. 7, pp. 59-108.
6. **Sadchenko, N.P.** (1973), "Research in the field of obtaining foam glass for low-temperature insulation", Abstr. Ph.D. diss., Minsk, USSR (in Russian).
7. **Sulejmenov, S.T.** (1955), "Study of some physicochemical properties of foam glass in the process of its production", Abstr. Ph.D. diss. Alma-Ata, USSR (in Russian).
8. **Demidovich, B.K.** (1975), "Foam glass", Minsk: Science and Technology, 248 p. (in Russian).
9. **Kitaygorodsky, I. I. and Butt, M.** (1960), "*Glass*", *Bull. of the Glass Institute*, no. 2, pp. 3-7 (in Russian).
10. **Kruchinin, D.Yu. and Farafontova, E.P.** (2021), "Physical chemistry of the glassy state: a textbook", Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation. Yekaterinburg: Ural Publishing House University, 108 p. (in Russian).
11. **Lilensten, L., Fu, Q., Wheaton, B.R. and Credle, A.J.** (2014), "Kinetic study on lithium-aluminosilicate (LAS) glass-ceramics containing MgO and ZnO", *Ceram. Int.*, vol. 40, pp. 11657-11661.



12. **Zhang, S.A., Zhang, Y.L. and Qu, Z.M.** (2019), "Effect of soluble  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  on the silicate network, crystallization kinetics, mineral phase, microstructure of  $\text{CaO-MgO-SiO}_2\text{-(Na}_2\text{O)}$  glass ceramics with different  $\text{CaO/MgO}$  ratio", *Ceram. Int.*, vol. 45, pp. 11216-11225.
13. **Zhang, Y.H., Luo, Z.W., Liu, T.Y., Hao, X.J., Li, Z. and Lu, A.X.** (2014), "MgO-doping in the  $\text{Li}_2\text{O-ZnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  glass-ceramics for better sealing with steel", *J. Non-Cryst. Solids*, vol. 405, pp. 170-175.
14. **Tang, Y., Zheng, X., Ma, W. and Wu, P.** (2018), "Residues from sewage sludge incineration for ceramic products with potential for zinc stabilization", *Waste. Manag.*, vol. 82, pp. 188-197.
15. **Zhangyang, Lu, Jinshan, Lu, Xibao, Li and Gangqin, Shao** (2016), "Effect of MgO addition on sinterability, crystallization kinetics, and flexural strength of glass-ceramics from waste materials", *Ceramics Int.*, vol. 42, no. 2, part B, pp. 3452-3459, <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.10.142>
16. **Barrere, F., van Blitterswijk, C.A, de Groot, K. and Layrolle, P.** (2002), "Nucleation of biomimetic Ca-P coatings on  $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$  from a SBF $\times$ 5 solution: influence of magnesium", *Biomaterials*, vol. 23, pp. 2211-2220.
17. **Roman, J., Salinas, A.J., Vallet-Regi, M., Oliverira, J.M., Correia, R.N. and Fernandes, M.H.** (2001), "Role of acid attack in the in vitro bioactivity of a glass-ceramic of the  $3\text{CaO}\cdot\text{P}_2\text{O}_5\text{-CaO}\cdot\text{SiO}_2\text{-CaO}\cdot\text{MgO}\cdot 2\text{SiO}_2$  system", *Biomaterials*, vol. 22, pp. 2013-2019.
18. **Baoqing, Li, Yanping, Guo and Jianzhang, Fang** (2021), "Effect of MgO addition on crystallization, microstructure and properties of glass-ceramics prepared from solid wastes", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 881, 159821. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159821>
19. **Fedosov, S.V., Bakanov, M.O. and Grushko, I.S.** (2024), "Use of technogenic raw materials in the synthesis of foam glass with a heterogeneous microstructure", *Bulletin of MGSU*, vol. 19, no. 2, pp. 258-269. DOI: 10.22227/1997-0935.2024.2.258-269 (in Russian).
20. **Fedosov, S.V. and Bakanov, M.O.** (2021), "Models and methods of high-temperature heat treatment in foam glass technology", Moscow: Publishing house "Sputnik +", 302 p. (in Russian).

Received 14.04.2025

Approved 29.04.2025

Accepted 15.05.2025