

В. Г. Шепелевич¹, О. В. Гусакова², С. В. Гусакова¹, Е. С. Метто¹

¹*Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь*

²*Международный государственный экологический институт имени А. Д. Сахарова Белорусского государственного университета, Минск, Республика Беларусь*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВАЮЩЕЙ ФОЛЬГИ СПЛАВА Sn – 14 ат.% In – 6,5 ат.% Zn

Аннотация. Представлены результаты исследований влияния сверхвысоких скоростей охлаждения расплава, равных 10^5 К/с, на фазовый состав, микроструктуру, зеренную структуру и механические свойства сплава Sn – 14 ат.% In – 6,5 ат.% Zn. Для изготовления образцов использовался метод сверхбыстрой закалки из расплава. Капля расплава инжигировалась на внутреннюю поверхность быстровращающегося медного цилиндра и затвердевала в виде фольги, толщиной 30–90 мкм. Исследования фазового состава, проведенные методом рентгеноструктурного анализа, позволили установить, что фольга состоит из твердого раствора цинка в γ -фазе (Sn_4In) и цинка. Наблюдения за микроструктурой фольги с помощью растровой электронной микроскопии показали, что при комнатной температуре протекает распад пересыщенного твердого раствора с выделением дисперсных частиц цинка. Методом дифракции обратно отраженных электронов изучен характер зеренной структуры и текстуры фольги. Предложен механизм формирования зерен вытянутой формы, заключающийся в том, что при высокой скорости затвердевания, сравнимой со скоростью движения расплава по поверхности кристаллизатора, рост зерен может происходить не только в направлении, противоположном направлению теплоотвода, но и в направлении движения расплава. Формирование преимущественного роста зерен, у которых наиболее плотноупакованная плоскость (0001) параллельна поверхности фольги, обеспечивает максимальную скорость понижения энтальпии сплава в процессе кристаллизации. Выявлены особенности влияния микроструктуры и зеренной структуры на механические свойства фольги. Микротвердость быстрозатвердевающего сплава Sn – 14 ат.% In – 6,5 ат.% Zn составляет 105 МПа. Кривая растяжения фольги сплава Sn – 14 ат.% In – 6,5 ат.% Zn, полученная при комнатной температуре, имеет вид, характерный для кривой растяжения металлов при высокой температуре, что обусловлено низкой температурой плавления γ -фазы.

Ключевые слова: высокоскоростное затвердевание, олово, индий, цинк, микроструктура, механические свойства

Для цитирования: Структура и свойства быстрозатвердевающей фольги сплава Sn – 14 ат.% In – 6,5 ат.% Zn / В. Г. Шепелевич [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2020. – Т. 65, № 3. – С. 292–298. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-3-292-298>

Vasiliy G. Shepelevich¹, Olga V. Gusakova², Sofia V. Gusakova¹, Ekaterina S. Metto¹

¹*Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus*

²*International Sakharov Environmental Institute of Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus*

STRUCTURE AND PROPERTIES OF RAPIDLY SOLIDIFYING FOILS Sn – 14 at.% In – 6.5 at.% Zn

Abstract. The results of studies of the effect of ultra-high cooling rates of the melt equal to 10^5 K/s on the phase composition, microstructure, grain structure and mechanical properties of the Sn – 14 at.% In – 6.5 at.% Zn alloy are presented. To prepare the samples, the rapid quenching from the melt technique was used. A drop of melt was injected onto the inner surface of a rapidly rotating copper cylinder and solidifying in the form of a foil with a thickness of 30–90 μm . Investigations of the phase composition, carried out by the method of X-ray diffraction analysis, made it possible to establish that the foil consists of a solid solution of zinc in the γ -phase (Sn_4In) and zinc. Observations of the microstructure of the foil using scanning electron microscopy showed that the decomposition of a supersaturated solid solution proceeds at room temperature with the release of dispersed zinc particles. The character of the grain structure and texture of the foil is studied by the electron backscatter diffraction technique. A mechanism of the formation of elongated grains is proposed, which consists in the fact that at a high solidification rate, comparable to the rate of movement of the melt over the surface of the mold, grain growth can occur not only in the direction opposite to the direction of heat removal, but also in the direction of movement of the spreading. The formation of the preferred growth of grains, in which the most closely-packed plane (0001) is parallel to the foil surface, provides the maximum rate of decrease in the enthalpy of the alloy during crystallization. The features of the influence of the microstructure and grain structure on the mechanical properties of the foil are revealed. The microhardness of the rapidly solidifying Sn – 14 at.% In – 6.5 at.% Zn alloy is 105 MPa. The stress–strain curve of the Sn – 14 at.% In – 6.5 at.% Zn foil, obtained at room temperature, has a shape specific for the stress–strain curve of metals at high temperatures, which is due to the low melting point of the γ -phase.

Keywords: high-speed solidification, tin, indium, zinc, microstructure, mechanical properties

For citation: Shepelevich V. G., Gusakova O. V., Gusakova S. V., Metto E. S. Structure and properties of rapidly solidifying foils Sn – 14 at.% In – 6.5 at.% Zn. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2020, vol. 65, no. 3, pp. 292–298 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-3-292-298>

Введение. Решение Европейского союза и ряда стран о запрете поставки и продажи бытовой электроники, в которой использованы припои, содержащие ртуть, кадмий, свинец и другие компоненты, опасные для окружающей среды и здоровья человека, привели к необходимости разработки новых сплавов припоев. В настоящее время эта проблема решается применением припоев на основе эвтектических сплавов (Sn–Bi, Sn–Ag, Sn–Zn, Sn–Ag–Cu и др.), а также сплавов, близких по составу к эвтектическим. К числу легкоплавких сплавов, используемых в качестве припоев, относится сплав Sn – 14,2 ат.% Zn. Однако он склонен к окислению из-за высокой концентрации цинка.

В данной работе рассматривается сплав, содержащий не только цинк, но и индий, при определенной концентрации которого основной фазой является не β -олово, а металлическая γ -фаза (Sn₄In), чья структура и физические свойства исследованы недостаточно [1]. Однако из-за высокой стоимости индия для получения припоя с более низкой ценой целесообразно использовать ресурсо- и энергосберегающие технологии, к которым относится высокоскоростное затвердевание [2–4]. Но при сверхвысоких скоростях охлаждения (более 10⁵ K/c) при затвердевании формируется структура, которую невозможно получить обычными технологиями. *Целью работы* является исследование структуры и механических свойств фольги сплава Sn – 14 ат.% In – 6,5 ат.% Zn, полученной высокоскоростным затвердеванием расплава.

Материалы и методика исследования. Сплав Sn – 14 ат. % In – 6,5 ат.% Zn (далее по тексту Sn–14In–6,5Zn) синтезирован сплавлением компонентов чистотой не ниже 99,99 % в кварцевой ампуле. Расплав заливался в графитовую изложницу и кристаллизовался в виде стержня длиной 12 см и поперечным сечением 25 мм². Затем образец сплава массой $\approx 0,15$ г расплавляли и инжигировали на внутреннюю полированную поверхность быстровращающегося медного цилиндра диаметром 20 см. Капля растекалась по поверхности кристаллизатора и затвердевала в виде образца фольги длиной до 15 см и шириной до 10 мм. Для исследования использовались образцы толщиной 30–90 мкм. Скорость охлаждения расплава, достигаемая при сверхбыстрой закалке из жидкого состояния, как показал расчет [4], не ниже 10⁵ K/c.

Исследование микроструктуры полученных образцов осуществлялось методом растровой электронной микроскопии на микроскопе LEO 1455VP, имеющем приставки для рентгеноспектрального микроанализа и исследования зеренной структуры, в том числе и построения прямых полюсных фигур. Фазовый состав фольги определялся методом рентгеноструктурного анализа с использованием дифрактометра ДРОН-3. Параметры микроструктуры установлены методами металлографического анализа [5]. Микротвердость образцов измерена на приборе ПМТ-3 с использованием нагрузки 10 г. Относительная погрешность измерения микротвердости составила 4 %. Испытания на растяжение проводились с помощью разрывной машины Testometric M350-10 ST при комнатной температуре.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. В фольге сплава Sn–14In–6,5Zn поверхность, прилегающая к кристаллизатору, имеет блестящий вид. На ней образуются раковины микронных размеров. Противоположная сторона фольги имеет выступы и впадины.

На дифрактограмме фольги сплава Sn–14In–6,5Zn наблюдаются дифракционные отражения γ -фазы (Sn₄In) 0001, 10 $\bar{1}$ 0, 10 $\bar{1}$ 1, 11 $\bar{2}$ 0, 0002 и др., имеющей простую гексагональную кристаллическую решетку. Кроме того, обнаружены слабые дифракционные отражения цинка 0002, 10 $\bar{1}$ 0, 1122 и др.

Изображения микроструктуры фольги сплава через 5 и 50 ч выдержки после изготовления при комнатной температуре представлены на рис. 1. Серый цвет соответствует γ -фазе, а дисперсные черные выделения – цинку. Металлографический анализ показал, что средний размер частиц цинка и их количество на поверхности фольги увеличивается со временем выдержки при комнатной температуре. Их появление и рост вызваны распадом пересыщенного твердого раствора цинка в γ -фазе. При этом средняя величина объемной доли цинка за время от 5 до 25 ч увеличилась с 0,015 по 0,079, а удельная поверхность межфазной границы – с 0,22 мкм⁻¹ по 0,93 мкм⁻¹.

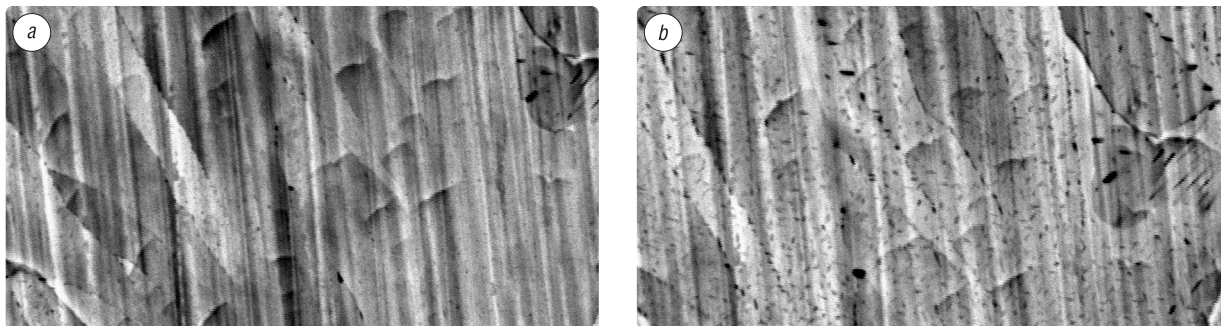


Рис. 1. Микроструктура поверхности фольги сплава Sn–14In–6,5Zn, после 5 ч (а) и 50 ч (б) выдержки при комнатной температуре

Fig. 1. Microstructure of the surface of the foil of the Sn–14In–6.5Zn alloy, after 5 h (a), and 50 h (b) of exposure at room temperature

Легирование быстрозатвердевающей фольги γ -фазы цинком оказывает сильное влияние на размер зерен. Изображения зеренной структуры фольги γ -фазы и сплава Sn–14In–6,5Zn представлено на рис. 2. Жирными черными линиями выделены большеугловые границы зерен, тонкими линиями – малоугловые границы зерен. Вытянутая форма зерен наблюдается как для фольги γ -фазы, так и для фольги сплава Sn–14In–6,5Zn, однако при добавлении цинка среднее отношение длины зерна к его ширине уменьшается от 2,8 до 1,9. Наибольшее влияние цинк оказывает на площадь зерен, приводя к уменьшению их средней площади на два порядка: от 1830 мкм² для γ -фазы до 20 мкм² для сплава Sn–14In–6,5Zn.

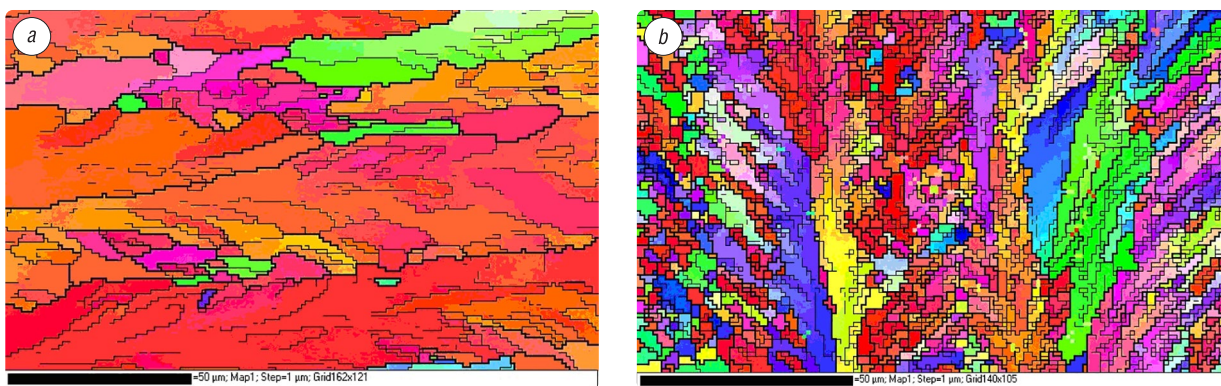


Рис. 2. Зеренная структура быстрозатвердевающей фольги: а – γ -фазы, б – сплава Sn–14In–6,5Zn

Fig. 2. Grain structure of rapidly solidifying foil: a – γ -phase, b – Sn–14In–6.5Zn alloy

Вытянутая форма зерен в быстрозатвердевающей фольге, очевидно, обусловлена высокой скоростью роста зерен сплава на основе γ -фазы, сравнимой со скоростью движения расплава по поверхности кристаллизатора. В этом случае затвердевание может происходить при движении фронта границы раздела расплав – твердое тело не только в направлении, противоположном направлению теплоотвода (от стороны фольги, прилегающей к кристаллизатору, к свободно затвердевающей стороне), но и в направлении движения расплава.

Образование крупных вытянутых в направлении движения расплава зерен способствует формированию большого количества их малоугловых границ. В быстрозатвердевающей фольге наблюдается высокая плотность малоугловых границ зерен с углом разориентации больше 2° и меньше 10° . Результаты исследования разориентации зерен сплава Sn–14In–6,5Zn, полученные при автоматической обработке данных о зеренной структуре программой дифракционной приставки фазового анализа, приведены на рис. 3.

На диаграмме распределения углов разориентации соседних зерен (рис. 3, а) наблюдается высокая удельная плотность (I) в области углов меньше 10° . Диаграмма распределения углов разориентации между случайно выбранными зёрнами, представленная на рис. 3, б, показывает

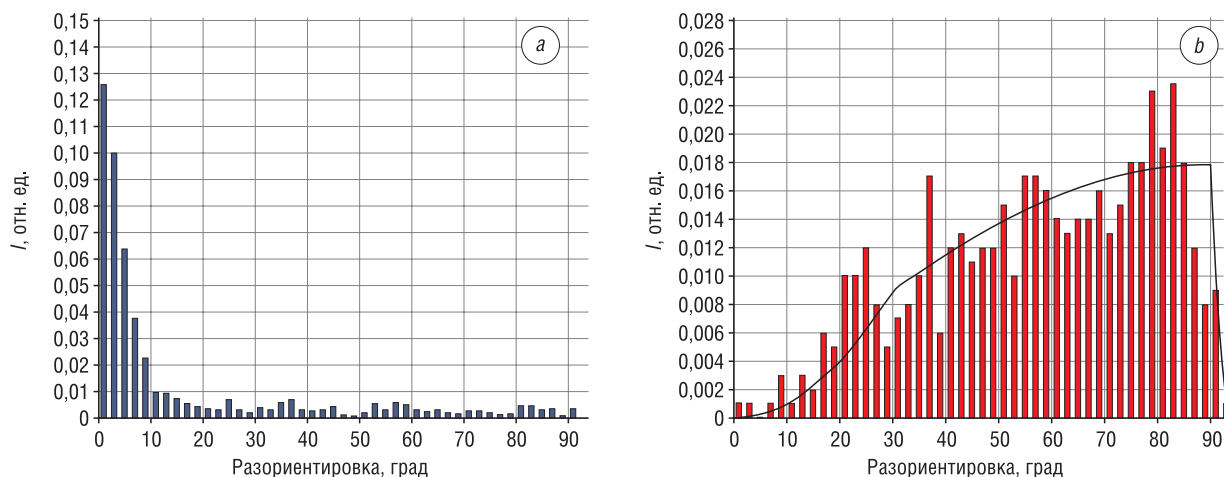


Рис. 3. Гистограммы углов разориентации зерен фольги сплава Sn–14In–6,5Zn по размерным группам: *a* – соседние зерна, *b* – случайно выбранные зерна

Fig. 3. Histograms of the misorientation angles of the grains of the foil of the Sn–14In–6.5Zn alloy by size groups: *a* – neighboring grains, *b* – randomly selected grains

распределение, близкое к теоретически рассчитанному хаотичному распределению углов между зернами (сплошная линия). Эти данные подтверждают высокую плотность малоугловых границ зерен. Следует отметить, что не в каждом сечении зерна наблюдаются сечения малоугловых границ. В большинстве случаев малоугловые границы наблюдаются в крупных зернах.

Нами исследовано образование текстуры в образцах быстрозатвердевающей фольги сплава Sn–4In–6,5Zn. На рис. 4 представлены прямые полюсные фигуры плоскостей (0001), $10\bar{1}0$ и $10\bar{1}2$ при проекциях на плоскость XY, соответствующую поверхности фольги. На данных фигурах максимальная полюсная плотность (темная область) наблюдается для плоскости (0001) и совпадает со стереографической проекцией нормали к поверхности фольги. Это указывает на большую площадь зерен, у которых плоскость (0001) параллельна поверхности фольги, что означает формирование текстуры (0001).

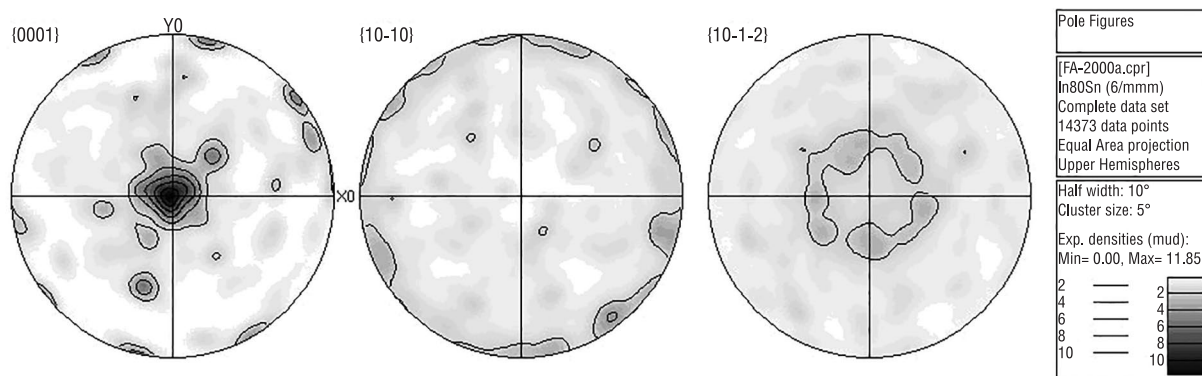


Рис. 4. Прямые полюсные фигуры плоскостей (0001), $10\bar{1}0$ и $10\bar{1}2$ γ -фазы в фольге сплава Sn–14In–6,5Zn

Fig. 4. Direct pole figures of the (0001), $10\bar{1}0$, and $10\bar{1}2$ planes of the γ -phase in the Sn–14In–6.5Zn alloy foil

Известно [6, 7], что в быстрозатвердевающей фольге алюминия, свинца и их сплавов формируется (111) текстура, вызванная преимущественным ростом зерен, у которых плоскости (111) перпендикулярны тепловому потоку [8]. Образование текстуры в образцах фольги исследуемого сплава объясняется в рамках теории необратимых процессов. Из-за глубокого переохлаждения расплав находится в состоянии со значительным избытком энтальпии. Согласно принципу максимальной скорости работы сил диссипации, рассмотренному Г. Циглером [9], переход расплава в равновесное состояние протекает таким образом, чтобы скорость понижения энтальпии сплава в процессе кристаллизации была максимальной. Поэтому направление кристаллизации, совпадающее

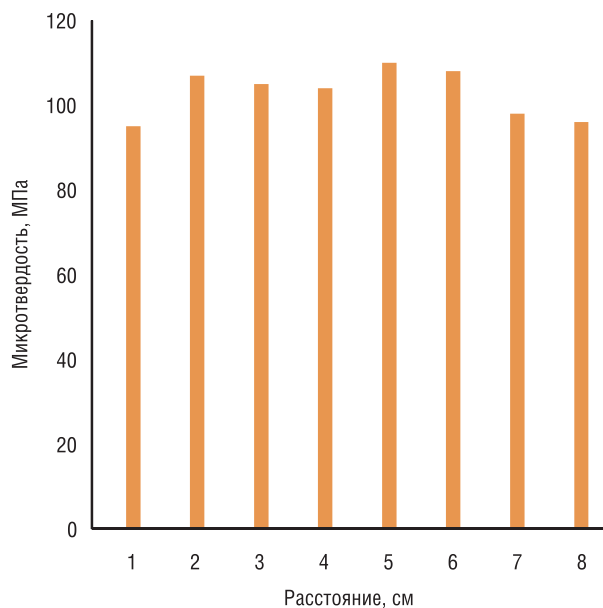


Рис. 5. Зависимость микротвердости (H_{μ}) от расстояния вдоль фольги сплава Sn–14In–6,5Zn

Fig. 5. Dependence of microhardness (H_{μ}) on the distance along the foil of the Sn–14In–6.5Zn alloy

ния γ -фазы [1]. Максимальное напряжение 31 МПа достигается при относительной деформации фольги 0,4 %, а относительное удлинение составляет 10 %, то есть исследуемый сплав является достаточно пластичным. При деформации более 10 % в фольге наблюдается образование и рост трещин, что объясняет быстрое уменьшение нагрузки при растяжении [12].

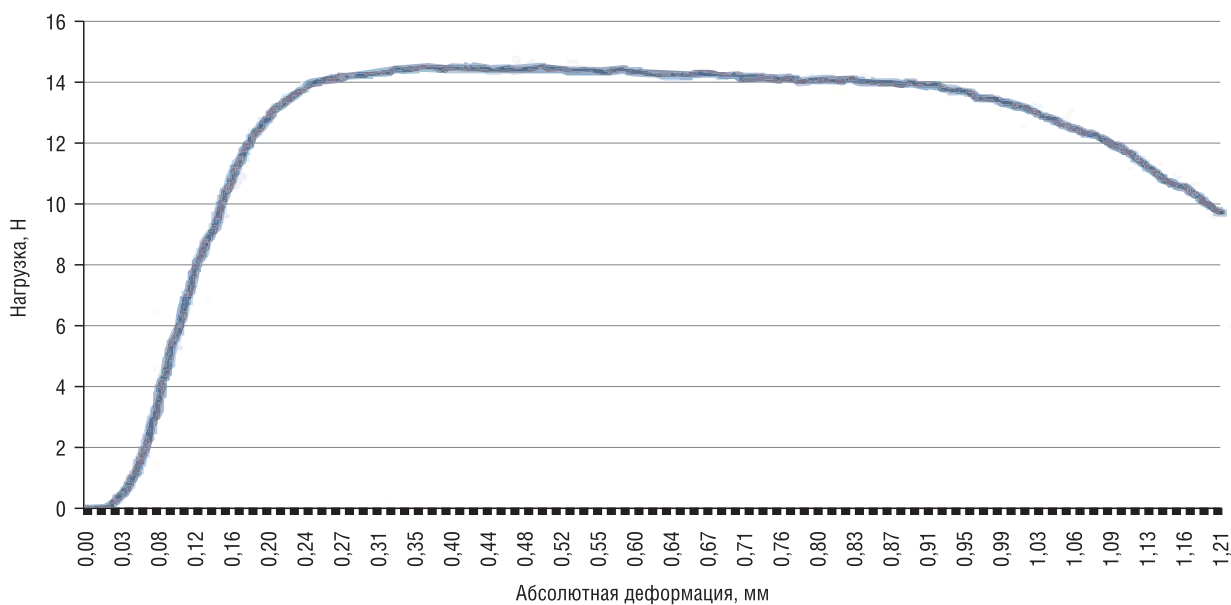


Рис. 6. Кривая растяжения фольги сплава Sn–14In–6,5Zn

Fig. 6. The tensile curve of the foil of the Sn–14In–6.5Zn alloy

Фольга сплава Sn–14In–6,5Zn успешно использовалась при пайке отдельных узлов сенсорного выключателя: микроконтроллера AT42QT1011, Attiny 13a-SO8 SMD, резисторов 1J 0805 и 1K 0603 и др. Припой имел светло матовую поверхность и характеризовался стабильностью механических характеристик в течение испытательного срока службы изделий, составившего 6 мес.

с направлением теплоотвода, должно быть перпендикулярным наиболее плотноупакованным плоскостям, которые перемещаются с наибольшей скоростью. Такой плоскостью в γ -фазе (Sn_4In) является плоскость (0001).

Распределение микротвердости (H_{μ}) фольги сплава Sn–14In–6,5Zn вдоль исследуемого образца фольги длиной около 100 мм приведено на рис. 5. Зависимость H_{μ} характеризуется незначительным максимумом, ее максимальное значение 105 МПа достигается в средней части образца. Исследования показали, что концентрация цинка не изменяется по длине образца фольги. Однако для сплавов с высокой растекаемостью форма и размер зерен могут несколько изменяться по длине образца фольги, как, например, для сплавов на основе олова [10].

Кривая растяжения фольги сплава Sn–14In–6,5Zn, полученная при комнатной температуре, представлена на рис. 6. Она имеет вид, характерный для кривой растяжения металлов при высокой температуре [11], что обусловлено низкой температурой плавления

Выводы. Таким образом, фольга сплава Sn–14In–6,5Zn, полученная высокоскоростным охлаждением из расплава, состоит из γ -фазы (Sn₄In) и дисперсных частиц цинка, распределенных однородно в γ -фазе. Фольга имеет микрокристаллическую структуру, в ней образуется текстура (0001). Определены механические свойства быстрозатвердевающей фольги: $H_{\mu} = 110$ МПа, $\delta = 10\%$, $\sigma_{\max} = 31$ МПа. Фольга сплава Sn–14In–6,5Zn может применяться в качестве ультратемпературного припоя в электронной промышленности.

Список использованных источников

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. / под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 2001. – Т. 1. – 872 с.
2. Высокоскоростное затвердевание расплавов: (теория, технология и материалы) / В.А. Васильев [и др.]. – М.: СП «Интермет инжиниринг», 1998. – 400 с.
3. Мирошниченко, И.С. Закалка из жидкого состояния / И.С. Мирошниченко. – М.: Metallurgia, 1982. – 168 с.
4. Шепелевич, В.Г. Быстрозатвердевшие легкоплавкие сплавы / В.Г. Шепелевич. – Минск: БГУ, 2015. – 192 с.
5. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. – М.: Metallurgia, 1970. – 272 с.
6. Texture of rapidly solidified foils of aluminium and its alloys / V.G. Shepelevich [et al.] // *J. Alloys Compd.* – 2005. – Vol. 403, № 1–2. – P. 267–269. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.07.089>
7. Шахрай, О.Н. Текстура быстрозатвердевших фольг свинца и его сплавов / О.Н. Шахрай, В.Г. Шепелевич // *Вест. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук.* – 2004. – № 3. – С. 32–34.
8. Li, D. Y. A possible role for surface packing density in the formation of {111} texture in solidified FCC metals / D. Y. Li, J. A. Szpunar // *J. Mater. Sci. Lett.* – 1994. – Vol. 13, № 21. – P. 1521–1523. <https://doi.org/10.1007/BF00626496>
9. Циглер, Г. Экстремальные принципы термодинамики необратимых процессов в механике сплошной среды / Г. Циглер. – М.: Мир, 1966. – 136 с.
10. Gusakova, O. The influence of melt flow on grain structure of tin and its alloys produced by ultrafast quenching from the melt / O. Gusakova, V. Shepelevich // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering.* – 2017. – Vol. 192. – P. 012015-1-6. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/192/1/012015>
11. Бернштейн, М.Л. Структура деформированных металлов / М.Л. Бернштейн. – М.: Metallurgia, 1977. – 432 с.
12. Структура и механические свойства быстрозатвердевших фольг сплава Sn – 14 ат. % In – 6,5 ат.% Zn / В.Г. Шепелевич [и др.] // *Приборостроение-2017: материалы 10-й Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 1–3 нояб. 2017 г.* – Минск: БНТУ, 2017. – С. 244–246.

References

1. Lyakishev N. P., ed. *State Diagrams of Binary Metal Systems: a Reference. Vol. 1.* Moscow, Mashinostroenie Publ., 2001. 872 p. (in Russian).
2. Vasil'ev V. A., Mitin B. S., Pashkov I. N., Serov N. M., Skuridin A. A., Lukin A. A., Yakovlev V. B. *High-speed Solidification of Melts (Theory, Technology and Materials).* Moscow, Intermet inzhiniring Publ., 1998. 400 p. (in Russian).
3. Miroshnichenko I. S. *Quenching from a Liquid State.* Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 168 p. (in Russian).
4. Shepelevich V. G. *Fast Solidified Fusible Alloys.* Minsk, Belarusian State University, 2015. 192 p. (in Russian).
5. Saltykov S. A. *Stereometric Metallography.* Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 272 p. (in Russian).
6. Shepelevich V. G., Siutsova P. A., Neumerzhytskaya E. Yu., Gutko E. S., Kuckorecko K. V. Texture of rapidly solidified foils of aluminium and its alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, vol. 403, no. 1–2, pp. 267–269. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.07.089>
7. Shakhrai O. N., Shepelevich V. G. The texture of rapidly solidified foils of lead and its alloys. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2004, no. 3, pp. 32–34 (in Russian).
8. Li D. Y., Szpunar J. A. A possible role for surface packing density in the formation of {111} texture in solidified FCC metals. *Journal of Materials Science Letters*, 1994, vol. 13, no. 21, pp. 1521–1523. <https://doi.org/10.1007/BF00626496>
9. Ziegler H. *Some Extremum Principles in Irreversible Thermodynamics with Application to Continuum Mechanics.* Amsterdam, North-Holland, 1963. VII + 193 s.
10. Gusakova O., Shepelevich V. The influence of melt flow on grain structure of tin and its alloys produced by ultrafast quenching from the melt. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2017, vol. 192, p. 012015-1-6. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/192/1/012015>
11. Bernshtejn M. L. *Structure of Deformed Metals.* Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 432 p. (in Russian).
12. Shepelevich V. G., Metto Ye. S., Gusakova S. V., Gusakova O. V. Structure and mechanical properties rapidly solidified foils of the Sn – 14 at.% In – 6.5 at.% Zn. *Priborostroenie-2017: materialy 10-i Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii, Minsk, 1–3 noyabrya 2017 g.* [Instrument Making-2017: Materials of the 10th International Scientific and Technical Conference, Minsk, November 1–3, 2017]. Minsk, BNTU, 2017, pp. 244–246 (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. <https://orcid.org/0000-0002-5899-1690>

Гусакова Ольга Вадимовна – кандидат физико-математических наук, доцент, Международный государственный экологический институт им. А. Д. Сахарова БГУ (ул. Долгобродская, 23, 220070, Минск, Республика Беларусь). E-mail: Ol.gusakova@gmail.com. <https://orcid.org/0000-0002-9796-4476>

Гусакова София Викторовна – кандидат физико-математических наук, ведущий инженер, Белорусский государственный университет (пр. Независимости, 4, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: husakova@bsu.by. <https://orcid.org/0000-0003-0366-0584>

Метто Екатерина Сергеевна – студент, Белорусский государственный университет (пр. Независимости, 4, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: Kmetto@mail.ru

Information about the authors

Vasily G. Shepelevich – D. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Belarussian State University (4, Nezavisimosti Ave., Minsk, 220030, Republic of Belarus). E-mail: Shepelevich@bsu.by. <https://orcid.org/0000-0002-5899-1690>

Olga V. Gusakova – Ph. D. (Physics and Mathematics), Associate Professor, International Sakharov Environmental Institute of Belarussian State University (23, Dolgobrodskaya Str., Minsk, 220070, Republic of Belarus). E-mail: Ol.gusakova@gmail.com. <https://orcid.org/0000-0002-9796-4476>

Sofia V. Gusakova – Ph. D. (Physics and Mathematics), Lead Engineer, Belarussian State University (4, Nezavisimosti Ave., Minsk, 220030, Republic of Belarus). E-mail: husakova@bsu.by. <https://orcid.org/0000-0003-0366-0584>

Ekaterina S. Metto – Student, Belarussian State University (4, Nezavisimosti Ave., Minsk, 220030, Republic of Belarus). E-mail: Kmetto@mail.ru