

УДК 538.9

## СПЛАВЫ СИСТЕМЫ Sn – Zn – Ga ДЛЯ БЕССВИНЦОВОЙ ПАЙКИ, ПОЛУЧЕННЫЕ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ЗАТВЕРДЕВАНИЕМ

В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ<sup>1)</sup>, О. В. ГУСАКОВА<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup>Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Беларусь

<sup>2)</sup>Международный государственный экологический институт им. А. Д. Сахарова  
Белорусского государственного университета,  
ул. Долгобродская, 23/1, 220070, г. Минск, Беларусь

Изложены результаты исследования структурно-фазового состояния фольги сплавов Sn – Zn эвтектического и околоэвтектического составов, легированных Ga, полученной путем сверхбыстрой закалки из расплава при скорости его охлаждения  $10^5$  К/с. Методами рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа установлено, что фольга затвердевает с образованием пересыщенного цинком твердого раствора на основе олова, ее микроструктура формируется в результате распада твердого раствора по прерывистому механизму при комнатной температуре. Установлена однородность состава и распределения галлия и включений цинка по объему фольги. С помощью метода дифракции отраженных электронов показана микрокристаллическая структура фольг, обусловленная глубоким переохлаждением расплава, что приводит к высокой скорости зарождения кристаллов. Размер зерен увеличивается в зависимости от расстояния до кристаллизатора. Такое увеличение связано с изменением условий затвердевания по толщине фольги: ухудшением теплоотвода и уменьшением переохлаждения. В фольгах отсутствует выраженная текстура зерен.

**Ключевые слова:** олово; цинк; галлий; высокоскоростное затвердевание; микроструктура.

## Sn – Zn – Ga ALLOYS FOR LEAD-FREE SOLDERING OBTAINED BY RAPID QUENCHING

V. G. SHEPELEVICH<sup>1)</sup>, O. V. GUSAKOVA<sup>2)</sup>

<sup>a</sup>Belarusian State University, 4 Niezaliežnasci Avenue, Minsk 220030, Belarus

<sup>b</sup>International Sakharov Environmental Institute, Belarusian State University,  
23/1 Daŭhabrodskaja Street, Minsk 220070, Belarus

Corresponding author: O. V. Gusakova (ol.gusakova@gmail.com)

The paper presents the results of a study of the structural-phase state of the foil of eutectic near eutectic Sn – Zn alloys doped by Ga obtained by rapid melt quenching at a melt cooling rate of  $10^5$  K/s. Using the methods of X-ray diffraction analysis, scanning electron microscopy, and X-ray spectrometry, it was established that the foil solidifies with the formation of tin-based supersaturated solid solution and its microstructure is formed as a result of the decomposition of the

### Образец цитирования:

Шепелевич ВГ, Гусакова ОВ. Сплавы системы Sn – Zn – Ga для бессвинцовой пайки, полученные высокоскоростным затвердеванием. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика.* 2020;2:50–61.  
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2020-2-50-61>

### For citation:

Shepelevich VG, Gusakova OV. Sn – Zn – Ga alloys for lead-free soldering obtained by rapid quenching. *Journal of the Belarusian State University. Physics.* 2020;2:50–61. Russian.  
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2020-2-50-61>

### Авторы:

**Василий Григорьевич Шепелевич** – доктор физико-математических наук, профессор; профессор кафедры физики твердого тела физического факультета.  
**Ольга Вадимовна Гусакова** – кандидат физико-математических наук, доцент; доцент кафедры ядерной и радиационной безопасности факультета мониторинга окружающей среды.

### Authors:

**Vasily G. Shepelevich**, doctor of science (physics and mathematics), full professor; professor at the department of solid-state physics, faculty of physics.  
[shepelevich@bsu.by](mailto:shepelevich@bsu.by)  
<https://orcid.org/0000-0002-5899-1690>  
**Olga V. Gusakova**, PhD (physics and mathematics), docent; associate professor at the department of nuclear and radiation safety, faculty of environmental monitoring.  
[ol.gusakova@gmail.com](mailto:ol.gusakova@gmail.com)  
<https://orcid.org/0000-0002-9796-4476>

solid solution by discontinuous mechanism at room temperature. The homogeneity of the composition and distribution of gallium and zinc inclusions over the volume of the foil was established. Using the electron backscatter diffraction technique, it was shown that the foils have a microcrystalline structure due to the deep supercooling of the melt, which leads to a high crystal nucleation rate. The grain size decreases depending on the distance to the mold. The increase in grain size is associated with a change in the solidification conditions over the thickness of the foil: deterioration of heat removal and a decrease in supercooling. There is no pronounced grain texture in the foils.

**Keywords:** tin; zinc; gallium; rapid solidification; microstructure.

## Введение

Актуальность исследований обусловлена практической важностью создания материалов для бессвинцовой пайки с различной температурой плавления и микродисперсной структурой. В связи с директивой RoHS (Restriction of Hazardous Substances), вводящей запрет на использование свинца в изделиях электронной промышленности из-за его экологической опасности, большинство стран мира переходят на бессвинцовую пайку [1]. Предлагаемые в настоящее время для бессвинцовой пайки сплавы Sn – Cu и Sn – Ag – Cu обладают более высокой температурой плавления, чем эвтектика Sn – Pb, что обуславливает отрицательное избыточное температурное воздействие на элементы печатных плат [2]. В качестве легкоплавких компонентов для бессвинцовых припоев рассматриваются эвтектические сплавы на основе олова с висмутом, индием и цинком [3–6]. Эвтектический сплав Sn – 14,2 ат. % Zn имеет температуру плавления 198 °С, наиболее близкую к температуре плавления эвтектики Sn – Pb (183 °С). Однако сплав Sn – Zn обладает низкой коррозионной стойкостью из-за высокой концентрации цинка [7].

Для повышения коррозионной стойкости и растекаемости, а также улучшения механических свойств применяют дополнительное легирование висмутом, индием, галлием [8–11]. Показано, что использование этих элементов приводит также к желательному снижению концентрации цинка в эвтектическом сплаве и понижению температуры плавления [12]. Представленные в [13] результаты дифференциального термического анализа показывают, что легирование сплавов Sn – Zn висмутом, индием и галлием не только снижает температуру плавления, но и вызывает нежелательное уширение температурного интервала плавления. Авторы связывают это с неоднородным распределением элементов в микроструктуре, которое характерно для массивных образцов, получаемых при невысоких скоростях охлаждения расплава [14]. Наибольшее уширение температурного интервала плавления отмечается для сплавов системы Sn – Zn – Ga, что не нашло ясного объяснения в рассматриваемой работе. Однако, как было показано ранее [15–17], высокоскоростное затвердевание, при котором скорость охлаждения расплава составляет  $10^5$  К/с, позволяет достичь однородности распределения компонентов. Такое затвердевание, реализуемое при получении фольги методом сверхбыстрой закалки из расплава, может привести к повышению растворимости в твердом состоянии, измельчению зерен с возможной модификацией текстуры, образованию мелкодисперсных метастабильных и стабильных фаз, что повлияет на твердость и пластичность сплава, а также его температуру плавления.

Припой, получаемые методом сверхбыстрой закалки из расплава в виде фольги, имеют ряд преимуществ по сравнению с массивными. Использование фольги позволяет уменьшить расход материала, осуществлять пайку тонких изделий. В связи с этим цель данной работы – исследование микроструктуры, зеренной структуры, распределения компонентов и термических свойств быстрозатвердевшей фольги сплавов системы Sn – Zn – Ga. Использование высокоскоростного затвердевания может обеспечить химическую однородность материала, сужение температурного интервала плавления и кристаллизации, уменьшение времени нагрева для получения гомогенного расплава, что практически важно для понижения деструктивного влияния высокой температуры на элементы пайки.

## Материалы и методы

В работе исследована фольга сплавов Sn – 11 ат. % Zn –  $X$  ат. % Ga ( $X = 0,7; 1,5$ ). Для ее приготовления использовался предварительно полученный сплав из компонентов чистотой не хуже 99,99 %. В методе сверхбыстрой закалки применялся медный барабан, вращающийся с линейной скоростью 20 м/с. На внутреннюю отполированную поверхность барабана выливали небольшой объем расплава (0,2–0,3 г), который растекался тонким слоем и затвердевал в виде фольги  $15 \times 10$  мм толщиной 50–90 мкм. Скорость охлаждения расплава, достигаемая при сверхбыстрой закалке из жидкого состояния, как показал расчет [18], не ниже  $10^5$  К/с.

Рентгеноструктурные исследования фольги проводились на дифрактометре Ultima IV (*Rigaku*, Япония) в медном излучении ( $\lambda_{Cu} = 0,15418$  нм) при комнатной температуре. Микроструктуры фольг исследовались методом растровой электронной микроскопии на микроскопе LEO 1455 VP (*Carl Zeiss*, Германия). Регистрация сигнала осуществлялась датчиками отраженных и вторичных электронов. Ускоряющее напряжение 20 кВ. Параметры микроструктуры определены способами металлографического анализа [19].

Рентгеноспектральный микроанализ проводился с использованием энергодисперсионного микроанализатора Aztec Energy Advanced X-Max 80 (*Oxford*, Великобритания). Относительная погрешность измерения концентрации находилась в пределах 5–10 % в зависимости от элемента и его количества. Зеренная структура образцов исследовалась методом дифракции отраженных электронов, который реализовывался с помощью приставки фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel 5 к растровому электронному микроскопу LEO 1455 VP.

Изучались структура и состав поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору (поверхность *A*), свободно затвердевающей поверхности (поверхность *B*), а также поперечного сечения после полировки. Полировка образцов осуществлялась по методике фирмы *Struers* (Дания) на установке TegraPol-25.

### Результаты и их обсуждение

На дифрактограмме фольги сплава Sn – 10,8 ат. % Zn – 0,7 ат. % Ga присутствуют линии (рис. 1), принадлежащие  $\beta$ -фазе олова: (200), (101), (220), (211), (301) и т. д. Однако отмечается смещение положений линий в сторону больших углов. На рис. 1, б, положение линии (312) чистого олова (согласно данным JCPDF, карточка № 00-004-0673) показано штриховой линией. Смещение линий в сторону больших углов соответствует уменьшению параметра решетки. Такое уменьшение обусловлено образованием твердого раствора замещения на основе олова, поскольку ионные радиусы Ga (81 пм) и Zn (74 пм) меньше ионного радиуса Sn (93 пм) [20]. На дифрактограмме присутствуют также линии, идентифицируемые как линии фазы цинка, их положение соответствует дифракционным линиям чистого цинка (данные JCPDF, карточка № 00-004-0831). Заметим, что на дифрактограмме не наблюдаются линии метастабильной фазы цинка, которая образуется при неравновесных процессах высокоскоростного затвердевания цинка и его сплавов [21]. Отсутствие указанной фазы, очевидно, обусловлено тем, что цинк появляется в сплаве Sn – 10,8 ат. % Zn – 0,7 ат. % Ga в результате распада пересыщенного твердого раствора на основе олова, а не непосредственно из расплава.

Микроструктура поперечного сечения фольги сплава околоэвтектического состава Sn – 10,8 ат. % Zn – 0,7 ат. % Ga через 25 ч после ее изготовления представлена на рис. 2, а. В фольге присутствуют темные включения. Исследования элементного состава быстрозатвердевшей фольги, проведенные с помощью рентгеноспектрального микроанализа, показали, что темные частицы являются включениями цинка, а галлий равномерно распределен в олове (рис. 2, б – з).

Общий вид микроструктуры поверхности *A* через 30 мин после изготовления фольги приведен на рис. 3, а. В фольге присутствуют участки двух типов – это области, где содержатся глобулярные и вытянутые включения цинка и где сразу после изготовления включения цинка не наблюдаются. На рис. 3, б, приведено распределение элементов вдоль линии сканирования  $L - L^1$ , проходящей через участки обоих типов поверхности *A* фольги сплава Sn – 10,8 ат. % Zn – 0,7 ат. % Ga, которое показывает одинаковую концентрацию цинка и галлия в этих участках.

Данные результаты позволяют предположить, что высокоскоростное затвердевание сплавов системы Sn – Zn – Ga околоэвтектического состава происходит с образованием пересыщенного цинком и галлием твердого раствора на основе олова. Наблюдаемое различие в микроструктуре разных участков фольги может быть обусловлено протеканием распада пересыщенного твердого раствора по прерывистому механизму, что характерно для быстрозатвердевших сплавов на основе олова [22]. В микроструктуре фольги, кроме глобулярных включений, формирующихся по непрерывному механизму, присутствуют пластинчатые включения, рост которых характерен для прерывистого механизма распада. При таком механизме распад начинается с образования на границе зерна выделений цинка и протекает при одновременном движении границы зерна и выделений цинка в виде пластин. Участки фольги без выделений цинка могут быть зернами, в которых распад начался на внутренних границах и не завершён до момента наблюдения, поэтому на внешней наблюдаемой поверхности зерна выделения цинка отсутствуют. Концентрация галлия во всех рассматриваемых участках постоянна, что свидетельствует об образовании пересыщенного твердого раствора.

Результаты исследования микроструктуры поверхностей *A* и *B* сплава Sn – 10,8 ат. % Zn – 0,7 ат. % Ga через 24 ч после изготовления фольги приведены на рис. 4. На поверхности фольги не наблюдаются участки без включений цинка. Отмечается расположение вытянутых включений цинка в строчках, что

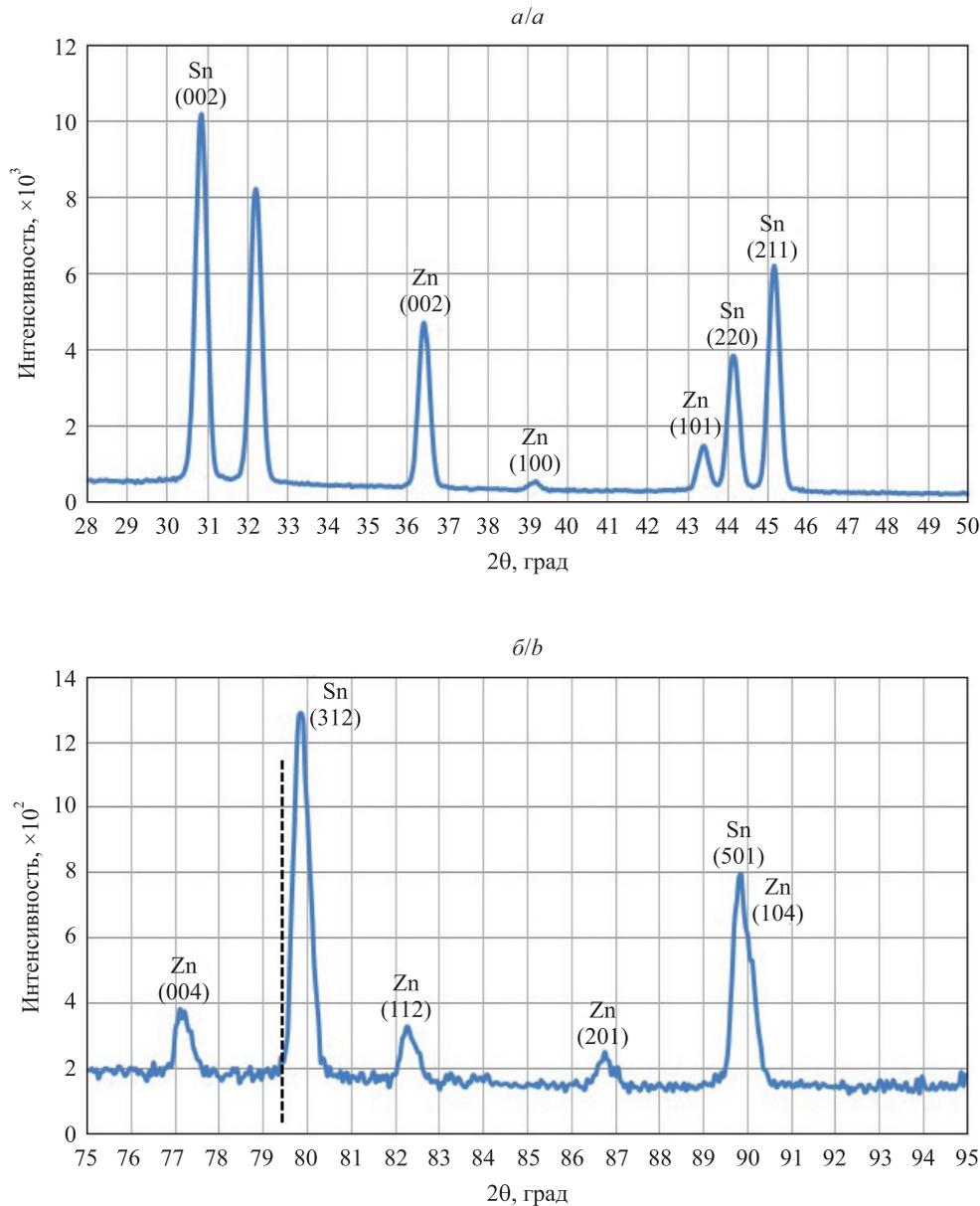


Рис. 1. Участки (а, б) рентгенограммы быстрозатвердевшей фольги  
Fig. 1. X-ray diffraction pattern (a, b) of rapidly solidified foil

может быть обусловлено разрывом пластин, сформированных при прерывистом распаде, и их сфероидизацией за счет стремления системы к минимуму поверхностной энергии. Анализ показывает, что средние размеры включений цинка у поверхностей *A* и *B* не превышают 200 нм. Однако на свободно затвердевшей поверхности *B* присутствуют включения, размер которых достигает 500–600 нм.

Образование крупных включений цинка у поверхности *B* обусловлено различными условиями затвердевания приповерхностных слоев. Максимальная скорость охлаждения расплава и, значит, наибольшее переохлаждение достигаются у поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору. В этом случае охлаждение расплава протекает за счет теплоотвода медным барабаном. Противоположенная поверхность охлаждается за счет теплоотвода воздухом. Интенсивность охлаждения воздухом небольшая, однако, очевидно, некоторые участки тонкого слоя фольги могут при этом затвердеть, причем затвердевание протекает с существенно меньшими скоростями и цинк может выделяться непосредственно из расплава в виде редких относительно больших включений. Вокруг последних формируется светлая область олова, не содержащая наноразмерных включений цинка. В остальной части поверхности *B* фольги формируются наноразмерные глобулярные включения цинка (рис. 5).

На рис. 6 приведены результаты исследования распределения олова, цинка и галлия в сечении фольги сплава Sn – 12,3 ат. % Zn – 2,0 ат. % Ga через 50 ч после ее изготовления. Установлено, что, в отличие от микроструктуры образцов, полученных при невысоких скоростях охлаждения расплава [13], при

высокоскоростном затвердевании во включениях цинка галлий не содержится. Это подтверждает предложенный механизм формирования включений цинка в результате его выделения из пересыщенного твердого раствора.

Важной технической характеристикой материалов, предназначенных для изготовления припоев, является однородность состава по объему. Проведены исследования, при которых определялся состав в слое у поверхностей *A* и *B*, а также в трех участках поперечного сечения фольги, как показано на рис. 7. Результаты исследования для сплава Sn – 11,0 ат. % Zn – 0,7 ат. % Ga приведены в таблице.

Концентрация элементов в различных слоях фольги, ат. %  
 The concentration of elements in different layers of foil, at. %

Участок фольги	Sn	Zn	Ga
Поверхность <i>A</i>	88,8	10,5	0,7
Спектр 10	89,0	10,3	0,7
Спектр 11	88,7	10,7	0,6
Спектр 12	88,8	10,6	0,8
Поверхность <i>B</i>	88,9	10,5	0,6

Полученные данные свидетельствуют о постоянстве состава фольг по толщине, что имеет важное практическое значение и характерно для безразделительной кристаллизации, протекающей при высокоскоростном затвердевании [23].

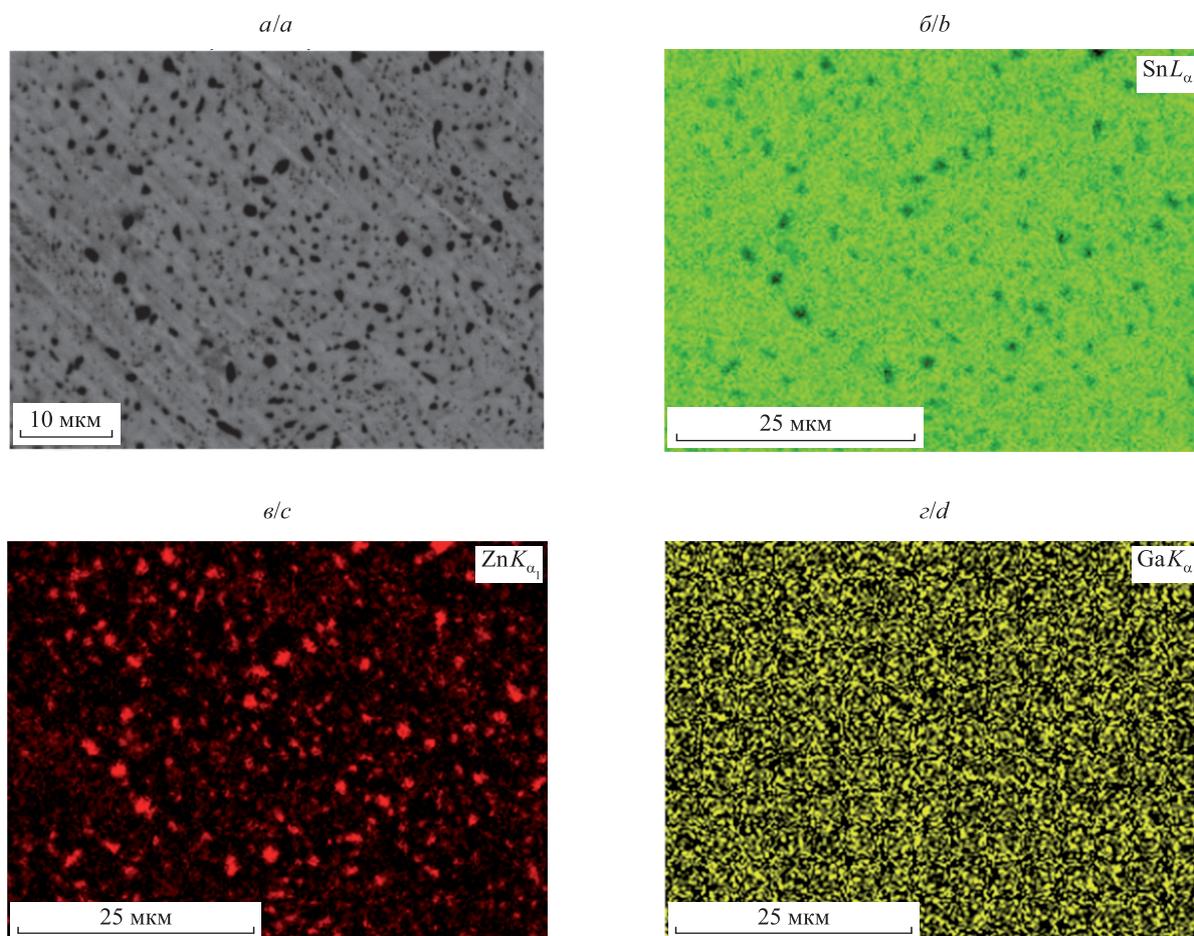


Рис. 2. Микроструктура (*a*) и карты распределений олова (*b*), цинка (*c*) и галлия (*d*) по поверхности приведенного участка микроструктуры

Fig. 2. Microstructure (*a*) and maps of the distribution of tin (*b*), zinc (*c*) and gallium (*d*) over the surface of the given section of the microstructure

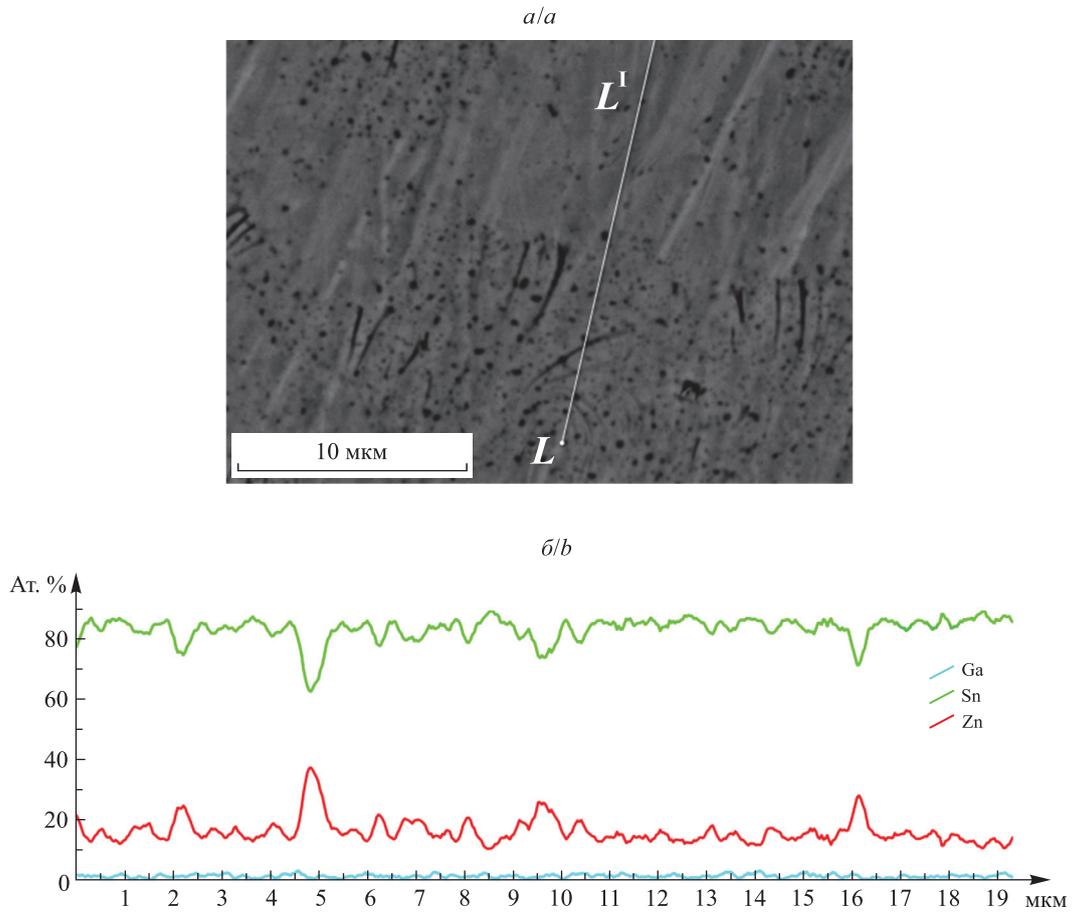


Рис. 3. Микроструктура (а) и распределение элементов вдоль линии сканирования  $L-L^1$  (б) поверхности  $A$  фольги сплава Sn – 10,8 ат. % Zn – 0,7 ат. % Ga

Fig. 3. Microstructure (a) and distribution of elements along the line of scanning  $L-L^1$  (b) of the surface  $A$  of the foil of alloy Sn – 10.8 at. % Zn – 0.7 at. % Ga

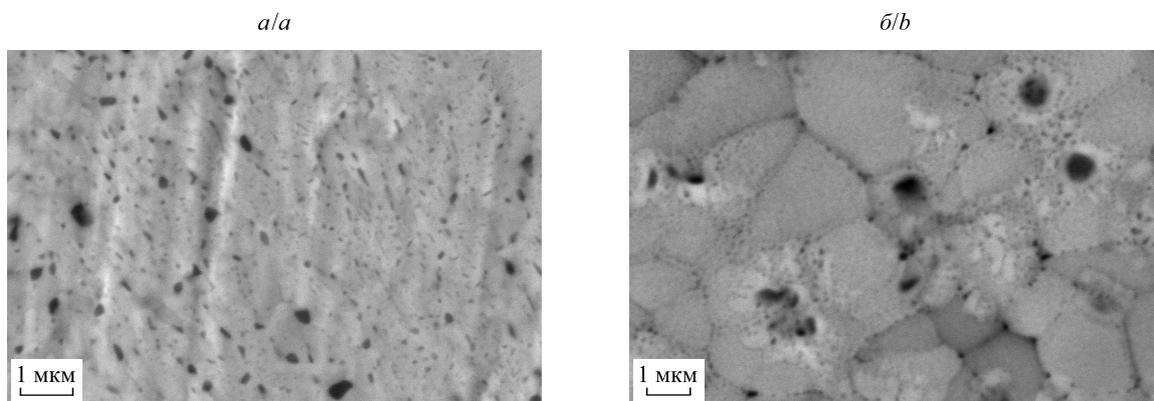


Рис. 4. Микроструктура участков поверхностей  $A$  (а) и  $B$  (б) фольги через 24 ч после ее изготовления

Fig. 4. The microstructure of the areas of the foil surface  $A$  (a) and  $B$  (b) after 24 h after its manufacture

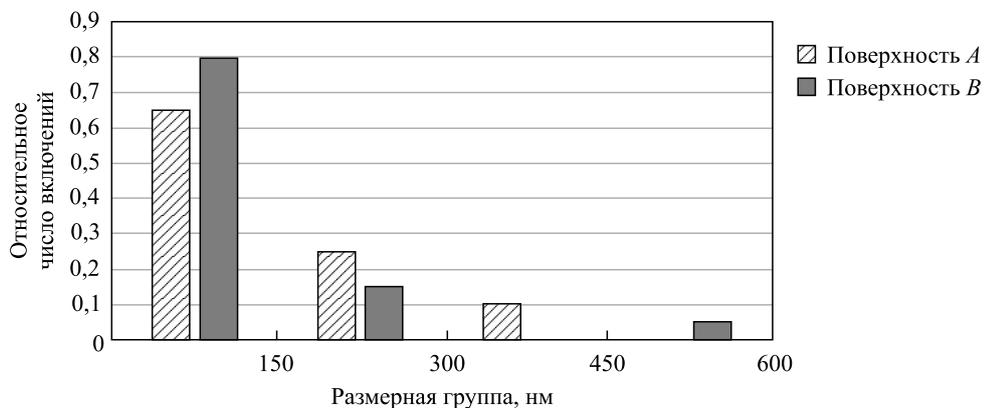


Рис. 5. Распределение включений цинка по размерным группам  
 Fig. 5. Distribution of zinc inclusions by size groups

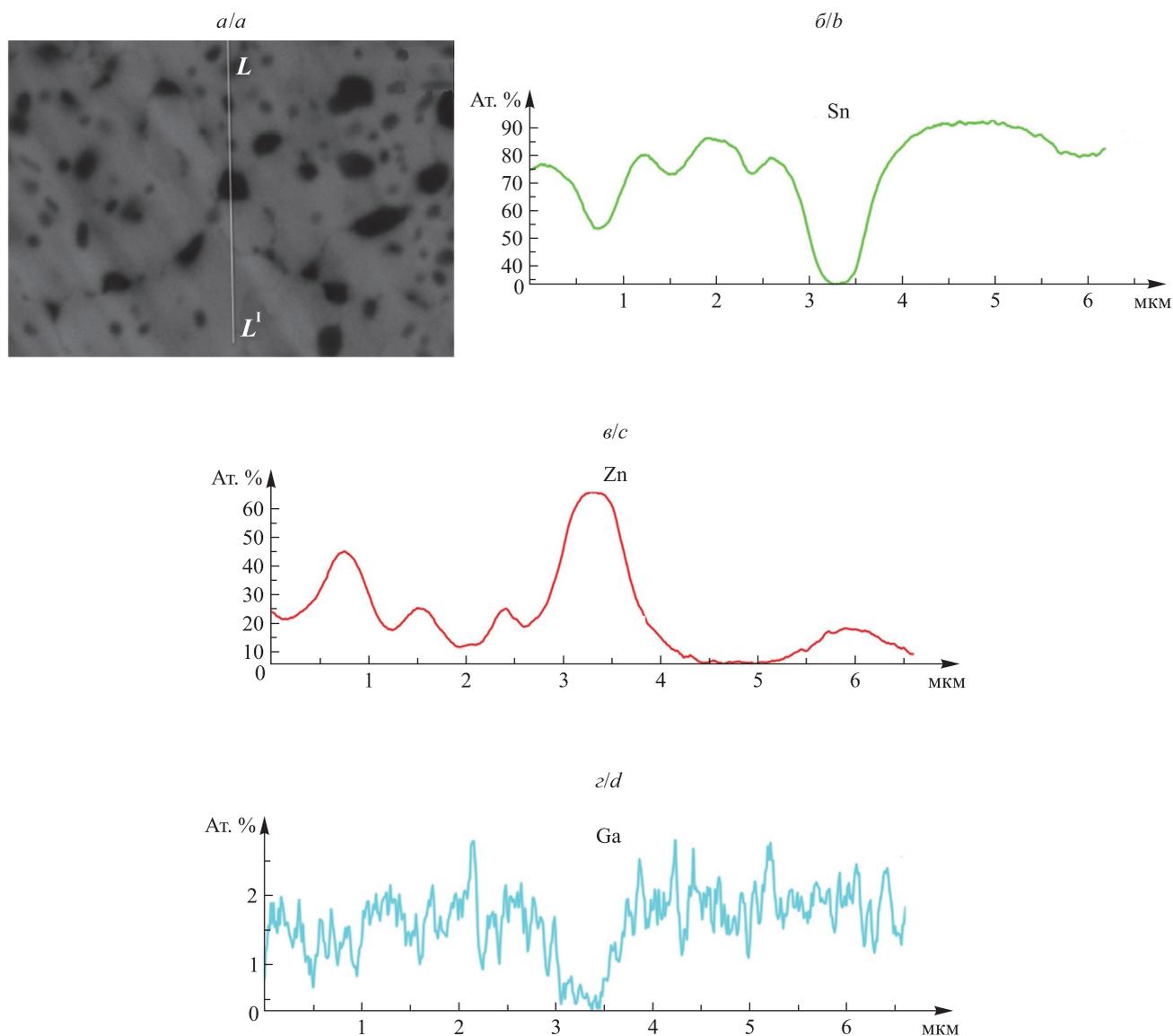


Рис. 6. Микроструктура (а) и распределение элементов (б – д) вдоль линии сканирования в поперечном сечении фольги сплава Sn – 12,3 ат. % Zn – 2,0 ат. % Ga

Fig. 6. The microstructure (a) and distribution of elements (b – d) along the scan line in the cross section of the foil of the alloy Sn – 12.3 at. % Zn – 2.0 at. % Ga

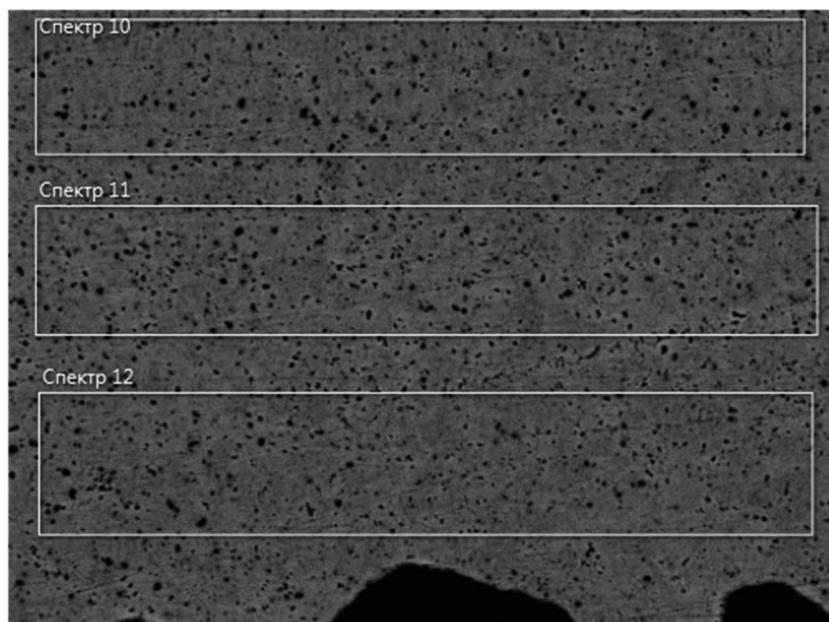


Рис. 7. Микроструктура выделенных в поперечном сечении фольги участков, для которых получены спектры

Fig. 7. Microstructure of selected areas in the cross section of the foil in which the spectra are obtained

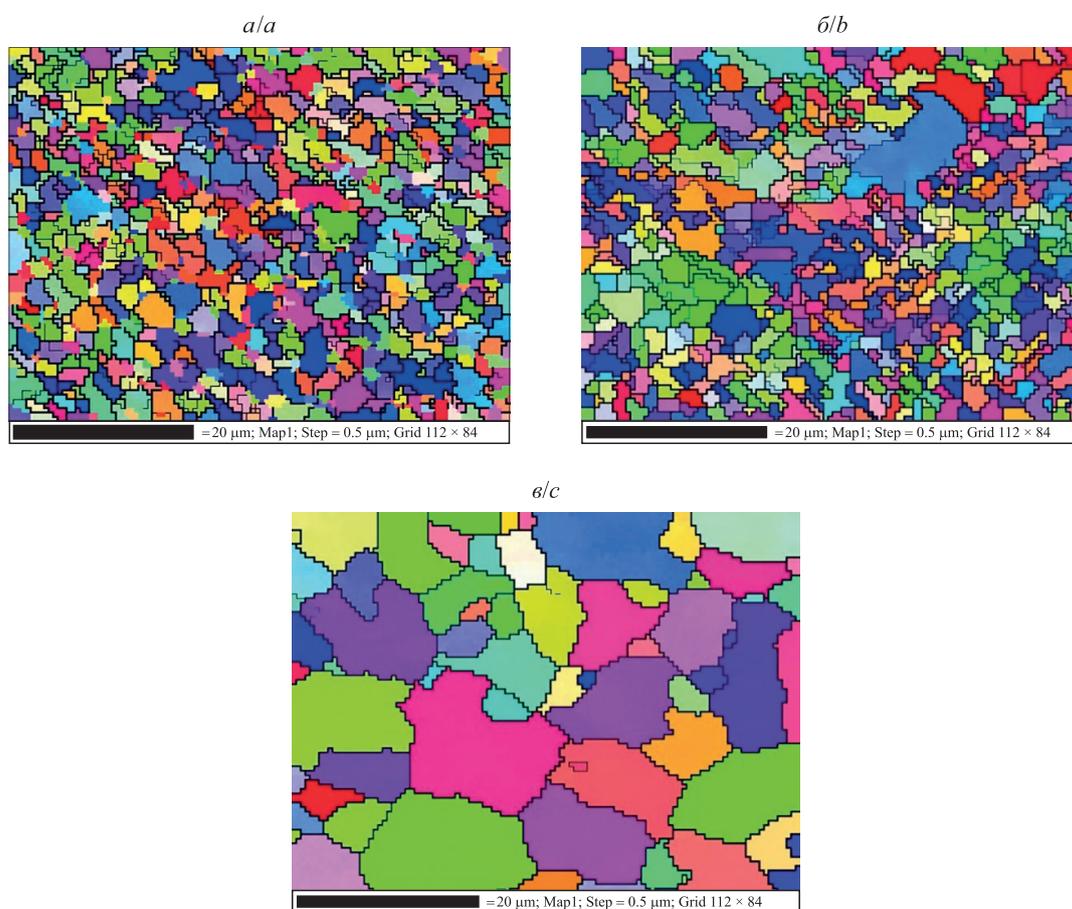


Рис. 8. Зеренная структура быстроотвердевших фольг сплавов Sn – Zn – Ga околоэвтектического состава:  
*a* – поверхность *A*; *б* – продольное сечение; *в* – поверхность *B*

Fig. 8. Grain structure of rapidly solidified foils of Sn – Zn – Ga alloys of near eutectic composition:  
*a* – surface *A*; *b* – longitudinal section; *c* – surface *B*

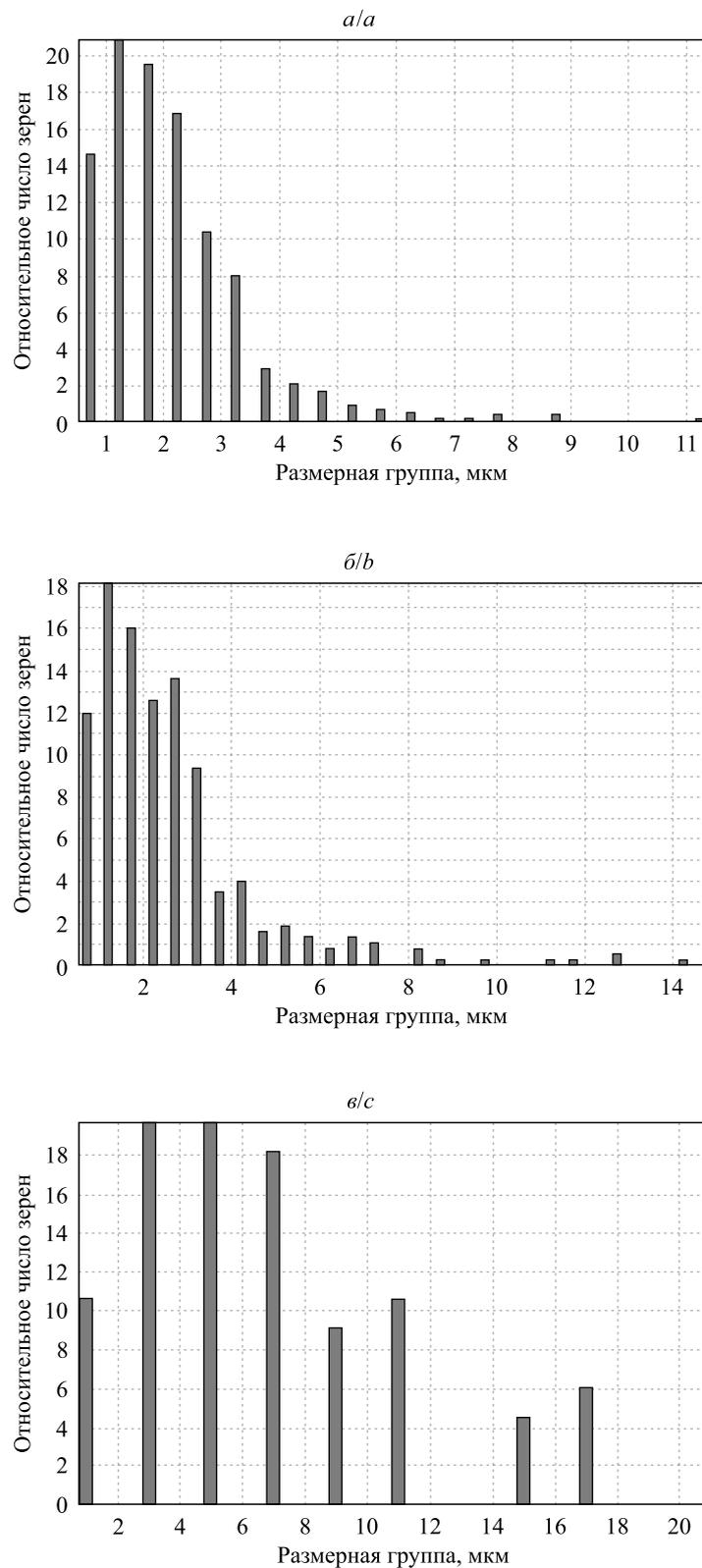


Рис. 9. Распределение зерен по размерным группам быстрозатвердевших фольг сплавов Sn – Zn – Ga околоэвтектического состава:  
 а – поверхность А; б – продольное сечение; в – поверхность В  
 Fig. 9. Distribution of grain sizes by size groups of rapidly solidified foils of Sn – Zn – Ga alloys of near eutectic composition:  
 а – surface A; б – longitudinal section; с – surface B

Для фольги сплава Sn – 11,2 ат. % Zn – 1,5 ат. % Ga исследована ее зеренная структура (рис. 8), которая в слое у кристаллизатора является микрокристаллической со средним размером зерна твердого раствора на основе олова 2,1 мкм. Микрокристалличность зерен обусловлена глубоким переохлаждением расплава, что приводит к высокой скорости зарождения кристаллов. По мере движения границы раздела расплав – твердое тело переохлаждение расплава уменьшается за счет выделения скрытой теплоты кристаллизации. Скорость образования зерен снижается, а их размер увеличивается (см. рис. 8, в). В средней части фольги величина зерна составляет 2,7 мкм. У свободно затвердевающей стороны размер зерен достигает 7,0 мкм.

На рис. 9 представлены распределения зерен олова по размерным группам в разных участках фольги. Наблюдаемое смещение максимума в распределении, а также появление групп зерен с большим размером у свободно затвердевающей стороны подтверждают вышеописанную причину изменения величины зерен.

Поскольку олово имеет анизотропную кристаллическую решетку и его механические свойства сильно зависят от ориентации кристалла, наличие текстуры фольг должно быть учтено при анализе свойств последних. В связи с этим была исследована текстура быстрозатвердевших фольг в слое у поверхности *A* и в слое у поверхности *B*. Результаты исследования, приведенные на рис. 10, показали, что текстура зерен отсутствует во всем объеме фольги.

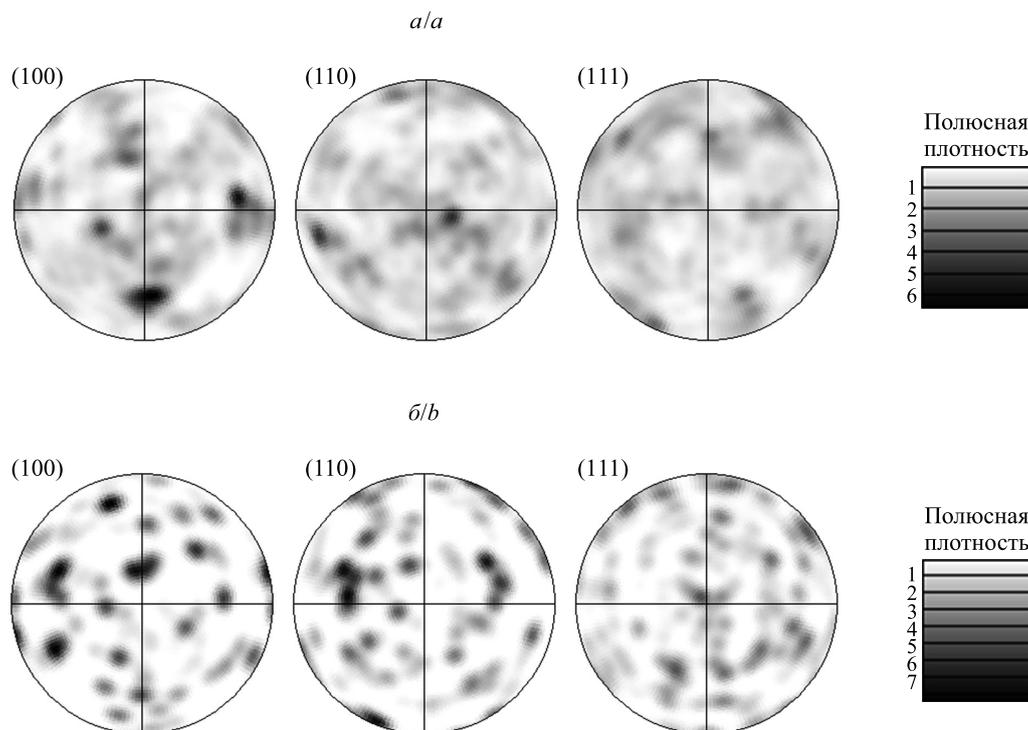


Рис. 10. Текстура быстрозатвердевших фольг сплавов Sn – Zn – Ga околоэвтектического состава: *a* – поверхность *A*; *b* – поверхность *B*

Fig. 10. Texture of rapidly solidified foils of Sn – Zn – Ga alloys of near eutectic composition: *a* – surface *A*; *b* – surface *B*

### Заключение

Проведены исследования фазового и элементного составов, микроструктуры, зеренной структуры и текстуры сплавов системы Sn – Zn околоэвтектического состава, легированных галлием с концентрацией от 0,5 до 2 мас. %.

Исследования элементного состава быстрозатвердевших фольг, проведенные методом рентгеноструктурного микроанализа в слое у стороны фольги, прилегающей к кристаллизатору, в средней части сечения фольги и в слое у свободно затвердевающей стороны, показали постоянство состава. Рентгеноструктурным анализом установлено, что при концентрации Zn до 11 ат. % и Ga до 2 мас. % быстрозатвердевающие фольги затвердевают с образованием пересыщенных цинком и галлием твердых растворов на основе олова, а также фазы цинка, что соответствует равновесной диаграмме состояния.

Микроструктура фольг и распределение элементов в поперечном сечении фольги через 3 ч после изготовления показывают наличие глобулярных и пластинчатых включений цинка с однородным распределением по объему фольги. В фольгах формируются зерна микронных размеров. Микроструктурность зерен обусловлена глубоким переохлаждением расплава, что приводит к высокой скорости зарождения кристаллов. По мере движения границы раздела расплав – твердое тело переохлаждение расплава уменьшается за счет выделения скрытой теплоты кристаллизации, скорость образования зерен снижается, а их размер увеличивается. Текстура зерен отсутствует во всем объеме.

### Библиографические ссылки

1. Cheng S, Huang C-M, Pecht M. A review of lead-free solders for electronics applications. *Microelectronics Reliability*. 2017; 75:77–95. DOI: 10.1016/j.microrel.2017.06.016.
2. Mayappan R, Jasli NA. Silver effect on the intermetallic growth in the Sn – 8Zn – 3Bi lead-free solder. *Materials Today: Proceedings. Part 3*. 2018;5(9):17553–17560. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.072.
3. Zhai QJ, Gao YL, Guan WB, Xu KD. Role of size and cooling rate in quenched droplet of Sn – Bi eutectic alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;441(1–2):278–281. DOI: 10.1016/j.msea.2006.08.050.
4. Shalaby RM. Effect of silver and indium addition on mechanical properties and indentation creep behavior of rapidly solidified Bi – Sn based lead-free solder alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;560:86–95. DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.038.
5. Шепелевич ВГ. Микроструктура и микротвердость быстрозатвердевшего сплава  $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ . *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*. 2017;2:76–82.
6. Шепелевич ВГ, Кухаренко ЕЛ. Структура тройного сплава системы висмут – индий – олово. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*. 2019;2:54–57. DOI: 10.33581/2520-2243-2019-2-54-57.
7. Wang Z, Chen C, Liu J, Zhang G, Sugauma K. Corrosion mechanism of Zn – 30Sn high-temperature, lead-free solder in neutral NaCl solution. *Corrosion Science*. 2018;140:40–50. DOI: 10.1016/j.corsci.2018.06.025.
8. Kim Y-S, Kim K-S, Hwang C-W, Sugauma K. Effect of composition and cooling rate on microstructure and tensile properties of Sn – Zn – Bi alloys. *Journal Alloys and Compounds*. 2003;352(1–2):237–245. DOI: 10.1016/S0925-8388(02)01168-4.
9. Chen K-I, Cheng S-C, Wu S, Lin K-L. Effects of small additions of Ag, Al, and Ga on the structure and properties of the Sn – 9Zn eutectic alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2006;416(1–2):98–105. DOI: 10.1016/j.jallcom.2005.08.034.
10. Kumar KM, Kripesh V, Shen L, Zeng K, Tay AAO. Nanoindentation study of Zn-based Pb free solders used in fine pitch interconnect applications. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;423(1–2):57–63. DOI: 10.1016/j.msea.2006.01.088.
11. McCormack M, Jin S, Chen HS, Machusak DA. New lead-free, Sn – Zn – In solder alloys. *Journal of Electronic Materials*. 1994;23(7):687–690. DOI: 10.1007/BF02653357.
12. Yoon SW, Son JR, Lee HM, Lee B-J. Thermodynamics-aided alloy design and evaluation of Pb-free solder Sn – Bi – In – Zn system. *Acta Materialia*. 1997;45(3):951–960. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00253-4.
13. Song J-M, Wu Z-M. Variable eutectic temperature caused by inhomogeneous solute distribution in Sn – Zn system. *Scripta Materialia*. 2006;54(8):1479–1483. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.12.056.
14. Shepelevich VG, Gusakova OV, Koukharenko EL, Husakova SV. Microstructural studies of ultrarapidly quenched foils of zinc-doped indium – tin eutectic alloys. *Journal of Materials Science*. 2019;54(3):2577–2584. DOI: 10.1007/s10853-018-2964-2.
15. Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ. Микроструктура быстрозатвердевших сплавов системы Sn – Zn – Bi – In. *Физика металлов и металловедение*. 2018;119(5):510–517. DOI: 10.7868/S001532301805011X.
16. Gusakova O, Shepelevich V. The influence of melt flow on grain structure of tin and its alloys produced by ultrafast quenching from the melt. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017;192(1):012015. DOI: 10.1088/1757-899X/192/1/012015.
17. Pashkov IN, Pikinov MV, Tavalzhansky SA, Pashkov AI. Development of production and use of solder alloys microcrystalline or amorphous structure. *Metallurgist*. 2010;54:358–361. DOI: 10.1007/s11015-010-9303-4.
18. Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ. *Быстрозатвердевшие сплавы олова*. Минск: РИВШ; 2012. 150 с.
19. Салтыков СА. *Стереометрическая металлография*. Москва: Металлургия; 1976. 270 с.
20. Никольский БП, Рабинович РА. *Справочник химика. Том 1*. Москва: Химия; 1966. 1071 с.
21. Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ, Лозенко ВВ. *Быстрозатвердевшие сплавы цинка*. Минск: РИВШ; 2016. 110 с.
22. Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ. Распад пересыщенного твердого раствора в быстрозатвердевших фольгах сплавов системы олово – кадмий. *Физика металлов и металловедение*. 2014;115(2):143–148.
23. Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов системы Sn – Zn – Bi. *Перспективные материалы*. 2010;2:74–80.

### References

1. Cheng S, Huang C-M, Pecht M. A review of lead-free solders for electronics applications. *Microelectronics Reliability*. 2017; 75:77–95. DOI: 10.1016/j.microrel.2017.06.016.
2. Mayappan R, Jasli NA. Silver effect on the intermetallic growth in the Sn – 8Zn – 3Bi lead-free solder. *Materials Today: Proceedings. Part 3*. 2018;5(9):17553–17560. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.072.
3. Zhai QJ, Gao YL, Guan WB, Xu KD. Role of size and cooling rate in quenched droplet of Sn – Bi eutectic alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;441(1–2):278–281. DOI: 10.1016/j.msea.2006.08.050.
4. Shalaby RM. Effect of silver and indium addition on mechanical properties and indentation creep behavior of rapidly solidified Bi – Sn based lead-free solder alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;560:86–95. DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.038.
5. Shepelevich VG. Microstructure and microhardness of rapidly solidified  $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$  alloy. *Journal of the Belarusian State University. Physics*. 2017;2:76–82. Russian.

6. Shepelevich VG, Koukharenko EL. The ternary alloy structure of the bismuth – indium – tin system. *Journal of the Belarusian State University. Physics*. 2019;2:54–57. Russian. DOI: 10.33581/2520-2243-2019-2-54-57.
7. Wang Z, Chen C, Liu J, Zhang G, Suganuma K. Corrosion mechanism of Zn – 30Sn high-temperature, lead-free solder in neutral NaCl solution. *Corrosion Science*. 2018;140:40–50. DOI: 10.1016/j.corsci.2018.06.025.
8. Kim Y-S, Kim K-S, Hwang C-W, Suganuma K. Effect of composition and cooling rate on microstructure and tensile properties of Sn – Zn – Bi alloys. *Journal Alloys and Compounds*. 2003;352(1–2):237–245. DOI: 10.1016/S0925-8388(02)01168-4.
9. Chen K-I, Cheng S-C, Wu S, Lin K-L. Effects of small additions of Ag, Al, and Ga on the structure and properties of the Sn – 9Zn eutectic alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2006;416(1–2):98–105. DOI: 10.1016/j.jallcom.2005.08.034.
10. Kumar KM, Kripesh V, Shen L, Zeng K, Tay AAO. Nanoindentation study of Zn-based Pb free solders used in fine pitch interconnect applications. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;423(1–2):57–63. DOI: 10.1016/j.msea.2006.01.088.
11. McCormack M, Jin S, Chen HS, Machusak DA. New lead-free, Sn – Zn – In solder alloys. *Journal of Electronic Materials*. 1994;23(7):687–690. DOI: 10.1007/BF02653357.
12. Yoon SW, Son JR, Lee HM, Lee B-J. Thermodynamics-aided alloy design and evaluation of Pb-free solder Sn – Bi – In – Zn system. *Acta Materialia*. 1997;45(3):951–960. DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00253-4.
13. Song J-M, Wu Z-M. Variable eutectic temperature caused by inhomogeneous solute distribution in Sn – Zn system. *Scripta Materialia*. 2006;54(8):1479–1483. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.12.056.
14. Shepelevich VG, Gusakova OV, Koukharenko EL, Husakova SV. Microstructural studies of ultrarapidly quenched foils of zinc-doped indium – tin eutectic alloys. *Journal of Materials Science*. 2019;54(3):2577–2584. DOI: 10.1007/s10853-018-2964-2.
15. Gusakova OV, Shepelevich VG. [Microstructure of rapidly solidified alloys of the Sn – Zn – Bi – In system]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2018;119(5):510–517. Russian. DOI: 10.7868/S001532301805011X.
16. Gusakova O, Shepelevich V. The influence of melt flow on grain structure of tin and its alloys produced by ultrafast quenching from the melt. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017;192(1):012015. DOI: 10.1088/1757-899X/192/1/012015.
17. Pashkov IN, Pikinov MV, Tavolzhansky SA, Pashkov AI. Development of production and use of solder alloys microcrystalline or amorphous structure. *Metallurgist*. 2010;54:358–361. DOI: 10.1007/s11015-010-9303-4.
18. Gusakova OV, Shepelevich VG. *Bystrozatverdevshie splavy olova* [Rapidly solidified tin alloys]. Minsk: National Institute for Higher Education; 2012. 150 p. Russian.
19. Saltukov SA. *Stereometricheskaya metallografiya* [Stereometric metallography]. Moscow: Metallurgiya; 1976. 270 p. Russian.
20. Nikolsky BP, Rabinovich RA. *Spravochnik khimika. Tom 1* [Handbook of the chemist. Volume 1]. Moscow: Khimiya; 1966. 1071 p. Russian.
21. Gusakova OV, Shepelevich VG, Lozenko VV. *Rapidly solidified zink alloys*. Minsk: National Institute for Higher Education; 2016. 110 p. Russian.
22. Gusakova OV, Shepelevich VG. [Decomposition of supersaturated solid solution in rapidly solidified foils of tin-cadmium alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2014;115(2):143–148. Russian.
23. Gusakova OV, Shepelevich VG. [Structure and properties of rapidly solidified foils of alloys of Sn – Zn – Bi system]. *Perspektivnye materialy*. 2010;2:74–80. Russian.

Статья поступила в редакцию 08.11.2019.  
Received by editorial board 08.11.2019.