

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

УДК 669.872:539.216:539.4.015

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-3-290-296>

Поступила в редакцию 03.05.2018

Received 03.05.2018

В. Г. Шепелевич¹, О. В. Гусакова², С. В. Гусакова¹¹Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь²Международный государственный экологический институт имени А. Д. Сахарова
Белорусского государственного университета, Минск, Беларусь**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА
In–Sn, ПОЛУЧЕННОГО ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ**

Аннотация. Исследования направлены на получение перспективных для бессвинцовой пайки легкоплавких сплавов в виде фольги с однородным распределением дисперсных составляющих. Представлены результаты изучения структуры и свойства сплава In – 42 ат.% Sn, полученного методом сверхбыстрой закалки из расплава при скорости охлаждения расплава порядка 10^5 К/с. Рентгеноструктурные исследования показали, что быстротвердевшая фольга состоит из соединения InSn_4 (γ -фаза) и соединения In_3Sn (β -фаза), что соответствует равновесной диаграмме состояния. По экспериментальным данным, полученным методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ), определены параметры фаз с использованием метода случайных секущих: объемная доля фаз, средняя длина хорд случайных секущих на выделениях каждой из фаз, удельная поверхность межфазной границы. Микроструктура и распределение компонент изучались с помощью растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа. Вид микроструктуры существенно различается для стороны, прилегающей к кристаллизатору, и свободно затвердевающей. Методом ДОЭ установлено, что сплав In – 42 ат.% Sn, полученный высокоскоростной кристаллизацией, состоит из основной β -фазы и дисперсной γ -фазы, имеющих микрокристаллическую структуру с размером зерен, не превышающим 2 мкм. Методом обратных полюсных фигур изучена текстура обеих фаз, составляющих полученные поликристаллические сплавы. Проведены исследования механических свойств как сразу после изготовления фольги, так и после старения и отжига. Показано, что увеличение микротвердости сплава при старении и отжиге обусловлено изменением параметров зеренной структуры.

Ключевые слова: высокоскоростное затвердевание, индий, олово, фольга, фаза, зерно, текстура, межфазная граница, микротвердость

Для цитирования. Шепелевич, В. Г. Фазовый состав, микроструктура и микротвердость сплава In–Sn, полученного высокоскоростной кристаллизацией / В. Г. Шепелевич, О. В. Гусакова, С. В. Гусакова // Вес. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – Т. 63, № 3. – С. 290–296. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-3-290-296>

V. G. Shepelevich¹, O. V. Gusakova², S. V. Husakova¹¹Belarusian State University, Minsk, Belarus²International Sakharov Environmental Institute of the Belarusian State University, Minsk, Belarus**PHASE COMPOSITION, MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF ALLOY In–Sn,
OBTAINED BY RAPID CRYSTALLIZATION**

Abstract. The results of studying of the structure and properties of the In – 42 at.% Sn alloy in the form of foil obtained by the method of rapid solidification with a cooling rate of the melt of at least 10^5 K/s are presented. X-ray diffraction analysis showed that the phase composition of the alloy corresponds to the equilibrium state diagram. Foils consist of an InSn_4 compound (γ -phase) and an In_3Sn compound (β -phase). The grain structure of foil was studied by electron backscatter diffraction technique. It is established that the foil have a microcrystalline structure. The parameters of the microstructure are determined by the method of random linear secants: the volume fraction of the phases, average chord length of the random linear secant on the inclusions of each phase, the specific surface of the interface. Microstructure and distribution of components was also studied for both foil surfaces. The texture of both phases of the polycrystalline foils was studied by the method of inverse pole figures. It is established that the initial foils of the investigated alloy are in an unstable state. It is shown that an increase in the microhardness of the alloy during aging and annealing caused by change in the parameters of the grain structure.

Keywords: rapid solidification, indium, tin, foil, phase, grain, texture, interphase boundary, microhardness

For citation. Shepelevich V. G., Gusakova O. V., Husakova S. V. Phase composition, microstructure and microhardness of alloy In–Sn, obtained by rapid crystallization. *Vestsi Natsyyanal' nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2018, vol. 63, no. 3, pp. 290–296 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-3-290-296>

Введение. В последнее десятилетие активно ведутся научные разработки по созданию новых легкоплавких бессвинцовых сплавов, чтобы исключить вредное влияние свинца на здоровье человека и окружающую среду [1]. В качестве заменителя свинца используют такие элементы, как висмут, индий, серебро [2–4], однако они значительно дороже свинца. Понижение стоимости легкоплавких бессвинцовых сплавов может быть достигнуто благодаря применению энерго- и ресурсосберегающие технологий, к которым относится и высокоскоростное затвердевание [5, 6]. Но при сверхвысоких скоростях охлаждения формируется структура, которая существенно отличается от структуры, получаемой при использовании традиционных технологий синтеза и обработки материалов [6]. Высокоскоростное затвердевание позволяет изготавливать сплавы в виде фольги толщиной несколько десятков микрон, что расширяет область их применения, а также позволяет, например, автоматизировать процесс пайки [7]. В связи с этим получение сплавов системы индий–олово [8] в виде фольги высокоскоростным затвердеванием, исследование их фазового состава, распределение компонентов и микроструктуры имеет научное и прикладное значение.

Методика эксперимента. Сплав In – 42 ат.% Sn изготовлен сплавлением компонентов в кварцевой ампуле. Капля расплава ~ 0,1–0,2 г инжигировалась на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного цилиндра, где она растекалась тонким слоем и затвердевала в виде фольги. Толщина исследуемых образцов фольги составляла 40–70 мкм, а их длина достигала 10 см. Скорость охлаждения расплава, согласно расчетам [6], не менее 10^5 К/с.

Микроструктура быстрозатвердевших сплавов исследована с помощью растрового микроскопа LEO 1455 VP, оснащенного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром Aztec Energy Advanced X-Max 80, и дифракционной приставки фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel 5. Изучение зеренной структуры фольги методом дифракции отраженных электронов проводилось для исходных образцов, а также образцов, подвергнутых изотермическому отжигу при 80 °С в течение 30 мин, 3 и 6 ч. Определение параметров микроструктуры осуществлялось методом случайных секущих [8] с относительной погрешностью 8 %. Рентгеноструктурный анализ выполнен на дифрактометре ДРОН-3 в медном излучении. Текстура фольги исследована с помощью «обратных» полюсных фигур. Полюсные плотности ρ дифракционных линий рассчитаны по методу Харриса [9]. Микротвердость сплавов в виде фольги измерена на приборе ПМТ-3 с относительной погрешностью 4 %.

Результаты исследования и их обсуждение. На дифрактограмме быстрозатвердевшей фольги сплава In – 42 ат.% Sn наблюдаются дифракционные линии β -фазы (In_3Sn) (101, 110, 002, 200 и др.) и γ -фазы (InSn_4) (0001, $10\bar{1}0$, $10\bar{1}1$, $11\bar{2}0$ и др.) [11]. Дифракционных линий, не относящихся к этим фазам, не обнаружено. Фаза In_3Sn (β -фаза) имеет тетрагональную решетку с параметрами элементарной ячейки $a = 0,489$ нм, $c = 0,440$ нм, а параметры элементарной ячейки гексагональной InSn_4 (γ -фазы) имеют значения $a = 0,322$ нм, $c = 0,300$ нм.

На рис. 1, *a* представлена морфология поверхности фольги (*A*), прилегающей к кристаллизатору, на рис. 1, *b* – морфология свободно затвердевающей поверхности (*B*). Поверхность *A* фольги, контактирующая с кристаллизатором, имеет зеркальный вид и содержит раковины микронных размеров. На противоположной поверхности фольги *B* наблюдаются выступы и впадины, образующиеся в результате формирования кристаллитов на завершающей стадии затвердевания.

Распределение индия и олова, полученное при сканировании электронного пучка вдоль линии $L-L^1$ по поверхности *A* фольги сплава In – 42 ат.% Sn, показано на рис. 1, *c*. Областям, обогащенным индием, соответствует β -фаза, обогащенным оловом – γ -фаза.

Вид зеренной структуры β - и γ -фаз фольги сплава In – 42 ат.% Sn приведен на рис. 2. Изображение получено методом дифракции обратно отраженных электронов при сканировании электронного луча по участку поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору. На рисунке жирными черными линиями выделены высокоугловые границы (угол разориентации > 10 град), тонкими черными линиями – малоугловые границы с углом разориентации от 2 до 10 град.

Определение параметров микроструктуры: объемной доли фаз V , средней длины хорд случайных секущих на выделениях каждой из фаз d , удельной поверхности межфазной границы S , проведено с помощью метода случайных секущих. В табл. 1 представлены их значения.

Объемная доля β -фазы в три раза превышает объемную долю γ -фазы, что соответствует диаграмме состояния. Удельная поверхность межфазной границы β и γ фаз равна $S_{\text{мфг}} = 0,50$ мкм⁻¹.

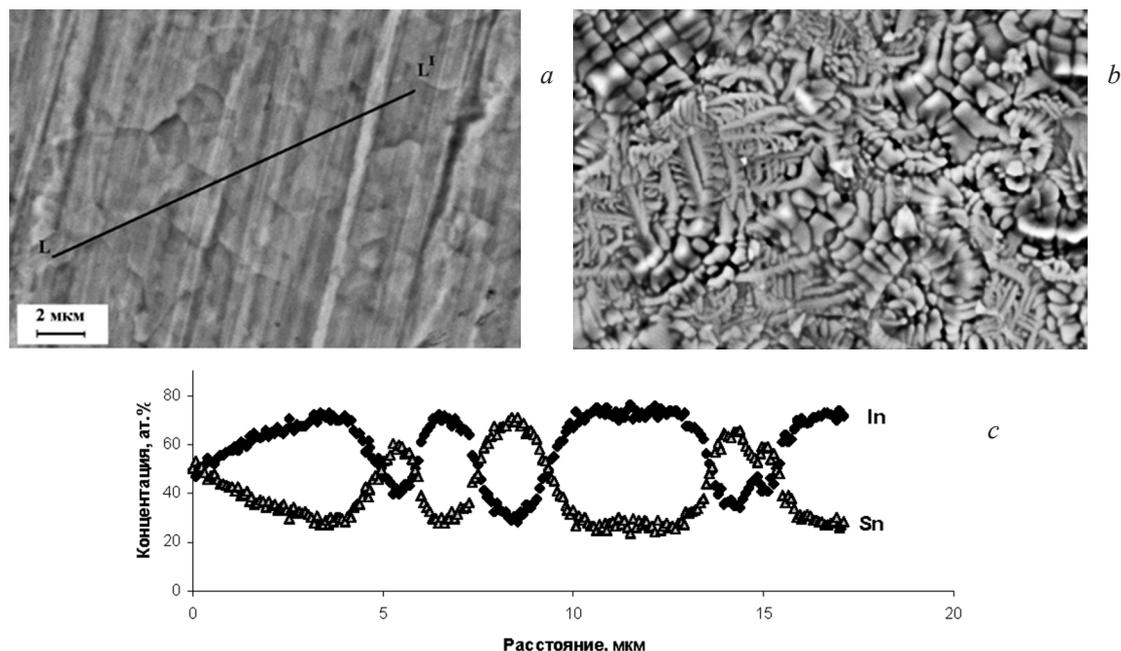


Рис. 1. Изображение поверхностей A (a) и B (b) быстро затвердевшей фольги и распределение компонентов фольги сплава In – 42 ат.% Sn вдоль линии сканирования $L-L^1$ (c)

Fig. 1. The image of the surfaces A (a) and B (b) of rapidly solidified foil and the distribution of its components of the alloy In – 42 at.% Sn along the $L-L^1$ scanning line (c)

В ходе эксперимента нами определены параметры зеренной структуры. Средние значения длин хорд случайных секущих, расположенных на сечениях зерен обеих фаз, совпадают в пределах погрешности их измерения. Удельные поверхности высокоугловых границ зерен в β -фазе $S_{\text{выг}}^{\beta} = 0,85 \text{ мкм}^{-1}$ и γ -фазе $S_{\text{выг}}^{\gamma} = 0,014 \text{ мкм}^{-1}$. На сечениях выделений β -фазы наблюдается несколько высокоугловых границ. Из-за малых размеров сечений зерен γ -фазы на большинстве из них (80 %) не обнаружены высокоугловые границы. Поэтому $S_{\text{выг}}^{\gamma}$ значительно меньше $S_{\text{выг}}^{\beta}$. По этой же причине линейных границ зерен в γ -фазе не наблюдается, а в β -фазе их плотность равна $L^{\beta} = 0,54 \text{ мкм}^{-2}$. Общая величина высокоугловых границ в фольге сплава $S_{\text{выг}} = S_{\text{выг}}^{\beta} + S_{\text{выг}}^{\gamma} = 0,86 \text{ мкм}^{-1}$, плотности линейных границ $L = L^{\beta} + L^{\gamma} = 0,54 \text{ мкм}^{-2}$. Таким образом, сплав In – 42 ат.% Sn, полученный высокоскоростной кристаллизацией, состоит из основной β -фазы и дисперсной γ -фазы, имеющих микрокристаллическую структуру. Такая микроструктура наблюдалась ранее в быстро затвердевших эвтектических сплавах систем Bi–Cd и Sn–Cd, полученных высокоскоростным затвердеванием [11, 12].

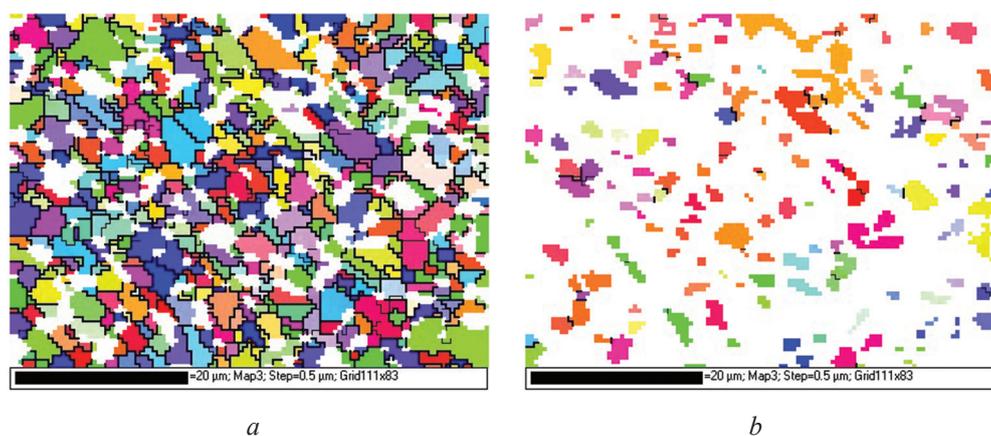


Рис. 2. Зеренные структуры β -фазы (a) и γ -фазы (b) быстро затвердевшей фольги сплава In – 42 ат.% Sn
Fig. 2. Grain structures of β -phase (a) and γ -phase (b) of rapidly-solidified foil of the alloy In – 42 at.% Sn

Таблица 1. Параметры микроструктуры быстрозатвердевшей фольги сплава In – 42 ат.% Sn

Table 1. Parameters of microstructure of rapidly solidified foil of In – 42 at.% Sn alloy

Параметр микроструктуры Parameters of microstructure	Фаза Phase	
	β	γ
Объемная доля фаз, V Volume fraction of the phases, V	0,75	0,25
Удельная поверхность межфазной границы, $S_{\text{мфг}}$, мкм ⁻¹ Specific interface surface area, S_{ifb} , μm^{-1}	0,50	
Удельная поверхность высокоугловых границ зерен, $S_{\text{выг}}$, мкм ⁻¹ Specific surface of high-angle grain boundaries, S_{hab} , μm^{-1}	0,85	0,014
Плотность линейных границ зерен, L , мкм ⁻² Density of linear grain boundaries L , μm^{-2}	0,54	0
Средняя длина хорд сечений зерен, D , мкм Mean value of the chord lengths at grain sections, D , μm	1,7	1,6

Поскольку β - и γ -фазы имеют тетрагональную и гексагональную кристаллические решетки соответственно, то они характеризуются анизотропией физических свойств. В связи с этим важно исследовать текстуру фаз в быстрозатвердевшей фольге. В табл. 2 приведены значения полюсных плотностей P дифракционных линий β - и γ -фаз, рассчитанные из дифрактограмм, которые получены с поверхностей A и B .

Таблица 2. Значения полюсных плотностей дифракционных линий β - и γ -фаз в фольге быстрозатвердевшего сплава In – 42 ат.% SnTable 2. The values of the pole densities of the diffraction lines of the β and γ phases in the foil of the rapidly solidified In – 42 at.% Sn

β -фаза β -phase			γ -фаза γ -phase		
Дифракционные линии Diffraction lines	P_A	P_B	Дифракционные линии Diffraction lines	P_A	P_B
002	0,3	0,4	$10\bar{1}1$	0,8	1,2
102	0,4	0,3	$11\bar{2}0$	0,7	0,8
200	1,6	1,9	0002	1,8	1,4
201	0,8	1,0	$11\bar{2}1$	0,5	0,8
202	1,9	1,5	$20\bar{2}0$	0,7	0,6
220	1,0	0,9	$10\bar{1}2$	2,0	1,8
–	–	–	$20\bar{2}1$	0,5	0,4

В β -фазе наибольшие значения полюсной плотности приходятся на дифракционные линии 200 и 202 в слоях, прилегающих к поверхностям A и B , то есть формируется слабовыраженная двухкомпонентная текстура (100)+(101), на которую приходится около 55 % объема данной фазы. В γ -фазе наибольшие значения полюсной плотности в слое, прилегающем к поверхности A и B , принадлежат дифракционным линиям 0002 и $10\bar{1}2$, что указывает на формирование слабовыраженной двухкомпонентной текстуры (0001) + ($10\bar{1}2$), на которую приходится около 50 % объема данной фазы. Указанные плоскости обеих фаз являются плотноупакованными, что и определяет преимущественный рост зерен, у которых соответствующие плоскости располагаются перпендикулярно направлению теплоотвода и параллельны поверхности фольги [13–15].

Исходные образцы фольги исследуемого сплава находятся в нестабильном состоянии. Исследования показали, что выдержка фольги при комнатной температуре не изменяет текстуру фаз. В процессе выдержки образцов при комнатной температуре в течение первых 4 сут микротвердость монотонно возрастает и достигает насыщения. При этом значение микротвердости сплавов в виде фольги увеличивается на 45 % и достигает значения $H_\mu = 16$ МПа (рис. 3, а). Для исследования температурной стабильности фольги проводился изохронный отжиг с выдержкой по 20 мин при

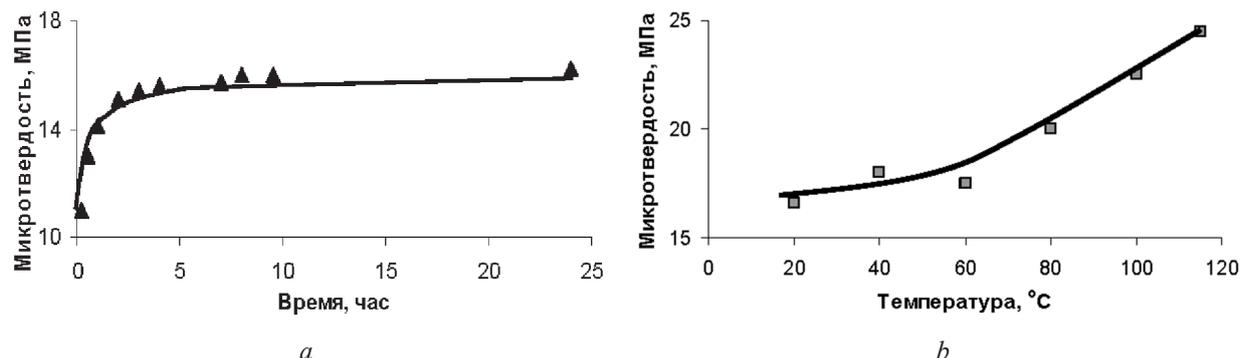


Рис. 3. Зависимость микротвердости быстрозатвердевшей фольги сплава In – 42 ат.% Sn: *a* – от времени выдержки при комнатной температуре, *b* – от температуры при изохронном отжиге в течение 20 мин
 Fig. 3. Dependence of the microhardness of the rapidly solidified foil of the alloy In – 42 at.% Sn: *a* – on time at room temperature, *b* – on temperature at isochronous annealing for 20 minutes

каждой температуре нагрева. Образцы, подвергаемые изохронному отжигу, предварительно выдерживались при комнатной температуре в течение 100 ч. Нагрев выше 115 °C приводил к увеличению микротвердости фольги на 40 % (рис. 3, *b*).

Наблюдаемые изменения микротвердости при старении и отжиге фольги можно объяснить активным протеканием процессов диффузии при комнатной температуре, поскольку такая температура составляет 0,75 температуры плавления эвтектики, равной 395 К. В этом случае границы зерен являются ослабленными зонами, что способствует проскальзыванию по границам зерен [16]. Диффузионные процессы вызывают улучшение структуры границ зерен и фаз, уменьшая тем самым зернограничное проскальзывание, что приводит к увеличению микротвердости [17, 18].

Для установления характера влияния нагрева на параметры зеренной структуры сплавов был проведен их изотермический отжиг в течение 0,5; 3,0 и 6,0 ч при температуре 80 °C, соответ-

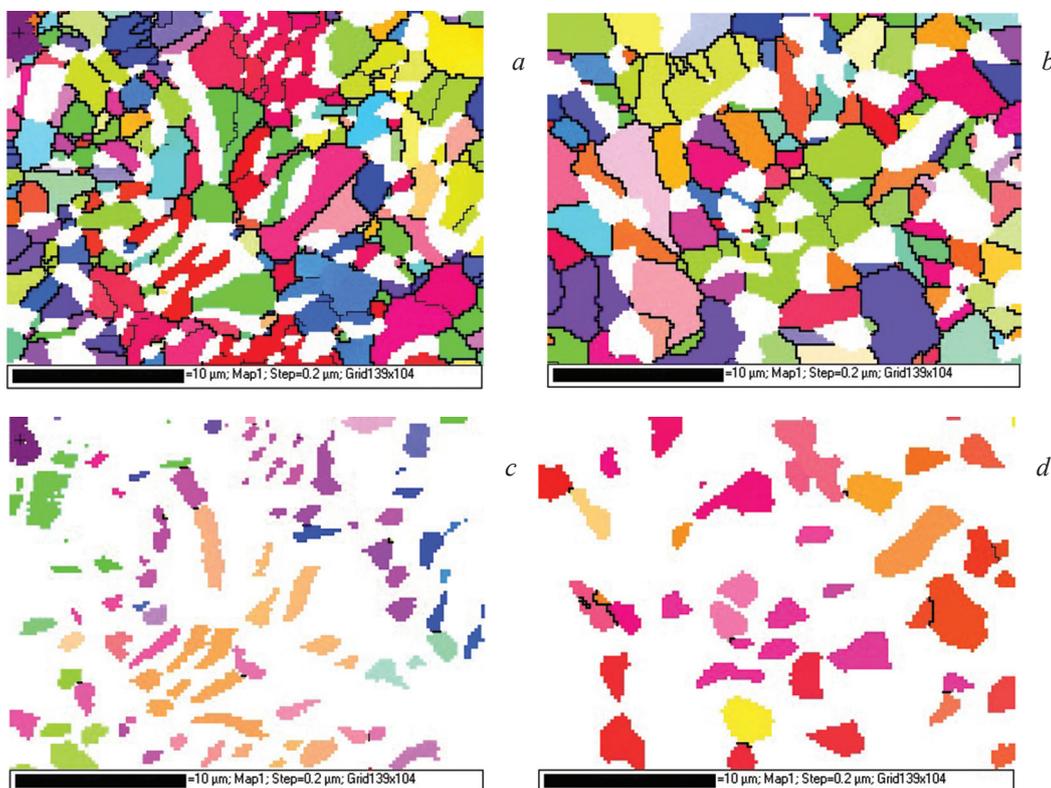


Рис. 4. Зеренная структура фольги после изотермического отжига: *a*, *b* – β -фаза; *c*, *d* – γ -фаза
 Fig. 4. The grain structure of foil after isothermal annealing: *a*, *b* – β -phase; *c*, *d* – γ -phase

ствующей началу увеличения микротвердости сплава. На рис. 4 приведены зеренные структуры β -фазы (*a, b*) и γ -фазы (*c, d*) сплава In – 42 ат.% Sn через 30 мин (*a, c*) и 6 ч (*b, d*) отжига. При отжиге в течение 6 ч средняя длина хорд случайных секущих на обеих фазах увеличивается на 15–20 %. Отмечается также, что форма зерен приближается к равноосной. Наибольшее влияние нагрев фольги до 80 °С оказал на удельную плотность малоугловых границ, значение которой уменьшилось в 5 раз.

Таким образом, увеличение микротвердости при нагреве выше 60 °С при отжиге целесообразно связать с изменением количества малоугловых границ, укрупнением зеренной структуры, что приводит к уменьшению вклада зернограницного проскальзывания в общую деформацию.

Заключение. В результате проведения экспериментальных исследований быстрозатвердевших образцов сплава In – 42 ат.% Sn в виде фольги было определено, что они состоят из зерен β -фазы и γ -фазы. Средний размер зерен фаз составляет 1,3 мкм. Фольга имеет микрокристаллическую зеренную структуру. В ней образуются слабовыраженные двухкомпонентные текстуры (100)+(101) β -фазы и (0001) + (10 $\bar{1}$ 2) γ -фазы. Микротвердость сплавов монотонно возрастает при увеличении времени выдержки при комнатной температуре до наступления стабилизации в течение 4 сут. Исследуемый быстрозатвердевший сплав может быть использован в качестве экологического чистого легкоплавкого припоя в виде фольги толщиной в несколько десятков микрон.

Список использованных источников

1. Yeh, C. H. The Grain Boundary Wetting in the Sn – 25 at% In Alloys / C. H. Yeh, L. S. Chang, B. Straumal // *Defect and Diffusion Forum.* – 2006. – Vol. 258–260. – P. 491–496. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.258-260.491>
2. Андрущенко, М. Бессвинцовая пайка. Альтернативные сплавы / М. Андрущенко // *Электроника: Наука, технология, бизнес.* – 2004. – № 5. – С. 47–49.
3. Yeh, C.-H. Wetting Transition of Grain Boundaries in Tin-Rich Indium-Based Alloys and Its Influence on Electrical Properties / Chien-Hsuan Yeh, Li-Shin Chang, B. Straumal // *Materials Transactions.* – 2010. – Vol. 51, № 9. – P. 1677–1682. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2010159>
4. Phase structure and texture of electrodeposited InSn alloys on copper Substrate / P. Ozga [et al.] // *Archives of Metallurgy and Materials.* – 2008. – Vol. 53, iss. 1. – P. 307–315.
5. Высокоскоростное затвердевание расплавов: (Теория, технология и материалы) / В. А. Васильев [и др.]; под общ. ред. Б. С. Митина. – М.: СП Интермет инжиниринг, 1998. – 400 с.
6. Шепелевич, В. Г. Быстрозатвердевшие легкоплавкие сплавы / В. Г. Шепелевич. – Минск: БГУ, 2015. – 192 с.
7. Разработка процессов получения и применения сплавов припоев в дисперсионном состоянии с микрокристаллической или аморфной структурой / И. Н. Пашков [и др.] // *Металлург.* – 2010. – № 6. – С. 43–45.
8. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.
9. Русаков, А. А. Рентгенография металлов / А. А. Русаков. – М.: Атомиздат, 1977. – 488 с.
10. Миркин, Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Л. И. Миркин; под ред. Я. С. Уманского. – М.: ГИФМЛ, 1961. – 863 с.
11. Шепелевич, В. Г. Структура, свойства и стабильность быстрозатвердевшей эвтектики Bi – 40 мас.% Cd / В. Г. Шепелевич // *Материаловедение.* – 2013. – № 10. – С. 26–30.
12. Шепелевич, В. Г. Фазовый состав и зеренная структура быстрозатвердевшего эвтектического сплава Sn – 32 мас.% Cd / В. Г. Шепелевич // *Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов: межвуз. сб. научн. тр. / под общ. ред. В. М. Самсона, Н. Ю. Сдобнякова.* – Тверь: Твер. гос. ун-т, 2013. – Вып. 5. – С. 370–375.
13. Shepelevich, V. G. The microstructure and microhardness of rapidly solidified foils of eutectic alloy In – 47 at.% Sn / V. G. Shepelevich, L. P. Scherbachenko // *British Journal of Science. Education and Culture.* – 2015. – Vol. 111, № 1(7). – P. 863–869.
14. Ван Цзинцзе. Структура и микротвердость быстрозатвердевшей фольги γ -фазы системы In–Sn / Ван Цзинцзе, В. Г. Шепелевич // *Вестн. Белорус. гос. ун-та. Сер. 1. Физика. Математика. Информатика.* – 2011. – № 1. – С. 22–24.
15. Ван Цзинцзе. Структура быстрозатвердевшей β -фазы системы In–Sn / Ван Цзинцзе, В. Г. Шепелевич // *Вестн. Белорус. гос. ун-та. Сер. 1. Физика. Математика. Информатика.* – 2010. – № 3. – С. 27–29.
16. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. – М.: Металлургия, 1975. – 408 с.
17. Бокштейн, Б. С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах / Б. С. Бокштейн, Ч. В. Капецкий, Л. С. Швиндерман. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
18. Грабский, М. В. Структурная сверхпластичность металлов / М. В. Грабский. – М.: Металлургия, 1975. – 272 с.

References

1. Yeh C.-H., Chang L.-S., Straumal B. The Grain Boundary Wetting in the Sn – 25 at% In Alloys. *Defect and Diffusion Forum*, 2006, vol. 258–260, pp. 491–496. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.258-260.491>

2. Andryushchenko M. Lead-free soldering. Alternative alloys. *Elektronika: Nauka, tekhnologia, biznes = Electronics: Science, Technology, Business*, 2004, no. 5, pp. 47–49 (in Russian).
3. Yeh Chien-Hsuan, Chang Li-Shin, Straumal B. Wetting Transition of Grain Boundaries in Tin-Rich Indium-Based Alloys and Its Influence on Electrical Properties. *Materials Transactions*, 2010, vol. 51, no. 9, pp. 1677–1682. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2010159>
4. Ozga P., Świątec Z., Michalec M., Onderka B., Bonarski J. Phase structure and texture of electrodeposited InSn alloys on copper substrate. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2008, vol. 53, iss. 1, pp. 307–315.
5. Vasil'yev V. A., Mitin B. S., Pashkov I. N., Serov M. M., Skuridin A. A., Lukin A. A., Yakovlev V. B. *Rapid solidification of melts: theory, technology and materials*. Moscow, SP Intermet Inzhiniring Publ., 1998. 400 p. (in Russian).
6. Shepelevich V. G. *Rapidly-solidified low-melting alloys*. Minsk, Belarusian State University, 2015. 192 p. (in Russian).
7. Pashkov I. N., Pikunov M. V., Tavalzhanskiy S. A., Pashkov A. I. Development of the processes of obtaining and using alloy solders in the dispersion state with a microcrystalline or amorphous structure. *Metallurg = Metallurgist*, 2010, no. 6, pp. 43–45 (in Russian).
8. Saltykov S. A. *Stereometric metallography*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 272 p. (in Russian).
9. Rusakov A. A. *Radiography of metals*. Moscow, Atomizdat Publ., 1977. 488 p. (in Russian).
10. Mirkin L. I. Umanskiy Ya. S. (ed.). *Handbook of X-ray diffraction analysis of polycrystals*. Moscow, State Publishing House of Physical and Mathematical Literature, 1961. 863 p. (in Russian).
11. Shepelevich V. G. Structure, properties and stability of the rapidly solidified eutectic Bi – 40 wt.% Cd. *Materialovedeniye*, 2013, no. 10, pp. 26–30 (in Russian).
12. Shepelevich V. G. Phase composition and grain structure of the rapidly solidified eutectic alloy Sn – 32 wt.% Cd. *Fiziko-khimicheskiye aspekty izucheniya klasterov, nanostruktur i nanomaterialov: mezhvuz. sb. nauch. tr.* [Physico-chemical aspects of the study of clusters, nanostructures and nanomaterials: interuniversity collection of scientific papers]. Tver, Tver State University, 2013, issue 5, pp. 370–375 (in Russian).
13. Shepelevich V. G., Scherbachenko L. P. The microstructure and microhardness of rapidly solidified foils of eutectic alloy In – 47 at.% Sn. *British Journal of Science. Education and Culture*, 2015, vol. 111, no. 1(7), pp. 863–869.
14. Van Tszintsze, Shepelevich V.G. Structure and microhardness of the fast-solidified foil of the γ -phase of the In–Sn system. *Vestnik Belorusskogo gosudarstvennogo universiteta. Ser. 1. Fizika. Matematika. Informatika = Vestnik BSU. Series 1. Physics. Mathematics. Informatics*, 2011, no. 1, pp. 22–24 (in Russian).
15. Van Tszintsze, Shepelevich V. G. Structure of the fast-solidified β -phase of the In–Sn system. *Vestnik Belorusskogo gosudarstvennogo universiteta. Ser. 1. Fizika. Matematika. Informatika = Vestnik BSU. Series 1. Physics. Mathematics. Informatics*, 2010, no. 3, pp. 27–29 (in Russian).
16. Khonikomb R. *Plastic deformation of metals*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 408 p. (in Russian).
17. Bokshteyn B. S., Kapetskiy C. V., Shvinderman L. S. *Thermodynamics and kinetics of grain boundaries in metals*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 224 p. (in Russian).
18. Grabskiy M. V. *Structural superplasticity of metals*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 272 p. (in Russian).

Информация об авторах

Шепелевич Василий Григорьевич – доктор физико-математических наук, профессор, Белорусский государственный университет (пр. Независимости, 4, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: Shepelevich@bsu.by

Гусакова Ольга Вадимовна – кандидат физико-математических наук, доцент, Международный государственный экологический институт имени А. Д. Сахарова Белорусского государственного университета (ул. Долгобродская, 23, 220070, Минск, Республика Беларусь). E-mail: Ol.gusakova@gmail.com

Гусакова София Викторовна – кандидат физико-математических наук, ведущий инженер, Белорусский государственный университет (пр. Независимости, 4, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: husakova@bsu.by

Information about the authors

Vasily G. Shepelevich – D. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Belarussian State University (4, Nezavisimosti Ave., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: Shepelevich@bsu.by

Olga V. Gusakova – Ph. D. (Physics and Mathematics), Associate Professor, International Sakharov Environmental Institute of the Belarussian State University (23, Dolgobrodskaya Str., 220070, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: Ol.gusakova@gmail.com

Sofia V. Husakova – Ph. D. (Physics and Mathematics), Lead Engineer, Belarussian State University (4, Nezavisimosti Ave., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: husakova@bsu.by