

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 620.22

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.009

## **НЕРАВНОВЕСНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ВЗРЫВНОГО И НЕВЗРЫВНОГО ТИПА**

**Светлана Александровна Фролова<sup>1†</sup>, Светлана Владимировна Моржухина<sup>2</sup>**

<sup>1†</sup> «Донбасская национальная академия строительства и архитектуры» - филиал НИУ МГСУ; г. Макеевка, Донецкая народная республика

<sup>2</sup> Государственный университет «Дубна», г. Дубна, Россия

<sup>1†</sup> s.a.frolova@donnasa.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8379-072X>

<sup>2</sup> msv@uni-dubna.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8395-136X>

**Аннотация.** В работе представлен сравнительный анализ кинетики кристаллизации чистых компонентов олова (Sn), висмута (Bi) и эвтектического сплава системы Sn-Bi в условиях квазиравновесной и неравновесной кристаллизации. Актуальность исследования обусловлена противоречивостью литературных данных о переохлаждаемости легкоплавких металлов и сплавов, что связано с различиями в методиках и условиях экспериментов. Методом циклического термического анализа исследовано влияние температуры перегрева  $\Delta T^+$  расплава относительно температур плавления  $T_L$  чистых компонентов Sn и Bi эвтектического сплава системы Sn-Bi на величину предельного переохлаждения  $\Delta T_{np}^-$ . Подтверждено существование температуры критического перегрева  $\Delta T_K^+$  для Sn и Bi, охлаждение расплава выше которой кристаллизация протекает по неравновесно-взрывному механизму (НРВК), а ниже – квазиравновесному изотермическому (КРК). Для Bi величина  $\Delta T_{np}^- \approx 23$  K, для Sn  $\Delta T_{np}^- \approx 14$  K. Показано, что эвтектический сплав Sn-Bi кристаллизуется изотермически с постоянным предельным переохлаждением  $\Delta T_{np}^- \approx 18$  K. Полученные результаты интерпретированы с позиций кластерно-коагуляционной теории кристаллизации.

**Ключевые слова:** висмут, олово, эвтектика, квазиравновесная кристаллизация, неравновесно-взрывная кристаллизация, предельное переохлаждение, видимое переохлаждение.

**Благодарности:** Александрову В.Д., профессору, доктору химических наук, ныне покойному, за развитие кластерно-коагуляционной модели неравновесной кристаллизации.

---

**Для цитирования:** Фролова С.А., Моржухина С.В. Неравновесная кристаллизация взрывного и невзрывного типа // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2026. Т. 23, № 2. С. 226-234. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.009.

---

Original article

## NONEQUILIBRIUM CRYSTALLIZATION OF EXPLOSIVE AND NON-EXPLOSIVE TYPE

Svetlana A. Frolova<sup>1+</sup>, Svetlana V. Morzhukhina<sup>2</sup>

<sup>1+</sup> "Donbass National Academy of Construction and Architecture" - branch of the National Research University MGSU; Makeyevka, Donetsk People's Republic

<sup>2</sup> Dubna State University, Dubna, Russia

<sup>1+</sup> s.a.frolova@donnasa.ru, ORCID 0000-0001-8379-072X

<sup>2</sup> msv@uni-dubna.ru, ORCID 0000-0001-8395-136X

**Abstract.** The paper presents a comparative analysis of the kinetics of crystallization of pure components of tin (Sn), bismuth (Bi), and a eutectic alloy of the Sn-Bi system under conditions of quasi-equilibrium and nonequilibrium crystallization. The relevance of the study is due to the inconsistency of literature data on the supercooling of low-melting metals and alloys, which is associated with differences in experimental methods and conditions. The effect of the superheating  $\Delta T^+$  temperature of the melt relative to the melting temperatures of the pure  $T_L$  Sn and Bi components of the eutectic alloy of the Sn-Bi system on the maximum overcooling  $\Delta T_{np}^-$  has been studied by cyclic thermal analysis. The existence of a critical overheating temperature  $\Delta T_K^+$  for Sn and Bi has been confirmed, with melt cooling above which crystallization proceeds according to a nonequilibrium explosive mechanism (NRVC), and below that, a quasi-equilibrium isothermal one (CRC). For Bi the value is  $\Delta T_{np}^- \approx 23\text{ K}$ , for Sn  $\Delta T_{np}^- \approx 14\text{ K}$ . It is shown that the eutectic Sn-Bi alloy crystallizes isothermally with constant limiting overcooling  $\Delta T_{np}^- \approx 18\text{ K}$ . The results obtained are interpreted from the standpoint of the cluster-coagulation theory of crystallization.

**Keywords:** bismuth, tin, eutectic, quasi-equilibrium crystallization, uneven explosive crystallization, extreme overcooling, visible overcooling

**Acknowledgements:** Alexandrov V.D., Professor, Doctor of Chemical Sciences, deceased, for the development of the cluster-coagulation model of nonequilibrium crystallization.

**For citation:** Frolova S.A., Morzhukhina S.V. (2026). Nonequilibrium crystallization of explosive and non-explosive type. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 23(2), 226-234. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2026.02.009.

## Введение

Эвтектические сплавы системы Sn-Bi широко применяются в электронике в качестве бессвинцовых припоев, а также термочувствительных элементах и защитных устройствах. Их низкая температура плавления, хорошая смачиваемость и удовлетворительные механические свойства делают данные материалы перспективными для современной микроэлектронике. Вместе с тем процессы кристаллизации этих сплавов остаются недостаточно изученными, особенно в условиях неравновесного охлаждения и значительного переохлаждения расплава.

Легкоплавкие металлы и эвтектические сплавы системы Sn-Bi относятся к ключевым материалам современной электроники и приборостроения, прежде всего как бессвинцовые припой и функциональные покрытия печатных

плат и контактных площадок. Для эвтектики Sn+57 мас.% Bi с температурой плавления 143°C характерна низкая рабочая температура пайки и высокая смачиваемость медных и никелевых подложек, что делает её особенно востребованной при монтаже термочувствительных компонентов (датчики, оптоэлектроника, микромеханические системы), где использование традиционного припоя Sn-Pb недопустимо из-за термических ограничений и экологических требований (RoHS). В обзорных работах по бессвинцовой пайке подчёркивается, что припой Sn-Bi (42 масс.% Sn) рекомендован для узлов, подвергаемых термоциклированию в диапазоне 0-100°C и -55-125°C, причём правильном подборе режима пайки его усталостная прочность не уступает, а по ряду испытаний превосходит эвтектику системы Sn-Bi[1].

Помимо бинарной системы Sn-Bi, на её основе разработаны модифицированные низко-

молекулярные припои Sn-Ag-Bi, Sn-Zn-Bi и другие многокомпонентные системы. Добавление небольших количеств Ag и Zn позволяет варьировать температуру ликвидуса, твёрдость и ползучесть при сохранении низкой температуры обработки, что критично для автомобильной электроники, бытовой и телекоммуникационной аппаратуры. В частности, тройные сплавы Bi-Sn-Pb и Bi-Sn-Pb-Cd применяются в машиностроении и электротехнике как легкоплавкие материалы для предохранительных вставок, термочувствительных узлов и литейных моделей, где важны узкий интервал плавления и хорошая наполняемость формы (жидкотекучесть). В каталожных и технологических публикациях по антифрикционным покрытиям отмечено также применение Sn-Bi в качестве тонких покрытий для алюминиевых и медных деталей (радиаторы, контактные площадки, трущиеся пары) с целью улучшения пайки и снижения коэффициента трения [2].

Существенный интерес к системе Sn-Bi связан и с возможностью формирования многослойных металлизаций и мягких функциональных покрытий в микроэлектронике. Благодаря сочетанию высокой плотности висмута, сравнительно высокой твёрдости и низкой температуры плавления эвтектика Sn-Bi используется для создания легко разрушаемых («жертвенных») связей и элементов микроприводов, срабатывающих при заданной температуре, а также для заполнения микроканалов и капилляров в системах теплового менеджмента и микро-теплообменниках. Наконец, в литературе подчёркивается, что Sn-Bi-содержащие сплавы перспективны как материал для 3D-монтажа и аддитивных технологий низкотемпературного литья или наплавки, где от расплава требуются стабильные реологические свойства и контролируемая кинетика кристаллизации при относительно малых перегревах [1].

Все эти области применения напрямую зависят от кинетики кристаллизации и переохлаждаемости расплавов Sn-Bi, поскольку именно они определяют формирование микроструктуры, размер эвтектических колоний и, как следствие, механическую и термоциклическую надёжность паяных соединений и литых изделий. Поэтому систематическое исследование влияния перегрева, скорости охлаждения и термической предыстории на вид кристаллизации эвтектики Sn-Bi и её модификаций имеет не только фундаментальное, но и выраженное

прикладное значение для электроники, машиностроения и новых низкотемпературных технологий соединения и формообразования [3].

В последние годы опубликован ряд работ, посвящённых переохлаждению и кристаллизации легкоплавких металлов и, в частности, систем на основе Bi и Sn, как в массивном состоянии, так и в виде тонких плёнок и многослойных структур. Авторы показывают, что величина предкристаллизационного переохлаждения существенно зависит не только от перегрева расплава, но и от геометрического масштаба системы (толщина плёнок, размер частиц), природы подложки и характера контактирующих слоёв, что особенно наглядно продемонстрировано для наночастиц Bi, Sn и Pb в многослойных плёнках C-Me-C и Me-Al-Me. В частности, для частиц Bi, Sn и Pb, внедрённых между аморфными углеродными слоями, получены величины переохлаждения 115, 160 и 135 К соответственно, что на порядок превышает значения, характерные для массивных образцов, и прямо указывает на ключевую роль теплопередачи и смачивания интерфейса при формировании метастабильного жидкого состояния [4].

Ряд исследований посвящён переохлаждению и кристаллизации сплавов на основе Bi-Sn; в них подчёркивается, что изменение скорости охлаждения, соотношения концентраций Bi/Sn и структуры подложки приводит к смене морфологии (дендритная, ячеистая, эвтектическая) при близких значениях максимального переохлаждения. Так, при быстром охлаждении сплава Bi-Sn-Pb до скоростей порядка  $10^{10}$  К/с формируются сверхмелкодисперсные структуры с выраженной эвтектической морфологией, что авторы связывают с подавлением коагуляции кластеров в жидкой фазе и реализацией высоких переохлаждений до десятков и сотен кельвинов. В работах по построению диаграмм состояния Sn-Bi и Bi-Sn с учётом предкристаллизационных переохлаждений  $\Delta T_{np}^-$  ( $\Delta T_{np}^- = T_L - T_{min}$ , где  $T_{min}$  – температура начала коагуляциикластеров и зародышей) показано, что вид кристаллизации (квазиравновесный или неравновесно-взрывной) определяется не только величиной  $\Delta T_{np}^-$ , но и положением сплава на диаграмме, а также величиной предварительного перегрева  $\Delta T^+$  выше температуры ликвидус  $T_L$  [5, 6].

При этом полученные в различных работах количественные данные часто носят противоречивый характер: для наноструктурированных систем Bi и Sn углеродной или металлической матрице сообщаются как умеренные (десятки К), так и аномально высокие (до ~200 К) величины гистерезиса плавление-кристаллизация, что авторы объясняют отличающимися условиями теплопередачи, изменением смачивания и особенностями методик регистрации (резистивные и электронографические измерения). Аналогично, для сплавов Bi-Sn в плёночной форме и в виде быстрозакалённых частиц разброс значений  $\Delta T_{np}^-$  связан с термической предысторией, т.е. использованием различных скоростей охлаждения, различной чистоты исходных компонентов, термовременной выдержки в перегретом и переохлаждённом состоянии. В совокупности это подчёркивает, что в большинстве существующих исследований отсутствует единый, систематический подход к варьированию и фиксации термической предыстории расплава в одних и тех же условиях эксперимента (одинаковая геометрия, теплопередача, способ регистрации), что существенно затрудняет прямое сопоставление результатов разных авторов и делает актуальными работы, выполненные в унифицированной методике циклического термического анализа [7].

Целью данной работы является сравнительный анализ кривых нагревания охлаждения и видов кристаллизации чистых компонентов висмута, олова и эвтектического сплава на основе этих компонентов.

### Методика эксперимента

Исследования проводились методом циклического анализа (ЦТА) [8]. Эвтектический сплав готовили сплавлением и перемешиваем высокочистых компонентов олова и висмута марки ЧДА общей массой 2 г в алундовом тигле с перегревом висмута на 100 К как более высокотемпературного компонента. Термоциклирование висмута, олова и эвтектики Bi-Sn осуществлялось в одинаковых условиях эксперимента в безградиентной печи сопротивления. Температура измерялась хромель-копелевой термопарой (ХК) цифрового термометра UT325с погрешностью около 0,2 К. Скорость охлаждения составляла 0,6-0,7 К/с. Каждый образец (всего 5) подвергался не менее чем 50

термоциклам для обеспечения воспроизводимости результатов.

### Результаты исследований и их обсуждение

Первым теоретическим исследованием был сравнительный анализ процесса кристаллизации чистых олова и висмута.

Таблица 1. Справочные данные Sn и Bi [9] и данные экспериментов.

Table 1. Reference data of Sn and Bi [9] and experimental data

	$T_L$ , К	$\Delta T_{np}^-$ , К	$\Delta T_e^-$ , К	$\Delta T_K^+$ , К	$\sigma$ , МДж/моль	$\eta$ , МПа·с
Bi	544,5	23	0	10	208	1,66
Sn	505	14	12	5	302	1,82

Термографирование чистых компонентов Sn и Bi подтвердили, что для этих веществ существует такая температура критического перегрева  $\Delta T_K^+$  ( $\Delta T_K^+ = T^+ - T_L$ , где  $T^+$  – температура нагрева расплава), выше которой кристаллизация протекает по неравновесно-взрывному механизму.

Для висмута критический перегрев  $\Delta T_K^+$  составил около 10 К, при этом предельное переохлаждение  $\Delta T_{np}^-$  достигало 23 К. Для олова аналогичная температура составила  $\Delta T_K^+ \approx 5$  К, а предельное переохлаждение  $\Delta T_{np}^- \approx 14$  К. Перегрев  $\Delta T_K^+$  являлся точкой перехода от квазиравновесной кристаллизации к неравновесно-взрывной. Кривые охлаждения висмута и олова, полученные при кристаллизации НРВК приведены на рис. 1,2.

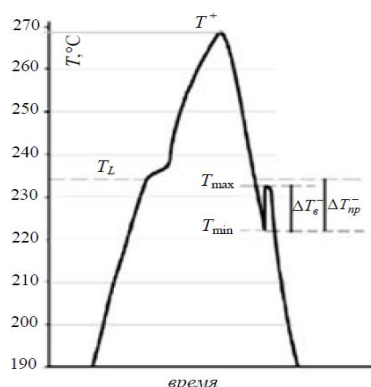


Рис. 1. Кривая нагревания-охлаждения олова массой 2 г

Fig. 1. Heating-cooling curve of tin weighing 2 g

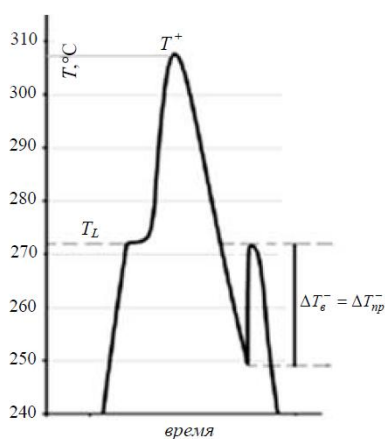


Рис. 2. Кривая нагревания-охлаждения висмута массой 2 г

Fig. 2. Heating-cooling curve of bismuth weighing 2 g

С точки зрения данных циклического термического анализа выявленные различия в механизмах кристаллизации чистых компонентов и их эвтектики находят прямое отражение в форме термограмм.

Для чистых компонентов Sn и Bi при охлаждении из области температур выше критического перегрева  $\Delta T_K^+$  на термограммах наблюдается выраженный минимум температуры в области переохлаждения, соответствующий  $\Delta T_{np}^-$  расплава, за которым следует резкий экзотермический пик.

Согласно кластерно-коагуляционной модели время  $\tau$  неравновесно-взрывной кристаллизации расплава состоит из трех этапов:  $\tau_1$  – время инкубационного периода, процесс заро-

дышеобразования (диапазон от температуры  $T_L$  до  $T_{min}$ );  $\tau_2$  – время коагуляции образовавшихся зародышей и кластеров (диапазон от температуры  $T_{min}$  до  $T_{max}$  либо до  $T_L$ );  $\tau_3$  – время квазиравновесной кристаллизации оставшегося расплава при температуре  $T_L$  (висмут) или температуре  $T_{max}$  (олово) [10]:

$$\tau = \tau_1 + \tau_2 + \tau_3. \quad (1)$$

На рис. 1,2 на кривых нагревания-охлаждения Sn и Bi можно наблюдать, что при скачкообразном подъеме температуры (что является характерным признаком неравновесно-взрывной кристаллизации) за время  $\tau_2$  у олова проявляется два вида переохлаждения. Т.е. температура поднимается до некоей температуры  $T_{max}$ , не доходя до температуры плавления  $T_L$ . Поэтому можно наблюдать и предельное переохлаждение  $\Delta T_{np}^- \approx 14$  К и видимое  $\Delta T_g^- \approx 12$  К ( $\Delta T_g^- = T_{max} - T_{min}$ , где  $T_{max}$  – максимальная температура за время  $\tau_2$ ). У висмута подъем температуры за время  $\tau_2$  достигает температуры плавления  $T_L$ , соответственно эти переохлаждения будут равны:  $\Delta T_{np}^- = \Delta T_g^-$ . Для Bi величина  $\Delta T_{np}^- \approx 23$  К.

Воспользуемся термограммами на рис. 1,2 и формулой (1). Как мы знаем, на последнем этапе за время  $\tau_3$  после процесса коагуляции кристаллизуется оставшаяся часть расплава  $m'$ , которую можно определить как, сделать коррекцию со временем:

$$m' = m - m_3; \quad \tau' = \tau - \tau_3 = \tau_1 + \tau_2, \quad (2)$$

где  $m_3$  – масса расплава, охлажденного за время  $\tau_3$ . Расчеты для Sn и Bi взяты в долевом соотношении к общему времени кристаллизации, принятому за 100 % и сведены в таблицу 2.

Таблица 2. Долевое соотношение времен неравновесной кристаллизации Sn и Bi

Table 2. Proportion of nonequilibrium crystallization times of Sn and Bi

	Время кристал. $\tau_{кр}$	Инкубационный период $\tau_1$	Время коагуляции $\tau_2$	Время до кристаллизации $\tau_3$
Sn	100%	65%	1%	34%
Bi	100%	72%	2%	26%

Элементарные расчеты показали, что за время  $\tau_1 + \tau_2$  после процессов зародышеобразования и коагуляции у олова образуется 66% твердой фазы за диапазон  $\Delta T_{np}^- \approx 14$  К, а у висмута – 74% за  $\Delta T_{np}^- \approx 23$  К.

Различные величины  $\Delta T_{np}^-$  у Sn и Bi и тот факт того, что у олова подъем температуры за время  $\tau_2$  происходит не до температуры плавления  $T_L$ , можно объяснить величиной динамической вязкости  $\eta$  расплава вблизи температуры плавления  $T_L$ . У олова динамическая вязкость составляет  $\eta = 1,82$  мПа·с, у висмута  $\eta = 1,66$  мПа·с [9]. Можно сделать вывод, что повышенная вязкость олова по сравнению с вязкостью висмута не способствует поднятию температуры за время  $\tau_2$  до температуры плавления, что наблюдается у висмута.

Энергии кристаллических решёток Sn и Bi (табл. 1) также отличаются по величине. Если энергия кристаллической решётки  $\sigma$  необходима для разложения вещества на атомы, то при кристаллизации эта энергия затрачивается, чтобы наоборот перестроить расплав в твёрдое состояние. Процесс образования начальной твёрдой фазы в виде зародышей при неравновесной кристаллизации за инкубационный период  $\tau_1$  (время пребывания вещества в переохлажденном состоянии). У висмута  $\sigma$  на ~32% меньше чем у олова. Можно предположить, что висмуту требуется больше времени для того, чтобы образовать начальный конгломерат твёрдой фазы, т.е. критический объём устойчивых зародышей. Это подтверждается большой величиной переохлаждения  $\Delta T_{np}^-$  у Bi.

Согласно кластерной теории при неравновесной взрывной кристаллизации, когда расплав находится в состоянии глубокого предельного переохлаждения, это приводит к росту числа кластеров, их концентрация становится максимальной, размеры близки к размеру устойчивых критических зародышей. При достижении предельного переохлаждения  $\Delta T_{np}^-$  при  $T_{min}$  начинается лавинообразная коагуляция кластеров и устойчивых зародышей, сопро-

вождающаяся резким уменьшением суммарной поверхности раздела и мгновенным выделением поверхностной энергии. Эта выделившаяся теплота при объединении кластеров и зародышей используется на прогрев всего образца, что способствует быстрому подъему температуры.

В работе [11] исследована микротвёрдость и микроструктура олова и висмута при квазиравновесной (с перегревом ниже  $\Delta T_K^+$ ) и неравновесно-взрывной (с перегревом выше  $\Delta T_K^+$ ) кристаллизациях. Обнаружено уменьшение размера зёрен при НРВК по сравнению с КРК. Установлено, что микротвёрдость Sn и Bi, полученных при КРК ниже, чем микротвёрдость этих компонентов, полученных при кристаллизации НРВК: для висмута – на 35%, а для олова – на 26%. Мы знаем из различных источников, что одним из факторов увеличения твёрдости вещества является уменьшение размера зёрен. А размер зёрен тем меньше, чем больше их количество. Процесс образования зародышей зёрен (инкубация) происходит за период  $\tau_1$ . У олова при кристаллизации типа НРВК инкубационный период  $\tau_1$  занимает 65% от всего времени кристаллизации  $\tau$ , а микротвёрдость увеличивается на 26%; у висмута же время  $\tau_1$  составляет 72% от общего времени  $\tau$ , а микротвёрдость увеличивается на 35%. Эта корреляция подтверждает у металлов наличие времени инкубационного периода, который был предположен кластерной теорией.

Иная картина наблюдается для эвтектического сплава системы Sn-Bi. В отличие от чистых компонентов, на термограммах эвтектического сплава Sn-Bi отсутствует выраженный температурный минимум и последующий скачок температуры. Эвтектический сплав Sn-Bi характеризовался изотермической кристаллизацией с предельным охлаждением  $\Delta T_{np}^- \approx 18$  К. Экзотермический эффект кристаллизации проявляется в виде изотермической площадки. Т.е. горизонтальная площадка наблюдается при плавлении при  $T_L \approx 412$  К и при кристаллизации при  $T_S \approx 394$  К. Этот эффект повторялся постоянно при исследовании различных образцов и демонстрируется на рис. 3.

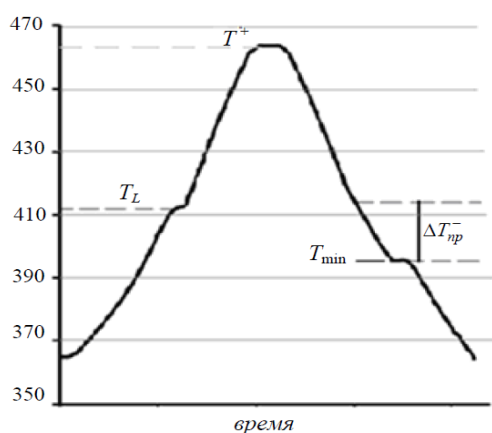


Рис. 3. Кривая нагревания-охлаждения эвтектического сплава Sn-Bi

Fig. 3. Heating-cooling curve of the Sn-Bi eutectic alloy

В работе [12] методом просвечивания образцов узким пучком гамма излучения проводилось исследование термических свойств некоторых сплавов висмут-олово, в том числе и эвтектического. Одним из свойств являлся коэффициент взаимной диффузии. Авторы работы сделали вывод, что коэффициент взаимной диффузии в расплавах висмут-олово слабо зависит от концентрации компонентов. Коэффициент взаимной диффузии  $D$  в сплаве Sn-Bi составил  $3,6 \cdot 10^{-8} \text{ м}^2/\text{с}$  и он практически совпадает с исследованиями авторов работы [13], что соответствует данным работы [9], где автор приводит значение  $4,8 \cdot 10^{-8} \text{ м}^2/\text{с}$ . По сравнению с коэффициентом самодиффузии [14] олова ( $\cong 2 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$ ) и висмута ( $\cong 5 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$ ), коэффициент взаимной диффузии всего на порядок ниже, но может быть этого хватает, чтобы эвтектический сплав кристаллизовался без температурного скачка, т.е. изотермически, но с предельным переохлаждением.

В работе [14] были рассчитаны активности компонентов Sn и Bi в эвтектическом сплаве Sn-Bi в процессе кристаллизации КРК и НРВК. Активность олова при кристаллизации любого типа всегда была выше, чем активность висмута. Сделан вывод о том, что олово является ведущим компонентом, а висмут – ведомым при образовании эвтектических колоний.

Анализируя невзрывной вид кристаллизации эвтектики Sn-Bi, вспомним, что в многокомпонентном расплаве формируются разносоставные кластеры различного типа (Sn-Sn, Bi-Bi, Sn-Bi), отличающиеся по структуре и энергии межкластерных границ. Наличие атомов с

различными радиусами и электронными конфигурациями приводит к повышению вязкости расплава и снижению коррелированности кластерных флуктуаций. В результате коагуляция кластеров протекает не лавинообразно, а постепенно, в течение сравнительно длительного времени.

## Выводы

1. Сделан сравнительный анализ процесса кристаллизации чистых олова, висмута и их эвтектики. Установлено, что олово и висмут кристаллизуются по неравновесно-взрывному механизму, а их эвтектика – неравновесно по невзрывному механизму, т.е. изотермически.

2. Подтвердилось наличие критического перегрева  $\Delta T_K^+$  для чистых веществ: для олова  $\Delta T_K^+ \approx 5 \text{ К}$ , для висмута  $\Delta T_K^+ \approx 10 \text{ К}$ . Т.е. выявлена температура перехода от НРВК к КРК.

3. Анализ проведен с точки зрения кластерной теории кристаллизации расплава, а также на основании справочных и экспериментальных данных.

## Список литературы

1. О.В. Гусакова, В.Г. Шипелевич. Сплавы системы Sn-Zn-Bi-Ga для бессвинцовой пайки, полученные высокоскоростным затвердеванием // Журнал Белорусского государственного университета. Экология. 2020. № 4. С. 79-85.
2. Шепелевич В.Г. Быстрозатвердевшие сплавы. 2015. 192 с.
3. Андрущенко М. Бессвинцовая пайка. Альтернативные сплавы // Электроника. Наука. Технология. Бизнес. 2004. № 5. С. 47-49.
4. С.И. Богатыренко, С.В. Дукаров, М.М. Колендовский, А.П. Крышталь. Плавление и кристаллизация наночастиц Sn, Bi и Pb в контакте с Al // Физико-химические основы формирования и модификации микро- и наноструктур. 2007. С. 38-42.
5. Александров В.Д., Фролова С.А., Зозуля А.П. Динамика изменения кластерной структуры расплавов, образующих непрерывный ряд твердых растворов в процессе равновесной и неравновесной кристаллизации // Расплавы. 2019. № 3. С.234-242.

6. С.В. Дукаров, С.И. Петрушенко, В.Н. Сухов, И.Г. Чурилов. Переохлаждение при кристаллизации висмута в многослойных пленках Cu-Bi-Cu и C-Bi-C // ФИП PSE. 2013. Т. 11. № 4. С. 345-350.

7. С.И. Петрушенко, С.В. Дукаров, В.Н. Сухов. Переохлаждение при кристаллизации частиц легкоплавких металлов в многослойных пленках «углерод-металл-углерод» // Харьковский национальный университет. 2016. № 4 (104). 118-124.

8. Александров В.Д., Постников В.А., Фролова С.А., Прокофьев С.В. Способ совмещенного циклического и дифференциального анализа // Патент Украины на изобретение. 2008. № 83721. Бюл. № 15 от 11.08.2008 г.

9. Свойства элементов. Справочное издание. Под общ. ред. М.Е. Дрица. Москва: Металлургия. 1985. 672 с.

10. Александров В.Д., Фролова С.А., Щетбетовская Н.В. Новый подход к расчету критических размеров зародышей при кристаллизации переохлажденных расплавов // Физика аэродинамических систем. Физика аэрозольей. 2007. Вып. 44. С. 5-14.

11. Зозуля А.П. Влияние перегрева расплава на микротвердость висмута и олова при кристаллизации // Вестник ДонНАСА. Здания и сооружения с применением новых материалов и технологий. Вып. 2018. 3 (131). С. 57-59.

12. Хайрулин Р.А., Станкус С.В., Абдуллаев Р.Н., Склярчук В.М. Плотность и коэффициенты взаимной диффузии расплавов висмут-олово эвтектического и околоэвтектического составов // Теплофизика высоких температур. 2010. Т. 48. № 2. С. 206-209.

13. Niwa K., Shimoji M., Lado S., Watanabe Y., Yokokawa N. Studies on diffusion in molten metals // Journal of the minerals metals & materials society: J O M Institute. 1957. Т. 9. № 1. С. 96-101.

14. В.Д. Александров, С.А. Фролова, А.П. Зозуля. Особенности кристаллизации эвтектического сплава Sn-43 мол. %Bi // Металлы. 2017. № 4. С. 84-88.

### Информация об авторах

С. А. Фролова – кандидат химических наук, доцент, заведующий кафедрой физики и прикладной химии «ДОННАСА» - филиала НИУ МГСУ.

С. В. Моржухина – кандидат химических наук, доцент, заведующий кафедрой химии, новых технологий и материалов Государственного университета "Дубна".

### References

1. O.V. Gusakova, V.G. Shipelevich (2020) Splyvy` sistemy` Sn-Zn-Bi-Ga dlya bessvinczovoj pajki, poluchenny`e vy` sokoskorostny`m zatverdevaniem // Zhurnal Belorusskogo gosudarstvennogo universiteta. E`kologiya, № 4. S. 79-85.

2. Shepelevich V.G. (2015). By`strozatverdevshie splyvy. 192 s.

3. M. Andryushhenko (2004). Bessvinczovaya pajka. Al`ternativny`e splyvy` // E`lektronika. Nauka. Texnologiya. Biznes, № 5. S. 47-49.

4. S.I. Bogaty`renko, S.V. Dukarov, M.M. Kolendovskij, A.P. Kry`shtal` (2007). Plavlenie i kristallizaciya nanochasticz Sn, Bi i Pb v kontakte s Al // Fiziko-ximicheskie osnovy` formirovaniya i modifikacii mikro- i nanostruktur. S. 38-42.

5. Aleksandrov V.D., Frolova S.A., Zozulya A.P. (2019). Dinamika izmeneniya klasternoj struktury` rasplavov, obrazuyushhix neprery`vny`j ryad tverdye`x rastvorov v processe ravnovesnoj i neravnovesnoj kristallizacii // Rasplyvy`, № 3. S. 234-242.

6. S.V. Dukarov, S.I. Petrushenko, V.N. Suxov, I.G. Churilov (2013). Pereoxlazhdenie pri kristallizacii vismuta v mnogoslujny`x plenkax Cu-Bi-Cu i C-Bi-C // FIP PSE, T. 11. № 4. S. 345-350.

7. S.I. Petrushenko, S.V. Dukarov, V.N. Suxov (2016). Pereoxlazhdenie pri kristallizacii chasticz legkoplavkix metallov v mnogoslujny`x plenkax «uglerod-metall-uglerod» // Xar`kovskij nacional`ny`j universitet, № 4 (104). S. 118-124.

8. Aleksandrov V.D. Postnikov V.A., Frolova S.A., Prokof`ev S.V. (2008). Sposob sovmeshhennogo ciklicheskogo i differencial`nogo analiza // Patent Ukrainy` na izobretenie. № 83721. Byul. № 15 ot 11.08.2008 g.

9. Svoystva e`lementov. Spravochnoe izdanie. Pod obsh. red. M.E. Dricza. 1985. 672 s.

10. Aleksandrov V.D., Frolova S.A., Shhebetovskaya N.V. (2007). Novy`j podxod k raschetu kriticheskix razmerov zarody`shej pri kristallizacii pereoxlazhdenny`x rasplavov // *Fizika ae`rodinamicheskix sistem. Fizika ae`rozolej, Vy`p. 44*. S. 5-14.
11. Zozulya A.P. (2018). Vliyanie peregreva rasplava na mikrotverdost` vismuta i olova pri kristallizacii // *Vestnik DonNASA. Zdaniya i sooruzheniya s primeneniem novy`x materialov i texnologij, Vy`p. 2018-3(131)*. S. 57-59.
12. Xajrulin R.A., Stankus S.V., Abdullaev R.N., Sklyarchuk V.M. (2010). Plotnost` i koefficienty` vzaimnoj diffuzii rasplavov vismut-olovo e`vtekticheskogo i okoloe`vtekticheskogo sostavov // *Teplofizika vy`sokix temperature. T. 48, № 2*. S. 206-209.
13. Niwa K., Shimoji M., Lado S., Watanabe Y., Yokokawa N. (1957). Studies on diffusion in molten metals // *Journal of the minerals metals & materials society: J O M Institute, T. 9. № 1*. S. 96-101.
14. V.D. Aleksandrov, S.A. Frolova, A.P. Zozulya (2017). Osobennosti kristallizacii e`vtekticheskogo splava Sn-43 mol. %Bi // *Metal-ly`, № 4*. S. 84-88.

#### **Information about the authors**

S. A. Frolova, Candidate of Chemical Sciences, Associate Professor, Head of the Department of Physics and Applied Chemistry DONNASA - branch of NRU MGSU.

S. V. Morzhukhina, Candidate of Chemical Sciences, Associate Professor, Head of the Department of Chemistry, New Technologies and Materials of Dubna State University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 21.04.2026; одобрена после рецензирования 25.05.2026; принята к публикации 01.06.2026.

The article was received by the editorial board on 21 Apr. 2026; approved after reviewing 25 May 2026; accepted for publication 01 Jun. 2026.