



## МИКРОСТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕЙ ФОЛЬГИ ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА Sn – 4,4 мас. % Zn

В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ<sup>1)</sup>, Д. А. ЗЕРНИЦА<sup>2)</sup>

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

<sup>2)</sup>Мозырский государственный педагогический университет им. И. П. Шамякина,  
ул. Студенческая, 28, 247760, г. Мозырь, Беларусь

Приведены результаты исследования микроструктуры быстрозатвердевшей фольги доэвтектического сплава Sn – 4,4 мас. % Zn. Установлено, что изучаемый сплав имеет двухфазную структуру, которая состоит из твердых растворов олова и цинка. Легирование олова цинком приводит к уменьшению параметра элементарной ячейки. Разница между параметрами элементарной ячейки быстрозатвердевшего сплава и сплава из чистого олова имеет тенденцию к уменьшению при выдержке, что обусловлено сильным переохлаждением расплава при его получении со сверхвысокими скоростями и образованием пересыщенного твердого раствора цинка в олове, который в силу высоких гомологических температур и, как следствие, активных диффузионных процессов распадается при комнатной температуре. Определено, что в фольге исследуемого сплава формируется микрокристаллическая структура, в поперечном сечении которой наблюдаются однородно распределенные темные равноосные дисперсные выделения цинка на фоне светлой матрицы олова, отсутствие в фольге пластин цинка снижает способность к хрупкому разрушению. Неодинаковое распределение средней хорды случайных секущих на зернах в поверхностных слоях  $A$  обусловлено выделением теплоты, приводящим к уменьшению переохлаждения последующих слоев расплава, и увеличением размера зерен по мере перемещения фронта кристаллизации. Установлено, что в плоскости (301) вдоль направления  $[\bar{1}03]$  наблюдается двойникование олова, возникающее под действием закалочных напряжений при высоких скоростях кристаллизации. Исследуемый сплав имеет текстуру (100) олова, формирование которой связано с тем, что плоскость (100) является наиболее плотноупакованной, вследствие чего рост зерен с такой ориентацией происходит с наибольшей скоростью.

**Ключевые слова:** быстрозатвердевший сплав; бессвинцовые материалы; сплав Sn – Zn; доэвтектика; микроструктура; зерно; текстура.

**Благодарность.** Работа выполнена при финансовой поддержке гранта на выполнение научно-исследовательской работы Министерства образования Республики Беларусь (проект 1410гр/2021, № гос. регистрации 20211069 от 06.05.2021 г.).

### Образец цитирования:

Шепелевич ВГ, Зерница ДА. Микроструктура быстрозатвердевшей фольги доэвтектического сплава Sn – 4,4 мас. % Zn. Журнал Белорусского государственного университета. Физика. 2021;2:44–52.  
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2021-2-44-52>

### For citation:

Shepelevich VG, Zernitsa DA. The microstructure of the rapidly solidified foil of the hypoeutectic alloy Sn – 4.4 wt. % Zn. Journal of the Belarusian State University. Physics. 2021;2:44–52. Russian.  
<https://doi.org/10.33581/2520-2243-2021-2-44-52>

### Авторы:

**Василий Григорьевич Шепелевич** – доктор физико-математических наук, профессор; профессор кафедры физики твердого тела физического факультета.

**Денис Александрович Зерница** – аспирант кафедры физики и математики физико-инженерного факультета. Научный руководитель – В. Г. Шепелевич.

### Authors:

**Vasili 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)

**Denis A. Zernitsa**, postgraduate student at the department of physics and mathematics, faculty of physics and engineering.

[dzernitsa@mail.ru](mailto:dzernitsa@mail.ru)





## THE MICROSTRUCTURE OF THE RAPIDLY SOLIDIFIED FOIL OF THE HYPOEUTECTIC ALLOY Sn – 4.4 wt. % Zn

V. G. SHEPELEVICH<sup>a</sup>, D. A. ZERNITSA<sup>b</sup>

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

<sup>b</sup>Mozyr State Pedagogical University named after I. P. Shamyakin,  
28 Studenckaja Street, Mazyr 247760, Belarus

Corresponding author: D. A. Zernitsa (dzernitsa@mail.ru)

The article presents the results of a study of the microstructure of the rapidly solidified foil of the hypoeutectic alloy Sn – 4.4 wt. % Zn. It was found that the investigated alloy has a two-phase structure, which consists of solid solutions of tin and zinc. Doping of tin with zinc leads to a decrease in the unit cell parameter. The difference between the unit cell parameters of a rapidly solidified alloy in comparison with an alloy of pure tin tends to decrease during holding, which is due to strong supercooling of the melt during its production at ultrahigh speeds, and the formation of a supersaturated solid solution of zinc in tin, which, due to high homological temperatures, as a consequence, active diffusion processes, decomposes at room temperature. It has been established that a microcrystalline structure is formed in the foil of the alloy under study, in the cross section of which there are uniformly distributed equiaxed dispersed dark zinc precipitates against the background of a light tin matrix; the absence of zinc plates in the foil reduces the ability to brittle fracture. The unequal distribution of the average chord of random secants on the grains in the surface layers *A* is caused by the release of heat, which leads to a decrease in the supercooling of the subsequent layers of the melt, and an increase in the grain size as the crystallisation front moves. It was found that in the (301) plane along the  $[\bar{1}03]$  direction, tin twinning is observed, which occurs under the action of quenching stresses at high crystallisation rates. The alloy under study has a (100) tin texture, the formation of which is associated with the fact that the (100) plane is the most densely packed, which promotes the growth of grains with this orientation at the highest rate.

**Keywords:** rapidly solidified alloy; lead-free materials; Sn – Zn alloy; hypoeutectics; microstructure; grain; texture.

**Acknowledgements.** The work was supported by the Ministry of Education of the Republic of Belarus under grants (project 1410gr/2021, state registration No. 20211069 dated 06.05.2021).

### Введение

Оловянно-цинковые сплавы широко используются в качестве защитных покрытий и припоев [1; 2], что имеет важное значение для многих отраслей промышленности (аэрокосмической, энергетической, автомобильной и др.), в которых существует острая потребность в эффективных и качественных соединительных материалах при сборке электронных компонентов [3–5]. Отсутствие в них свинца способствует сохранению окружающей среды и созданию безопасных условий труда.

Свойства сплавов во многом зависят от их химического состава и условий изготовления. Для улучшения характеристик припоев разрабатываются многокомпонентные сплавы. В последние десятилетия для получения сплавов активно применяются высокоскоростное затвердевание, относящееся к энерго- и ресурсосберегающим технологиям [6–9]. При этом достигается скорость охлаждения расплава не менее  $10^5$  K/c, а структура образующейся фольги существенно отличается от структуры сплавов, получаемых при малых и средних скоростях охлаждения [6–8]. Высокие скорости охлаждения расплава приводят к формированию неравновесных структур, обладающих рядом интересных особенностей, выраженных в измельчении фаз и структуры и однородном распределении компонентов в твердых растворах, образовании новых метастабильных фаз, уменьшении микросегрегаций до их полного устранения и т. д. [6].

Значительное число работ посвящено исследованию структуры быстрозатвердевших фольг эвтектики, содержащей 8,8 мас. % Zn [10; 11], однако изучению системы Sn – Zn в области доэвтектических составов уделено мало внимания. В связи с этим актуальной задачей является исследование микро-структуры, особенностей распределения зерен и формирования текстуры в фольге доэвтектического сплава Sn – 4,4 мас. % Zn, полученного высокоскоростным затвердеванием из жидкого состояния.

### Методика эксперимента

Сплав Sn – 4,4 мас. % Zn (чистота – не менее 99,99 %) изготовлен сплавлением компонентов в кварцевой ампуле с последующим охлаждением со скоростью  $10^2$  K/c при заливке в графитовую изложницу [7]. Кусочек сплава массой  $\approx 0,2$  г повторно расплавлялся и инжектировался на внутреннюю полированную поверхность медного цилиндра диаметром 20 см (частота вращения – около 15 м/с). Скорость охлаждения расплава составляла не менее  $5 \cdot 10^5$  K/c [8]. Затвердевший сплав имел форму фольги, длина которой достигала 15 см, ширина – 10 мм, а толщина равнялась 30–80 мкм.



Исследование микроструктуры сплава выполнено с помощью растрового электронного микроскопа LEO 1455VP (*Carl Zeiss*, Германия), имеющего приставки для проведения рентгеновского спектрального микроанализа и фазового анализа HKL Channel 5 (*Oxford Instruments*, Великобритания).

Для определения параметров микроструктуры применялся стереометрический анализ [12]. Относительная погрешность при этом составляла около 8–12 %. Для определения параметра кристаллической решетки и текстуры использовался дифрактометр ДРОН-3 с медным анодом. Текстура фольг изучалась с помощью обратных полюсных фигур. Полюсная плотность  $p_{hkl}$  дифракционных линий  $hkl$  олова и цинка рассчитывалась по методу Харриса [13]. Измерения параметров элементарной ячейки кристаллической решетки проведены в соответствии с положением дифракционной линии 400 олова.

## Результаты и их обсуждение

Дифрактограмма фольги сплава Sn – 4,4 мас. % Zn содержит четкие дифракционные линии олова (200, 101, 211, 301 и др.) и слабовыраженные дифракционные линии цинка (0002, 1010, 1011, 1012 и др.), т. е. быстрозатвердевшая фольга сплава Sn – 4,4 мас. % Zn имеет двухфазную структуру, состоящую из твердых растворов олова и цинка.

Параметры кристаллической решетки  $a$  для чистого олова и сплава Sn – 4,4 мас. % Zn определялись по положению дифракционной линии 400. Их значения составили  $a_{\text{Sn}} = 5,830 \text{ \AA}$  и  $a_{\text{Sn-Zn}} = 5,819 \text{ \AA}$  соответственно. При этом разница между параметрами решеток  $a_{\text{Sn}}$  и  $a_{\text{Sn-Zn}}$  монотонно уменьшается при комнатной температуре. Это объясняется тем, что при высокой скорости охлаждения расплава происходит его сильное переохлаждение, и цинк захватывается при кристаллизации олова. При этом образуется пере-

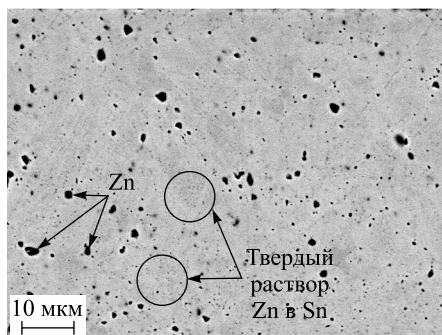


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения быстрозатвердевшей фольги сплава Sn – 4,4 мас. % Zn

Fig. 1. Microstructure of the cross-section of a rapidly solidified foil of the Sn – 4.4 wt. % Zn

сщенный твердый раствор цинка в олове, что и обуславливает уменьшение параметра кристаллической решетки. Комнатная температура является высокой для олова: происходят диффузионные процессы, которые приводят к постепенному распаду пересыщенного твердого раствора, сопровождаемому увеличением его параметра кристаллической решетки, что наблюдается экспериментально.

Поперечное сечение быстрозатвердевшей фольги доэвтектического сплава Sn – 4,4 мас. % Zn представлено на рис. 1. На изображении видны однородно распределенные темные равноосные дисперсные выделения на фоне светлой матрицы. С помощью рентгеноспектрального микроанализа установлено, что темные выделения являются цинком, а светлые – твердым раствором олова. Стереометрическим анализом (методом случайных секущих) определены параметры дисперсной структуры (табл. 1).

Таблица 1

Параметры микроструктуры  
быстрозатвердевшего сплава Sn – 4,4 мас. % Zn

Table 1

The parameters of the microstructure  
of the rapidly solidified alloy Sn – 4.4 wt. % Zn

Параметры	Значение
Объемная доля цинка	0,038
Средняя хорда случайных секущих на сечениях выделений цинка, мкм	0,30
Удельная поверхность межфазных границ, мкм <sup>-1</sup>	0,38
Число частиц в единице объема, мкм <sup>-3</sup>	1,7
Расстояние между частицами, мкм	0,8

Так как плотности цинка и олова незначительно отличаются, то заниженные значения объемной доли цинка, связанные с выделением, свидетельствуют о том, что часть атомов цинка находятся в твердом растворе на основе олова. Большие значения удельной поверхности межфазных границ и числа частиц в единице объема, а также малые значения средней хорды случайных секущих и расстояния между



частицами свидетельствуют о дисперсности выделений второй фазы в оловянной матрице. В фольгах исследуемого сплава не наблюдается пластинчатых выделений цинка. Их отсутствие уменьшает способность фольг к хрупкому разрушению, что имеет важное практическое значение.

Исследование структуры зерен методом дифракции отраженных электронов дает возможность выявить высокоугловые границы зерен и субзеренные границы в отдельных зернах. Изображение зеренной структуры быстрозатвердевшей фольги сплава Sn – 4,4 мас. % Zn в слое, прилегающем к кристаллизатору (*A*), и в слое, контактирующем с атмосферой (*B*), приведено на рис. 2. Толстыми черными линиями друг от друга отделены зерна, тонкими – малоугловые границы.

Методом случайных секущих на поверхности слоев *A* и *B* определены хорды на сечениях зерен олова. Их распределение по размерным группам приведено на рис. 3.

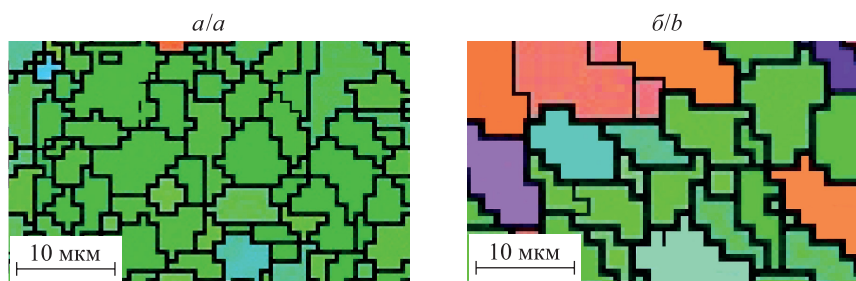


Рис. 2. Зеренная структура быстрозатвердевшей фольги:  
*a* – в слое, прилегающем к кристаллизатору (*A*); *b* – в слое, контактирующем с атмосферой (*B*)

Fig. 2. Grain structure of the rapidly solidified foil:  
*a* – in the layer adjacent to the mold (*A*); *b* – in the layer in contact with the atmosphere (*B*)

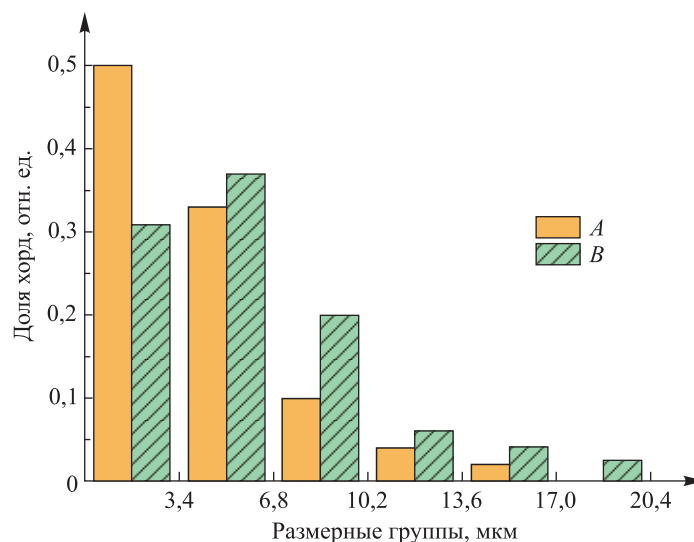


Рис. 3. Распределение хорд случайных секущих  
на сечениях зерен слоев *A* и *B* фольги сплава Sn – 4,4 мас. % Zn

Fig. 3. Distribution of chords of random secants  
on the cross-sections of grains of layers *A* and *B* of the foil of the Sn – 4.4 wt. % Zn

Самое большое число хорд для слоя *A*, контактирующего с кристаллизатором, приходится на наименьшую группу (0; 3,4 мкм), для слоя *B*, расположенного на противоположной стороне фольги, – на вторую размерную группу (3,4; 6,8 мкм). Значения средних хорд  $D_{Sn}$  случайных секущих на зернах рассматриваемых слоев равны 3,8 и 5,1 мкм соответственно (табл. 2), т. е. в быстрозатвердевшей фольге доэвтектического сплава Sn – 4,4 мас. % Zn образуется микрокристаллическая структура. Удельная поверхность высокоугловых границ  $S_{вуг}$  зерен в слоях *A* и *B* равна 0,53 и 0,39 мкм<sup>-1</sup> соответственно. Образование микрокристаллической структуры в фольге исследуемого сплава обусловлено значительным переохлаждением жидкости, достигающим нескольких десятков градусов [7]. В этом случае увеличение скорости образования центров кристаллизации превосходит увеличение скорости их роста [8], что способствует измельчению зеренной структуры. При затвердевании слоя сплава, прилегающего к поверхности кристаллизатора, выделяется теплота, что приводит к уменьшению переохлаждения последующих слоев расплава [8], обуславливая увеличение зерен по мере перемещения фронта кристаллизации.





На стыках трех зерен образуются границы зерен, называемые ребрами. На изображении зеренной структуры фольг они имеют вид точек, из которых выходят изображения трех высокоугловых границ. Стереометрическим анализом [12] проведены определения плотности ребер зерен  $L_p$ . Для слоев  $A$  и  $B$  она равна 1,50 и 0,64  $\text{мкм}^{-2}$  соответственно.

Таблица 2

Параметры зеренной структуры твердого раствора олова  
быстрозатвердевшего сплава Sn – 4,4 мас. % Zn

Table 2

The parameters of the grain structure of the solid solution  
of tin of the rapidly solidified alloy Sn – 4.4 wt. % Zn

Параметры	Поверхность	
	$A$	$B$
$D_{\text{Sn}}$ , мкм	3,8	5,1
$S_{\text{выг}}$ , $\text{мкм}^{-1}$	0,53	0,39
$L_p$ , $\text{мкм}^{-2}$	1,5	0,64

Зерна в оловянной матрице быстрозатвердевшей фольги сплава Sn – 4,4 мас. % Zn разориентированы друг относительно друга. С помощью приставки HKL Channel 5 к растровому электронному микроскопу изучено распределение углов разориентации соседних зерен. Установлено, что в обоих слоях фольги (прилежащем к кристаллизатору и контактирующем с атмосферой) наблюдается максимум в распределении разориентировок соседних зерен в зависимости от величины угла (рис. 4) для коррелированных зеренных границ. Он отмечен в области углов от  $56^\circ$  до  $64^\circ$ .

В случае некоррелированных границ (рис. 5) максимум отсутствует. Существование максимума для коррелированных границ целесообразно связать со способностью олова к двойникованию в плоскости (301) вдоль направления  $[\bar{1}03]$ , которое проявляется под действием закалочных напряжений, возникающих при высокоскоростном затвердевании [14], что было обнаружено нами ранее при исследовании быстрозатвердевшего эвтектического сплава Sn – 8,8 мас. % Zn [15].

Расчет показал, что двойникование в данной системе приводит к различию ориентации кристаллических решеток между исходной и двойниковой областью на  $63^\circ$ .

Исследование текстуры матрицы проведено для поверхностного слоя, прилежащего к кристаллизатору в процессе сверхбыстрого затвердевания. Значение полюсных плотностей дифракционных линий олова в слое фольги, контактирующем с кристаллизатором, представлено в табл. 3. Наибольшая полюсная плотность принадлежит дифракционной линии 200 олова, т. е. твердый раствор олова, содержащий цинк, имеет текстуру (100). Ее формирование связано с тем, что плоскость (100) является наиболее плотноупакованной, благодаря чему зерна с такой ориентацией характеризуются наибольшей скоростью роста.

Таблица 3

Полюсные плотности дифракционных линий  
быстрозатвердевшей фольги сплава Sn – 4,4 мас. % Zn

Table 3

Pole densities of diffraction lines  
of rapidly solidified alloy foil Sn – 4.4 wt. % Zn

Дифракционные линии	200	101	220	211	301	112
Полюсные плотности	5,0	0,4	0,1	0,2	0,2	0,1

Таким образом, быстрозатвердевшие фольги доэвтектического сплава Sn – 4,4 мас. % Zn, полученные высокоскоростным затвердеванием, состоят из дисперсных равноосных выделений цинка, однородно распределенных в пересыщенном твердом растворе олова. В фольгах образуются микроструктурная структура и текстура (100) твердого раствора олова. В распределении коррелированных границ зерен по углам имеется максимум, обусловленный двойникованием в олове. Фольги сплава не содержат пластинчатых выделений цинка, что уменьшает его способность к хрупкому разрушению и имеет важное практическое значение.

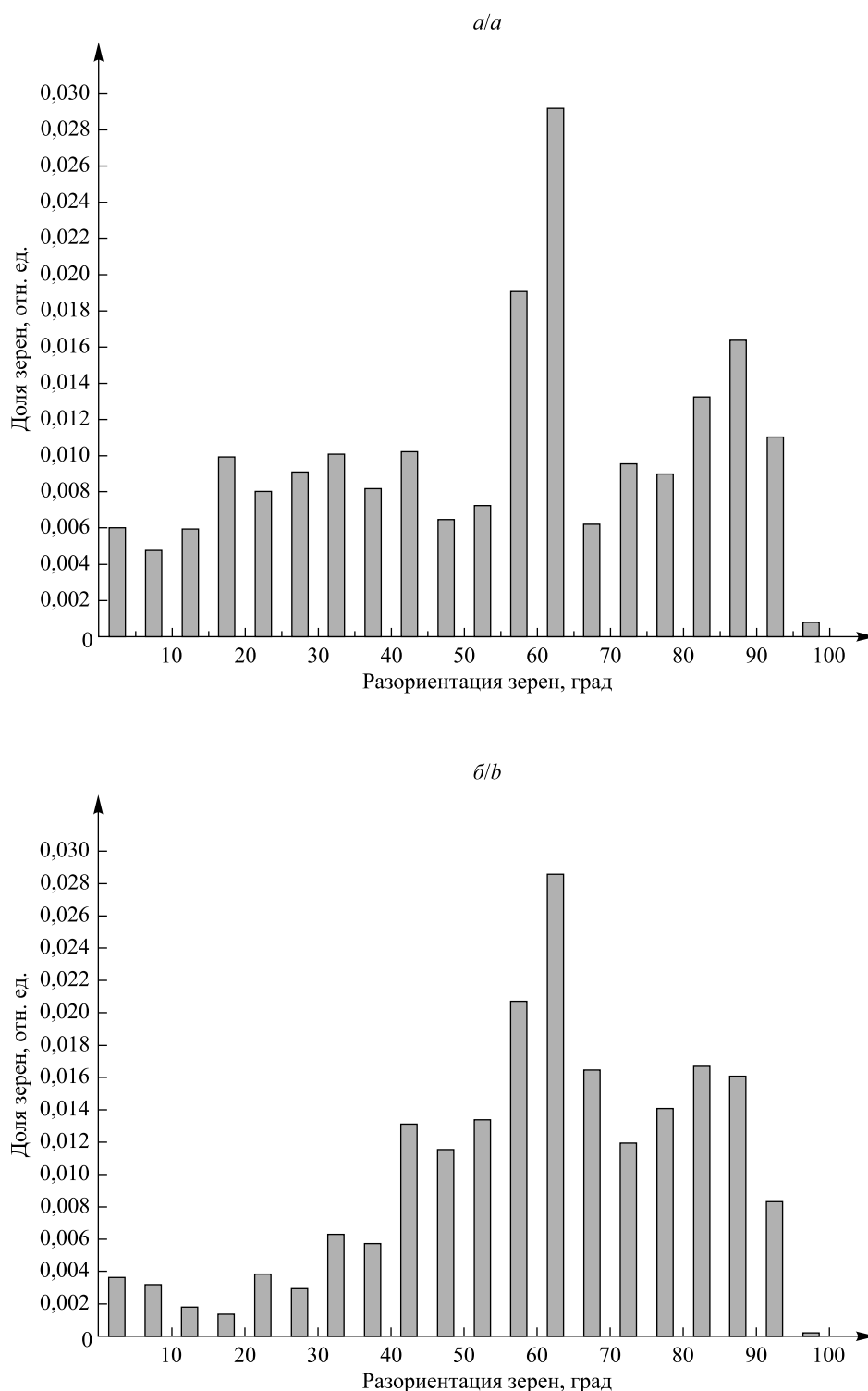


Рис. 4. Разориентация коррелированных границ соседних зерен в слое, прилегающем к кристаллизатору (а), и в слое, контактирующем с атмосферой (б)

Fig. 4. Misorientation of correlated boundaries of neighbouring grains in layer adjacent to the crystalliser (a) and in a layer in contact with the atmosphere (b)

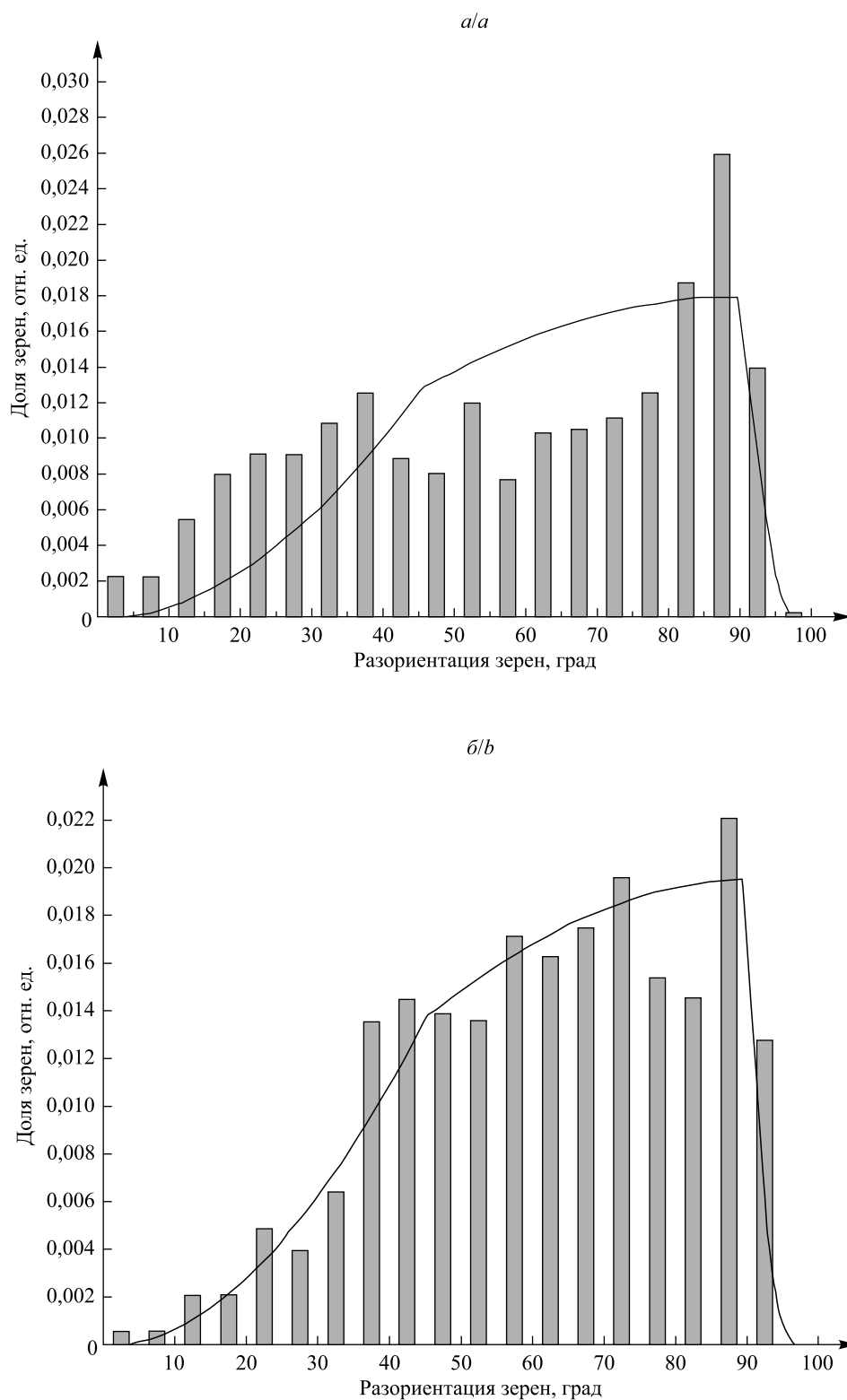


Рис. 5. Разориентация некоррелированных границ соседних зерен в слое, прилегающем к кристаллизатору (а), и в слое, контактирующем с атмосферой (б)

Fig. 5. Misorientation of uncorrelated boundaries of neighbouring grains in layer adjacent to the crystalliser (a) and in a layer in contact with the atmosphere (b)



## Заключение

По результатам проведенного исследования можно сделать следующие выводы.

1. В сплаве Sn – 4,4 мас. % Zn, полученном сверхбыстрым охлаждением, образуется пересыщенный твердый раствор цинка в олове, который вследствие протекания диффузионных процессов распадается.
2. Выделения второй фазы являются дисперсными, и часть из них находятся в твердом растворе на основе олова.
3. На обеих сторонах фольги наблюдается максимум в распределении разориентировок соседних зерен в зависимости от величины угла для коррелированных границ зерен, тогда как для некоррелированных границ максимума не наблюдается.
4. В быстрозатвердевшем доэвтектическом сплаве Sn – 4,4 мас. % Zn формируется микрокристаллическая структура с текстурой (100) твердого раствора олова, содержащего цинк.

## Библиографические ссылки

1. Кечин ВА, Люблинский ЕЯ. *Цинковые сплавы*. Москва: Металлургия; 1986. 247 с.
2. Захаров АМ. *Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие*. Москва: Металлургия; 1980. 256 с.
3. Santos WLR, Brito C, Bertelli F, Spinelli JE, Garcia A. Microstructural development of hypoeutectic Zn – (10–40) wt. % Sn solder alloys and impacts of interphase spacing and macrosegregation pattern on hardness. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015; 647:989–996. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.05.195.
4. Islam RA, Wu BY, Alam MO, Chan YC, Jillek W. Investigations on microhardness of Sn – Zn based lead-free solder alloys as replacement of Sn – Pb solder. *Journal of Alloys and Compounds*. 2005;392(1–2):149–158. DOI: 10.1016/j.jallcom.2004.08.079.
5. Kociubczyk AI, Rozicki R, Scheiber VL, Ares AE. Solidification and evaluation of thermal parameters of Sn – Zn eutectic alloys horizontally solidified. In: Allanore A, Bartlett L, Cong Wang, Lifeng Zhang, Jonghyun Lee, editors. *EPD congress 2016*. Cham: Springer; 2016. p. 97–104. DOI: 10.1007/978-3-319-48111-1\_11.
6. Васильев ВА, Митин БС, Пашков ИН, Серов ММ, Скуридин АА, Лукин АА и др. *Высокоскоростное затвердевание расплава (теория, технология и материалы)*. Митин БС, редактор. Москва: Интернет инжиниринг; 1998. 400 с.
7. Шепелевич ВГ. *Быстрозатвердевшие легкоплавкие сплавы*. Минск: БГУ; 2015. 192 с.
8. Мирошниченко ИС. *Закалка из жидкого состояния*. Москва: Металлургия; 1982. 168 с.
9. Пашков ИН, Пикунов МВ, Таволжанский СА, Пашков АИ. Разработка процессов получения и применения сплавов припоев в дисперсном состоянии с микрокристаллической или аморфной структурой. *Металлургия*. 2010;6:43–45.
10. Şahin M, Karakurt F. The effect of the solidification rate on the physical properties of the Sn – Zn eutectic alloy. *Physica B: Condensed Matter*. 2018;545:48–54. DOI: 10.1016/j.physb.2018.06.003.
11. Yanxia Jing, Guangmin Sheng, Guoji Zhao. Influence of rapid solidification on microstructure, thermodynamic characteristic and the mechanical properties of solder/Cu joints of Sn – 9Zn alloy. *Materials and Design*. 2013;52:92–97. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.05.011.
12. Салтыков СА. *Стереометрическая металлография*. Москва: Металлургия; 1976. 270 с.
13. Русаков АА. *Рентгенография металлов*. Москва: Атомиздат; 1977. 479 с.
14. Хоникомб Р. *Пластическая деформация металлов*. Любов БЯ, редактор. Москва: Мир; 1972. 408 с.
15. Зерница ДА, Шепелевич ВГ. Формирование структуры быстрозатвердевшей фольги эвтектического сплава Sn – 8,8 мас. % Zn. *Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов*. 2020;12:601–608. DOI: 10.26456/pcasnn/2020.12.601.

## References

1. Kechin VA, Lyublinskii EYa. *Tsinkovye splavy* [Zinc alloys]. Moscow: Metallurgiya; 1986. 247 p. Russian.
2. Zakharov AM. *Promyshlennyye splavy tsvetnykh metallov. Fazovyi sostav i strukturnyye sostavlyayushchie* [Industrial alloys of non-ferrous metals. Phase composition and structural components]. Moscow: Metallurgiya; 1980. 256 p. Russian.
3. Santos WLR, Brito C, Bertelli F, Spinelli JE, Garcia A. Microstructural development of hypoeutectic Zn – (10–40) wt. % Sn solder alloys and impacts of interphase spacing and macrosegregation pattern on hardness. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015; 647:989–996. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.05.195.
4. Islam RA, Wu BY, Alam MO, Chan YC, Jillek W. Investigations on microhardness of Sn – Zn based lead-free solder alloys as replacement of Sn – Pb solder. *Journal of Alloys and Compounds*. 2005;392(1–2):149–158. DOI: 10.1016/j.jallcom.2004.08.079.
5. Kociubczyk AI, Rozicki R, Scheiber VL, Ares AE. Solidification and evaluation of thermal parameters of Sn – Zn eutectic alloys horizontally solidified. In: Allanore A, Bartlett L, Cong Wang, Lifeng Zhang, Jonghyun Lee, editors. *EPD congress 2016*. Cham: Springer; 2016. p. 97–104. DOI: 10.1007/978-3-319-48111-1\_11.
6. Vasil'ev VA, Mitin BS, Pashkov IN, Serov MM, Skuridin AA, Lukin AA, et al. *Vysokoskorostnoye zatverdevaniye rasplova (teoriya, tekhnologiya i materialy)* [High-rate melt solidification (theory, technology and materials)]. Mitin BS, editor. Moscow: Internet inzhiniring; 1998. 400 p. Russian.
7. Shepelevich VG. *Bystrozatverdevshie legkoplavkie splavy* [Rapidly solidified fusible alloys]. Minsk: Belarusian State University; 2015. 192 p. Russian.
8. Miroshnichenko IS. *Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya* [Quenching from the liquid state]. Moscow: Metallurgiya; 1982. 168 p. Russian.





9. Pashkov IN, Pikunov MV, Tavalzhanskii SA, Pashkov AI. [Development of the processes of obtaining and using alloy solders in the dispersion state with a microcrystalline or amorphous structure]. *Metallurgiya*. 2010;6:43–45. Russian.
10. Şahin M, Karakurt F. The effect of the solidification rate on the physical properties of the Sn – Zn eutectic alloy. *Physica B: Condensed Matter*. 2018;545:48–54. DOI: 10.1016/j.physb.2018.06.003.
11. Yanxia Jing, Guangmin Sheng, Guoji Zhao. Influence of rapid solidification on microstructure, thermodynamic characteristic and the mechanical properties of solder/Cu joints of Sn – 9Zn alloy. *Materials and Design*. 2013;52:92–97. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.05.011.
12. Saltykov SA. *Stereometricheskaya metallografiya* [Stereometric metallography]. Moscow: Metallurgiya; 1976. 270 p. Russian.
13. Rusakov AA. *Rentgenografiya metallov* [X-ray diffraction analysis of metals]. Moscow: Atomizdat; 1977. 479 p. Russian.
14. Honeycombe RWK. *The plastic deformation of metals*. London: Edward Arnold; 1968. 477 p.  
Russian edition: Honeycombe R. *Plasticheskaya deformatsiya metallov*. Lyubov BYa, editor. Moscow: Mir; 1972. 408 p.
15. Zernitsa DA, Shepelevich VG. The structure formation of rapidly solidified foil of the eutectic alloy Sn – 8.8 wt. % Zn. *Physical and Chemical Aspects of the Study of Clusters, Nanostructures and Nanomaterials*. 2020;12:601–608. Russian. DOI: 10.26456/pcascnn/2020.12.601.

Получена 02.02.2021 / исправлена 21.04.2021 / принята 22.04.2021.  
Received 02.02.2021 / revised 21.04.2021 / accepted 22.04.2021.