
ФИЗИКА

КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

CONDENSED STATE PHYSICS

УДК 538.9:669.2/8

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕГО СПЛАВА $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$

В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ¹⁾

¹⁾Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Беларусь

Быстрозатвердевший сплав $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ состоит из дисперсных выделений висмута и олова, расположенных в ϵ -фазе. Определены параметры микроструктуры. В фольге сплава формируются текстуры $(10\bar{1}2) + (0001)$ висмута, (100) – олова и $(102) + (101)$ – ϵ -фазы. Отжиг фольги при 70 °С в течение 1,5 ч сохраняет текстуру фаз, вызывает увеличение их средних хорд и уменьшение удельной поверхности межфазных границ. Микротвердость фольги увеличивается в три раза при комнатной температуре в процессе старения.

Ключевые слова: высокоскоростная кристаллизация; микроструктура; текстура; микротвердость; отжиг; старение.

MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF RAPIDLY SOLIDIFIED $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ ALLOY

V. G. SHEPELEVICH^a

^aBelarusian State University, Nezavisimosti avenue, 4, 220030, Minsk, Belarus

Rapidly solidified alloy $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ consists from dispersive bismuth and tin particles which are surrounded with ϵ -phase. The parameters of the microstructure of rapidly solidified are determined. There are textures $(10\bar{1}2) + (0001)$ of

Образец цитирования:

Шепелевич В. Г. Микроструктура и микротвердость быстрозатвердевшего сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ // Журн. Белорус. гос. ун-та. Физика. 2017. № 2. С. 76–82.

For citation:

Shepelevich V. G. Microstructure and microhardness of rapidly solidified $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ alloy. *J. Belarus. State Univ. Phys.* 2017. No. 2. P. 76–82 (in Russ.).

Автор:

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

Author:

Vasili Shepelevich, doctor of science (physics and mathematics); professor at the department of solid-state physics, faculty of physics.
shepelevich@bsu.by

bismuth, (100) of tin, and (102) + (101) of ϵ -phase in foils. The average chords of phases are increased, specific surface of interphase boundaries are reduced and textures of phases are conserved during annealing 1.5 h under 70 °C. Microhardness of the foils increases in three times during aging under room temperature.

Key words: high-speed crystallization; microstructure; texture; microhardness; annealing; ageing.

В последние несколько лет стремительно развивается процесс перехода к легкоплавким бессвинцовым припоям. Основными причинами этого, помимо экологической безопасности, являются более высокие эксплуатационные характеристики таких припоев [1; 2]. К заменителям в легкоплавких сплавах экологически вредных компонентов (свинец, кадмий и др.) относятся олово, индий, висмут и др. [3; 4]. В различных отраслях промышленности (энергетика, машиностроение, металлургия, электротехника, медицина и др.) широкое применение находят сплавы тройной системы Bi – Sn – In. Из-за высокой стоимости компонентов исследуемых сплавов указанной системы (по сравнению со стоимостью свинца) целесообразно использовать ресурсосберегающие технологии при получении припоев. К таким технологиям относится высокоскоростное затвердевание, позволяющее получить фольгу толщиной несколько десятков микрон, которая удобна при пайке определенных объектов и ее автоматизации [5; 6]. Однако при высокоскоростной кристаллизации формируется структура, которая существенно отличается от структуры материалов, получаемых традиционными методами синтеза и термической обработки [1; 5]. Происходят процессы, обуславливающие более однородное распределение элементов в твердых растворах, повышение взаимной растворимости компонентов, измельчение и однородное распределение фаз, образование новых метастабильных фаз. Наблюдается формирование микрокристаллической структуры и появление преимущественной ориентации зерен [7–10]. Сплавы, получаемые при сверхвысоких скоростях охлаждения (выше 10^5 K/c) жидкой фазы, находятся в термодинамическом неустойчивом состоянии [11–12]. В связи с этим цель настоящей работы – установление влияния сверхвысокой скорости охлаждения жидкой фазы сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ на его микроструктуру и микротвердость, а также стабильность последних при комнатной температуре.

Сплав $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ получен сплавлением компонентов, чистота которых составляет не менее 99,999 %, в кварцевой ампуле. Затем капля его расплава инжестировалась на внутреннюю полированную поверхность быстровращающегося медного цилиндра. При затвердевании получалась фольга длиной до 15 см и шириной до 10 мм. В эксперименте использовалась фольга толщиной 40–80 мкм. Поверхность фольги *A*, контактирующая с кристаллизатором, имеет зеркальный вид, а противоположная поверхность *B* содержит неровности. Средняя скорость охлаждения жидкой фазы, как показал расчет [13], достигает $\approx 10^5$ K/c. Изучение микроструктуры проводилось на поперечных сечениях фольги с использованием растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгеноспектрального микроанализов. Относительная погрешность определения объемной доли фаз и удельной поверхности межфазных границ составила 7 и 9 % соответственно. Измерения микротвердости выполнены на приборе ПМТ-3 (Россия) (относительная погрешность – 4 %).

Химический состав фольги сплава определен рентгеноспектральным микроанализом. Значения концентраций компонентов в слоях фольги, прилегающих к поверхностям *A* и *B*, приведены в табл. 1. В дальнейшем состав сплава будет обозначаться $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$. Значения концентраций каждого компонента в обоих слоях фольги совпадают, что свидетельствует об отсутствии отеснения компонентов от поверхности *A* к поверхности *B* при перемещении фронта кристаллизации.

Таблица 1

Концентрация компонентов в слоях фольги,
прилегающих к поверхностям *A* и *B*

Table 1

Concentration of components
in the foil layers adjacent to surfaces *A* and *B*

Компонент	Концентрация в слое фольги, мас. %	
	<i>A</i>	<i>B</i>
Висмут	51,4	51,1
Индий	23,0	23,4
Олово	25,6	25,5

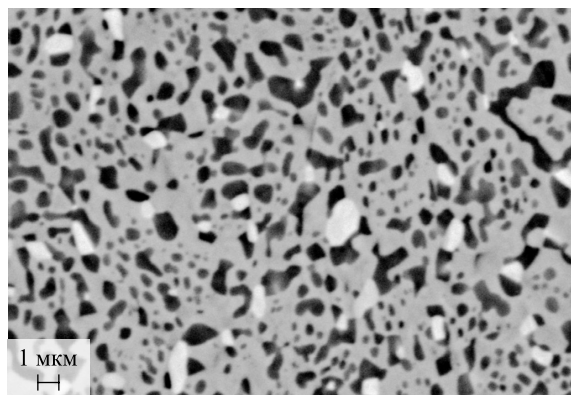


Рис. 1. Изображение микроструктуры быстрозатвердевшего сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$

Fig. 1. Microstructure of rapidly solidified $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ alloy

На дифрактограмме быстрозатвердевшего сплава наблюдаются дифракционные линии висмута ($10\bar{1}2$, $10\bar{1}4$, $11\bar{2}0$ и др.), олова (200 , 101 , 220 и др.) и ϵ -фазы (111 , 200 , 102 и др.). Дифракционных линий γ -фазы не обнаружено. Таким образом, быстрозатвердевший сплав $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ состоит из трех фаз: твердых растворов висмута, олова (далее – висмут и олово) и промежуточной ϵ -фазы (InBi).

Изображение микроструктуры быстрозатвердевшей фольги сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ приведено на рис. 1. Наблюдаются сечения выделений фаз: белые, черные и серые. Распределение интенсивностей линий M_α висмута, L_α индия и олова при сканировании электронного пучка вдоль линии по поверхности фольги приведено на рис. 2. Сопоставление с изображением фольги позволяет утверждать, что белые сечения соответствуют висмуту, черные – олову, а серые – промежуточной

ϵ -фазе (см. рис. 1). Следует отметить, что дисперсные выделения олова и висмута в быстрозатвердевшем сплаве распределены макроскопически однородно, что имеет практическое значение при изготовлении припоев, элементов электронной техники и др. Массивные образцы исследуемого сплава, а также других сплавов, близких к нему по составу [14], имеют неоднородную структуру, содержащую дендритные и скелетообразные выделения.

Параметры микроструктуры быстрозатвердевшего сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$, определенные методом случайных секущих, приведены в табл. 2. Выделение малой доли висмута обусловлено участием основного его количества в образовании ϵ -фазы, которая занимает наибольший объем. Значения удельных поверхностей межфазных границ $\text{Sn} - \text{InBi}$ и $\text{Bi} - \text{InBi}$ отличаются друг от друга в 20 раз. Распределение хорд случайных секущих, находящихся на сечениях висмута, олова и ϵ -фазы, представлено на рис. 3. Максимальные доли хорд висмута и олова приходятся на размерную группу 0,25–0,45 мкм. Доля хорд

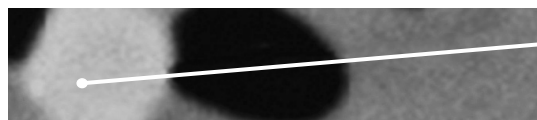
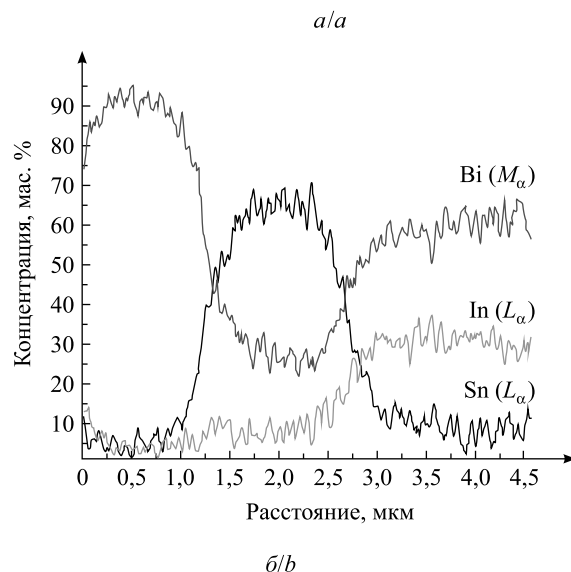


Рис. 2. Распределение интенсивностей линий M_α висмута, L_α индия и олова (а) при сканировании электронного пучка вдоль линии по поверхности фольги (б)

Fig. 2. Distribution of M_α line intensities for bismuth, L_α indium, and tin (a) obtained by scanning the electron beam along this line at the foil surface (b)

случайных секущих, располагающихся на выделениях сечений ϵ -фазы, монотонно уменьшается с ростом номера размерной группы. Средние значения хорд, расположенных на выделениях висмута, олова и ϵ -фазы, равны 0,48; 0,50 и 0,59 мкм соответственно.

Таблица 2

Параметры микроструктуры быстрозатвердевшего сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$

Table 2

Parameters of the microstructure of the rapidly solidified $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ alloy

Фазы	Объемная доля фаз, %	Среднее значение хорд, мкм	Межфазные границы	Удельная поверхность, мкм^{-1}
Висмут	4	0,48	Bi – Sn	0,18
Олово	42	0,50	Bi – InBi	0,13
ϵ -фаза	54	0,59	Sn – InBi	2,9

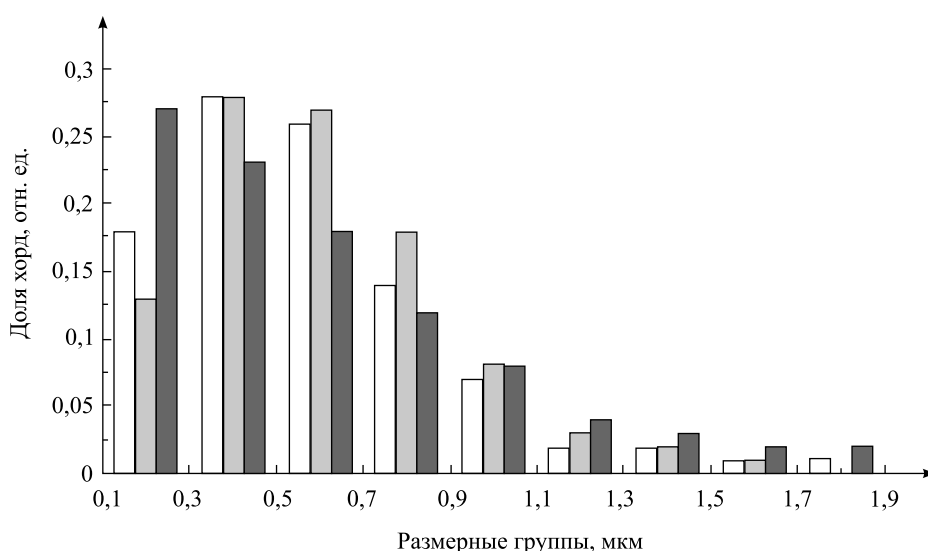


Рис. 3. Распределение средних размеров хорд для сечений висмута, олова и ϵ -фазы по размерным группам:
□ Bi; □ Sn; ■ ϵ -фаза

Fig. 3. Distribution of the mean chord sizes for the bismuth, tin, and ϵ -phase sections:
□ Bi; □ Sn; ■ ϵ -phase

В фольге сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ наблюдается микрокристаллическая структура. Фаза висмута имеет ромбоэдрическую кристаллическую решетку, а фазы олова и соединения InBi – тетрагональные. Их свойства являются анизотропными. Поэтому физические свойства текстурированного сплава в значительной степени зависят от ориентации зерен. В связи с этим проведены исследования текстуры фаз, содержащихся в сплаве, с помощью обратных полюсных фигур [15]. Полюсные плотности дифракционных линий рассчитывались методом Харриса. Значения полюсных плотностей дифракционных линий висмута, олова и соединения InBi приведены в табл. 3. Текстура исследовалась в слое A фольги, контактирующем с поверхностью кристаллизатора.

Впервые установлено, что в быстрозатвердевшей фольге сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ у всех фаз есть текстура. Максимальные значения полюсных плотностей имеют дифракционные линии $10\bar{1}2$ и 0009 висмута, 200 – олова, 102 и 202 – ϵ -фазы. В висмуте образуется двойная текстура $(0001) + (10\bar{1}2)$. На данные ориентировки приходится ~0,6 его объема. В олове формируется текстура (100), на которую приходится ~0,8 объема фазы. Двойная текстура $(102) + (101)$ образуется в соединении InBi. Формирование наблюдаемых текстур обусловлено преимущественным ростом зерен, ориентированных указанными плоскостями, характеризующимися высокой плотностью атомов, перпендикулярно направлению теплоотвода. Аналогичные текстуры наблюдались ранее в фольге чистых компонентов [16; 17], они отличаются от текстуры массивных образцов [15]. Выдержка фольги при комнатной температуре в течение 5 сут и отжиг их в течение 1,5 ч при температуре 70 °C сохраняют текстуры фаз.

Таблица 3

Полюсные плотности дифракционных линий фаз в фольге сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$
в исходном состоянии и после отжига при 70 °C в течение 1,5 ч

Table 3

Pole densities of the diffraction lines of the phases in the alloy $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$
in the initial state and after annealing at 70 °C in during 1,5 h

Висмут			Олово			ε-фаза		
Дифракционные линии	Исходное состояние	Отжиг	Дифракционные линии	Исходное состояние	Отжиг	Дифракционные линии	Исходное состояние	Отжиг
$10\bar{1}\bar{2}$	2,0	1,8	200	4,6	4,1	111	1,1	1,0
$10\bar{1}4$	0,3	0,1	101	0,4	0,5	200	0,8	0,8
$11\bar{2}0$	0,4	0,4	220	0,4	0,4	002	0,6	0,6
$20\bar{2}0$	0,4	0,2	211	0,2	0,2	102	2,0	2,0
$20\bar{2}2$	0,3	0,2	301	0,2	0,4	211	0,7	0,9
$12\bar{3}0$	0,3	0,4	112	0,2	0,4	112	0,8	0,7
$12\bar{3}2$	1,1	1,1	—	—	—	220	0,5	0,7
0009	3,2	3,8	—	—	—	202	3,2	3,0
—	—	—	—	—	—	212	0,1	0,1

Микротвердость ($H\mu$) быстрозатвердевшей фольги сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$, равная 20 МПа после их получения, меньше микротвердости (110 МПа) массивного образца, полученного при охлаждении расплава с малой скоростью, и меньше микротвердости основных компонентов висмута и олова. Выдержка фольги при комнатной температуре приводит к монотонному повышению микротвердости (рис. 4). Старение фольги в течение 50 ч изменяет $H\mu$ в три раза. Такие особенности поведения микротвердости объясняются формированием в фольге дисперсной структуры при сильнонеравновесных условиях кристаллизации. В этом случае границы зерен и фаз крайне несовершенны и являются разупрочненными зонами [18; 19]. Пластическая деформация таких сплавов при температурах выше $0,5T_m$ (T_m – температура плавления сплава в шкале Кельвина) обусловлена не только скольжением дислокаций внутри зерен, но и значительным зернограницным проскальзыванием [20], что и приводит к понижению их прочностных и повышению пластических характеристик. По этой причине микротвердость быстрозатвердевших фольг значительно меньше микротвердости массивного сплава.

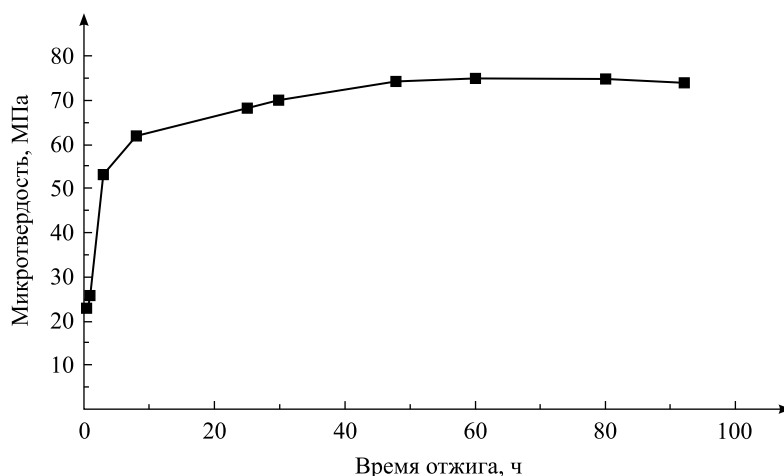


Рис. 4. Зависимость микротвердости фольги от времени отжига

Fig. 4. The foil microhardness as a function of annealing time

При комнатной температуре в легкоплавких сплавах активно протекают диффузионные процессы, стабилизирующие структуру зеренных и межфазных границ. Известно [12; 19; 21], что выдержка быстрозатвердевшей фольги легкоплавких сплавов при комнатной температуре приводит к миграции границ зерен и межфазных границ, вызывая укрупнение выделений фаз и зерен. Совершенствование границ зерен и межфазных границ, а также укрупнение структуры обуславливают уменьшение зерно-границного проскальзывания, вызывая тем самым увеличение микротвердости быстрозатвердевшего сплава в процессе старения. Низкое значение микротвердости после изготовления быстрозатвердевшей фольги сплава $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ может быть использовано при изготовлении изделий [21], прочность которых будет возрастать с течением времени выдержки при комнатной температуре.

Таким образом, быстрозатвердевший сплав $\text{Bi}_{51}\text{Sn}_{26}\text{In}_{23}$ состоит из дисперсных выделений олова и висмута, макроскопически однородно распределенных в соединении InBi . Фольга имеет микрокристаллическую структуру, а также текстуру: висмута – $(10\bar{1}\bar{2}) + (0001)$, олова – (100) и ϵ -фазы – $(102) + (101)$, которые сохраняются при отжиге. Формирование дисперсной структуры в быстрозатвердевшей фольге приводит к уменьшению микротвердости в пять раз. Изменение структуры фольги в процессе старения при комнатной температуре вызывает увеличение микротвердости в три раза.

Библиографические ссылки

1. Гусакова С. В., Шепелевич В. Г. Быстрозатвердевшие сплавы олова. Минск, 2012.
2. Пивненко В. Актуальность перехода к сплавам, используемым в бессвинцовых процессах // Радиокomпоненты. 2006. № 3 (9). С. 8–35.
3. Ochoa F., Williams J. J., Chawla N. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical behavior of Sn – 3,5 Ag Solder // JOM. 2003. Vol. 55, № 6. P. 56–60.
4. Hui-Wei Miao, Jenq-Gong Duh, Bi-Shiou Chiou. Thermal cycling test in Sn – Bi and Sn – Bi – Cu solder joints // J. mater. sci.: mater. electron. 2000. Vol. 11, issue 8. P. 609–618.
5. Васильев В. А., Митин Б. С., Паиков И. И. и др. Высокоскоростное затвердевание расплавов (теория, технология и материалы) / под ред. Б. С. Митина. М., 1998.
6. Паиков И. Н., Пикунов М. В., Таволжанский С. А. и др. Разработка процессов получения и применения сплавов припоев в дисперсионном состоянии с микрокристаллической или аморфной структурой // Металлург. 2010. № 6. С. 43–45.
7. Лозенко В. В., Шепелевич В. Г. Зеренная и субзеренная структура быстрозатвердевших фольг индия его бинарных сплавов с Cd, Sn и Sb // Неорган. материалы. 2007. Т. 43, № 1. С. 22–28.
8. Гусакова О. В., Шепелевич В. Г. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов Sn – Bi // Изв. Рос. акад. наук. Сер. физ. 2008. Т. 72, № 11. С. 1588–1590.
9. Сивцова П. А., Шепелевич В. Г. Исследование быстрозатвердевшей фольги сплава системы Al – Cr – Fe // Металловедение и терм. обраб. металлов. 2007. № 6. С. 8–11.
10. Шепелевич В. Г., Гусакова О. В. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг системы Sn – Zn // Неорган. материалы. 2008. Т. 44, № 5. С. 560–564.
11. Гусакова О. В., Шепелевич В. Г. Распад пересыщенного твердого раствора в тонких фольгах сплавов системы Sn – Bi // Физика металлов и металловедение. 2009. Т. 108, № 3. С. 306–312.
12. Шепелевич В. Г., Гусакова О. В., Щербаченко Л. П. Структура и свойства быстрозатвердевшей фольги сплава Sn – 58 мас. % Bi // Неорган. материалы. 2013. Т. 49, № 7. С. 709–713.
13. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния. М., 1982.
14. Sengupta S., Srida H., McLean A. Microstructure and properties of bismuth-indium-tin eutectic alloy // J. mater. sci. 2002. Vol. 37, issue 9. P. 1747–1758.
15. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. М., 1969.
16. Шепелевич В. Г. Текстура быстрозатвердевших фольг висмута, сурьмы и их сплавов // Кристаллография. 1991. Т. 36, № 1. С. 238–239.
17. Гусакова О. В., Шепелевич В. Г. Зеренная структура и текстура быстрозатвердевших фольг олова, полученных при различных режимах сверхбыстрого охлаждения // Материалы, технологии, инструменты. 2010. Т. 15, № 2. С. 54–57.
18. Золотухин И. В., Бермин Ю. В. Стабильность и процессы релаксации в металлических стеклах. М., 1991.
19. Бокштейн Б. С., Капецкий Ч. В., Швиндерман Л. С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. М., 1986.
20. Гусакова О. В., Шепелевич В. Г., Гусакова С. В. Стабильность микроструктуры быстрозатвердевших фольг эвтектики Sn – Pb // Быстрозатвердевшие материалы и покрытия : материалы XIII Междунар. науч.-техн. конф. (Москва, 25–26 нояб. 2014 г.). М., 2014. С. 14–18.
21. Грабский М. В. Структурная сверхпластичность металлов. М., 1975.

References

1. Gusakova S. V., Shepelevich V. G. Bystrozatverdevshie splavy olova. Minsk, 2012 (in Russ.).
2. Pivnenko V. [Actuality of transition to alloys, using in lead-free solder]. *Radiokomponenty*. 2006. No. 3 (9). P. 8–35 (in Russ.).
3. Ochoa F., Williams J. J., Chawla N. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical behavior of Sn – 3.5 Ag Solder. *JOM*. 2003. Vol. 55, No. 6. P. 56–60. DOI: 10.1007/s11837-003-0142-7.
4. Hui-Wei Miao, Jenq-Gong Duh, Bi-Shiou Chiou. Thermal cycling test in Sn – Bi and Sn – Bi – Cu solder joints. *J. mater. sci.: mater. electron*. 2000. Vol. 11, issue 8. P. 609–618. DOI: 10.1023/A:1008928729212.

5. Vasil'ev V. A., Mitin B. S., Pashkov I. I., et al. *Vysokoskorostnoe zatverdevanie rasplavov (teoriya, tekhnologiya i materialy)*. Moscow, 1998 (in Russ.).
6. Pashkov I. N., Pikunov M. V., Tavalzhansky S. A., et al. Development of production and use of solder alloys with microcrystalline or amorphous structure. *Metallurg*. 2010. No. 6. P. 43–45 (in Russ.).
7. Lozenko V. V., Shepelevich V. G. Grain and subgrain structure of rapidly solidified Zn, Zn – Cd, Zn – Sn, and Zn – Sb foils. *Neorg. materialy [Inorg. Mater.]*. 2007. Vol. 43, No. 1. P. 22–28 (in Russ.).
8. Gusakova O. V., Shepelevich V. G. Structure and properties of high hardened folgs of Sn – Bi alloys. *Izv. Ross. akad. nauk. Ser. fiz.* 2008. Vol. 72, No. 11. P. 1588–1590 (in Russ.).
9. Sivtsova P. A., Shepelevich V. G. Study of the rapidly solidified Al – Cr – Fe foil. *Metalloved. term. obrab. met.* 2007. No. 6. P. 8–11 (in Russ.).
10. Shepelevich V. G., Gusakova O. V. Structure and properties of rapidly solidified Sn – Zn foils. *Neorg. materialy [Inorg. Mater.]*. 2008. Vol. 44, No. 5. P. 560–564 (in Russ.).
11. Gusakova O. V., Shepelevich V. G. Decomposition of a supersaturated solid solution in thin foils of Sn – Bi alloys. *Fiz. met. metalloved. [Phys. met. metallogr.]*. 2009. Vol. 108, No. 3. P. 306–312 (in Russ.).
12. Shepelevich V. G., Gusakova O. V., Shcherbachenko L. P. Structure and properties of rapidly solidified Sn – 58 wt % Bi foils. *Neorg. materialy [Inorg. Mater.]*. 2013. Vol. 49, No. 7. P. 709–713 (in Russ.).
13. Miroshnichenko I. S. *Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya*. Moscow, 1982 (in Russ.).
14. Sengupta S., Sjda H., McLean A. Microstructure and properties of bismuth-indium-tin eutectic alloy. *J. mater. sci.* 2002. Vol. 37, issue 9. P. 1747–1758. DOI: 10.1023/A:1014969000741.
15. Vasserman G., Greven I. *Tekstury metallicheskih materialov*. Moscow, 1969 (in Russ.).
16. Shepelevich V. G. [Texture of rapidly solidified foils of bismuth, antimony and its alloys]. *Kristallografiya*. 1991. Vol. 36, No. 1. P. 238–239 (in Russ.).
17. Gusakova O. V., Shepelevich V. G. [Grain structure and texture of rapidly solidified tin foils, obtained under difference regimes of cooling]. *Mater., technol., instrum.* 2010. Vol. 15, No. 2. P. 54–57 (in Russ.).
18. Zolotukhin I. V., Bermin Y. V. *Stabil'nost' i protsessy relaksatsii v metallicheskih steklakh*. Moscow, 1991 (in Russ.).
19. Bokshtein B. S., Kapetskii Ch. V., Shvinderman L. S. *Termodinamika i kinetika granits zeren v metallakh*. Moscow, 1986 (in Russ.).
20. Gusakova O. V., Shepelevich V. G., Gusakova S. V. *Stabil'nost' mikrostruktury bystrozatverdevshikh fol'g evtektiki Sn – Pb. Bystrozatverdevshie materialy i pokrytiya : materialy XIII Mezhdunar. nauchn.-tekhnicheskoi konf. (Moscow, 25–26 Novemb., 2014)*. Moscow, 2014. P. 14–18 (in Russ.).
21. Grabskii M. V. *Strukturnaya sverkhplastichnost' metallov*. Moscow, 1975 (in Russ.).

Статья поступила в редколлегию 09.11.2016.
Received by editorial board 09.11.2016.