

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ**  
**MATERIALS ENGINEERING, METALLURGY**УДК 539.2:669(6-8)  
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-4-391-397>Поступила в редакцию 02.05.2019  
Received 02.05.2019**В. Г. Шепелевич<sup>1</sup>, О. Н. Белая<sup>2</sup>, Е. Ю. Неумержицкая<sup>3</sup>**<sup>1</sup>*Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*<sup>2</sup>*Белорусский государственный медицинский университет, Минск, Беларусь*<sup>3</sup>*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь***ВЛИЯНИЕ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННЫХ ЖИДКИХ РАСТВОРОВ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Pb–Sn**

**Аннотация.** Представлены результаты исследования структуры и микротвердости фольги сплавов системы свинец–олово, полученной высокоскоростным охлаждением из жидкой фазы. Образец фольги имел следующие размеры: длина – до 10 см, ширина – до 1 см и толщина – 30–80 мкм. Скорость охлаждения расплава составила не менее  $10^5$  К/с. Для быстроохлажденной фольги характерна дисперсная структура. Размер выделений олова и свинца не превышает 5 мкм. Удельная поверхность межфазных границ достигает значения  $1,7 \text{ мкм}^{-1}$ . Из-за переохлаждения в фольге образуется микрокристаллическая структура. Средние длины хорд случайных секущих на сечениях зерен свинца и олова в фольге сплава Pb–73 ат.% Sn равны 0,8 и 1,8 мкм соответственно. В фольге сплавов системы свинец–олово формируется текстура (111) свинца и (100) олова при определенных условиях. Формирование структуры сплавов свинца, содержащих от 20 до 95 ат.% олова, обусловлено протеканием спинодального распада пересыщенного жидкого раствора, а в остальных сплавах – распадом по механизму образования и роста зародышей кристаллических фаз. Расслоение жидкого раствора приводит к формированию областей, обогащенных свинцом и оловом, которые способствуют образованию центров кристаллизации, одинаково распределенных в объеме фольги. Микротвердость фольги сплавов, составы которых близки к эвтектическому, меньше микротвердости массивных сплавов того же состава, что связано с разупрочняющим действием границ зерен и межфазных границ. Выдержка этих сплавов при комнатной температуре вызывает увеличение микротвердости из-за уменьшения проскальзывания на границах. Распад пересыщенных твердых растворов сплавов Pb–5 ат.% Sn и Sn–1 ат.% Pb приводит к уменьшению микротвердости из-за ослабления влияния твердорастворного механизма упрочнения. Результаты исследования могут применяться для создания легкоплавких припоев, подшипниковых сплавов, сплавов для кабельных оболочек с улучшенными физико-химическими свойствами.

**Ключевые слова:** высокоскоростное затвердевание, свинец, олово, микрокристаллическая структура, мелкодисперсная структура, текстура, микротвердость, механизмы упрочнения

**Для цитирования:** Шепелевич, В. Г. Влияние распада пересыщенных жидких растворов на структуру и микротвердость быстрозатвердевающих сплавов системы Pb–Sn / В. Г. Шепелевич, О. Н. Белая, Е. Ю. Неумержицкая // Вест. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, №4. – С. 391–397. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-4-391-397>

**V. G. Shepelevich<sup>1</sup>, O. N. Belaya<sup>2</sup>, A. Yu. Neumerzhitskaya<sup>3</sup>**<sup>1</sup>*Belarusian State University, Minsk, Belarus*<sup>2</sup>*Belarusian State Medical University, Minsk, Belarus*<sup>3</sup>*Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus***INFLUENCE OF DECOMPOSITION OF OVERSATURATED LIQUID SOLUTIONS ON THE STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF QUICKLY CURING ALLOYS OF THE Pb–Sn SYSTEM**

**Abstract.** The results of studies of the structure and microhardness of foil alloys of the lead–tin system obtained by high-speed cooling from the liquid phase are presented. The foil sample had the following dimensions: length – up to 10 cm, width – up to 1 cm, and thickness – 30–80 microns. Melt cooling rate was not less than 105 K/s. A rapidly cooled foil is

characterized by a dispersed structure. The size of the discharge of tin and lead does not exceed 5  $\mu\text{m}$ . The specific surface of the interfacial boundaries achieve 1.7  $\mu\text{m}^{-1}$ . Due to supercooling, a microcrystalline structure forms in the foil. The average lengths of chords of random secants on lead and tin grain sections in the Pb–73 at.% Sn alloy foil are 0.8 and 1.8  $\mu\text{m}$  respectively. The texture of (111) lead and (100) tin is formed in the foil of alloys of the lead – tin system under certain conditions. The formation of the structure of lead alloys containing from 20 to 95 at.% tin is due to the occurrence of spinodal decomposition of a supersaturated liquid solution, and, in other alloys, due to decay by the mechanism of formation and growth of nuclei of crystalline phases. The stratification of the liquid solution leads to the formation of areas enriched in lead and tin, which contribute to the formation of crystallization centers that are equally distributed in the volume of the foil. The microhardness of the foil alloys, whose compositions are close to eutectic, is less than the microhardness of massive alloys of the same composition, which is associated with the softening effect of grain boundaries and interphase boundaries. Exposure of these alloys at room temperature causes an increase in microhardness due to a decrease in slippage at the boundaries. The decomposition of supersaturated solid solutions of Pb–5 at.% Sn and Sn–1 at.% Pb alloys leads to a decrease in microhardness due to the weakening of the effect of the solid solution hardening mechanism. The results of the study can be used to create fusible solders, bearing alloys, alloys for cable sheaths with improved physicochemical properties.

**Keywords:** high-speed solidification, lead, tin, microcrystalline structure, fine-dispersed structure, texture, microhardness, hardening mechanisms

**For citation:** Shepelevich V. G., Belaya O. N., Neumerzhitskaya A. Yu. Influence of decomposition of oversaturated liquid solutions on the structure and microhardness of quickly curing alloys of the Pb–Sn system. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 4, pp. 391–397 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-4-391-397>

**Введение.** Сплавы системы свинец–олово (Pb–Sn) с различной концентрацией компонентов широко используются в разных отраслях промышленности благодаря низкой стоимости свинца. На их основе изготавливаются легкоплавкие припои, подшипниковые сплавы, сплавы для кабельных оболочек и др. [1]. Из-за ограничения применения свинца в различных отраслях промышленности, в частности в электронной промышленности, по причине его высокой токсичности в настоящее время активно используются сплавы, в которых свинец замещается висмутом, индием, цинком [2–4]. Однако это приводит к увеличению себестоимости продукции. Для ее снижения необходимо использовать энерго- и ресурсосберегающие технологии, например высокоскоростное затвердевание [5–7].

Сплавы, получаемые с использованием высокоскоростного затвердевания, существенно отличаются по структуре и свойствам от изготовленных традиционным способом. Данная технология позволяет производить фольгу толщиной в несколько десятков микрон. При этом структура фольги значительно отличается от структуры образцов, получаемых при малых и средних скоростях охлаждения.

В качестве объекта исследования микроструктуры и микротвердости быстроохлажденных сплавов авторы использовали наиболее доступные и широко распространенные сплавы системы свинец–олово. Результаты исследования могут применяться и для производства сплавов с менее токсичными и более дорогими составляющими.

**Методика эксперимента.** Сплавы системы свинец–олово получены нагреванием компонентов до жидкого состояния, последующим перемешиванием в кварцевой ампуле и охлаждением на воздухе. Изготовлены сплавы следующих составов: Pb–5 at.% Sn, Pb–10 at.% Sn, Pb–15 at.% Sn, Pb–20 at.% Sn, Pb–30 at.% Sn, Pb–40 at.% Sn, Pb–51 at.% Sn, Pb–62 at.% Sn, Pb–67 at.% Sn, Pb–73 at.% Sn, Pb–77 at.% Sn, Pb–80 at.% Sn, Pb–85 at.% Sn, Pb–90 at.% Sn, Pb–96 at.% Sn, Pb–98 at.% Sn.

Капля расплава массой  $\sim 0,2$  г инжигировалась на внутреннюю отполированную поверхность быстровращающегося медного цилиндра и затвердевала в виде образца фольги длиной около 10 см, шириной 1 см и толщиной от 30 до 80 мкм. Скорость охлаждения расплава в указанных условиях составляла не менее  $10^5$  К/с. Микроструктура фольги исследовалась с помощью растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP фирмы Carl Zeiss. Рентгеноспектральный микроанализ проводился с использованием энергодисперсного SiLi-полупроводникового детектора фирмы Rontec. Рентгеноструктурные исследования выполнялись на дифрактометре ДРОН-3 (Россия) с использованием медного излучения. При описании текстуры фольги с помощью обратных полюсных фигур полюсные плотности  $p$  дифракционных линий (111, 200, 220, 311, 331 и 420 свинца и 200, 101, 220, 211, 301, 112 олова) рассчитывались по методу Харриса [8].

Объемная доля фаз и удельная поверхность межфазной границы определялись методом случайных секущих [9]. Микротвердость  $H_{\mu}$  измерялась на приборе ПМТ-3 (Россия). Время выдержки под нагрузкой составляло 60 с. Погрешность измерения микротвердости равна 5 %.

**Результаты и их обсуждение.** Полученные растровым электронным микроскопом изображения микроструктуры прилегающего к кристаллизатору поверхностного слоя быстроохлажденной фольги сплавов системы свинец–олово представлены на рис. 1. Рентгеноспектральным микроанализом установлено, что белым областям соответствуют выделения твердого раствора свинца, а черным – выделения твердого раствора олова (далее по статье свинца и олова).

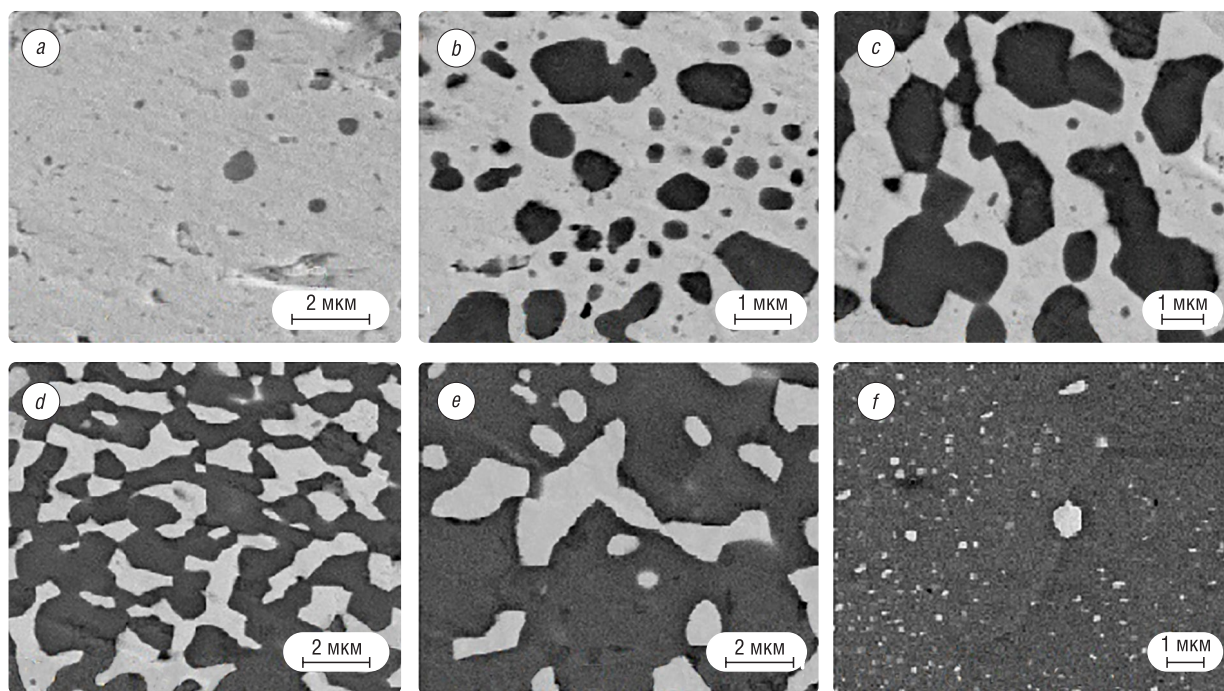


Рис. 1. Микроструктура быстрозатвердевшей фольги состава Pb–5 ат.% Sn (a), Pb–30 ат.% Sn (b), Pb–51 ат.% Sn (c), Pb–73 ат.% Sn (d), Pb–85 ат.% Sn (e), Pb–98 ат.% Sn (f)

Fig. 1. Microstructure of rapidly solidified foil of composition Pb–5 at.% Sn (a), Pb–30 at.% Sn (b), Pb–51 at.% Sn (c), Pb–73 at.% Sn (d), Pb–85 at.% Sn (e), Pb–98 at.% Sn (f)

Ранее установлено [10, 11], что быстрозатвердевающая фольга сплавов системы свинец–олово имеет микрокристаллическую структуру. Так, в фольге Pb–73 ат.% Sn средняя длина хорд в сечениях зерен свинца и олова менее 0,8 и 1,8 мкм соответственно. С увеличением концентрации свинца в сплавах происходит монотонное изменение объемных долей свинца и олова. Длина хорд случайных секущих, расположенных на сечениях выделений свинца в сплавах с содержанием 1–20 ат.% Pb или на выделениях олова в сплавах с содержанием 0,4–20 ат.% Sn, не превышает 5 мкм (рис. 2). Образование дисперсной и микрокристаллической структуры в фольге сплавов системы свинец–олово способствует увеличению эффективности ее использования в качестве припоя [12].

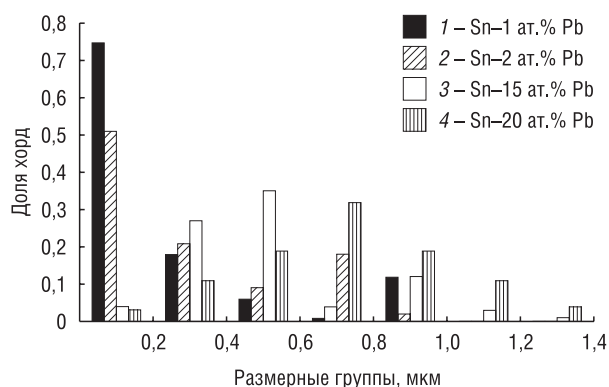


Рис. 2. Распределение доли хорд случайных секущих, расположенных на сечениях выделений свинца в сплавах, содержащих 1 ат.% Pb (1), 2 ат.% Pb (2), 15 ат.% Pb (3) и 20 ат.% Pb (4)

Fig. 2. Distribution of the chord fraction of random secants located on the sections of lead precipitates in alloys containing 1 at.% Pb (1), 2 at.% Pb (2), 15 at.% Pb (3) and 20 at.% Pb (4)

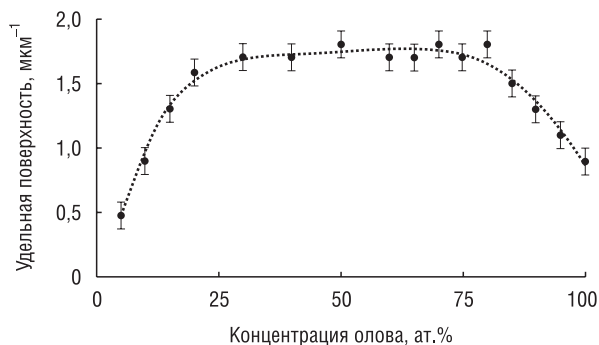


Рис. 3. Зависимость удельной поверхности быстроохлажденных сплавов системы свинец–олово от состава

Fig. 3. Dependence of the specific surface area of rapidly cooled alloys of lead–tin from the composition

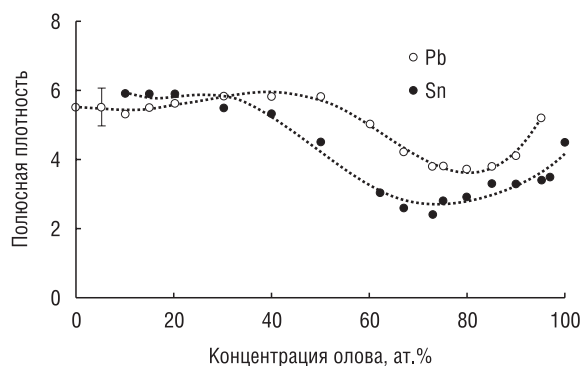


Рис. 4. Зависимость полюсных плотностей дифракционных линий 111 свинца и 200 олова от состава быстроохлажденной фольги

Fig. 4. Dependence of pole densities of diffraction lines of 111 lead and 200 tin on the composition of rapidly cooled foil

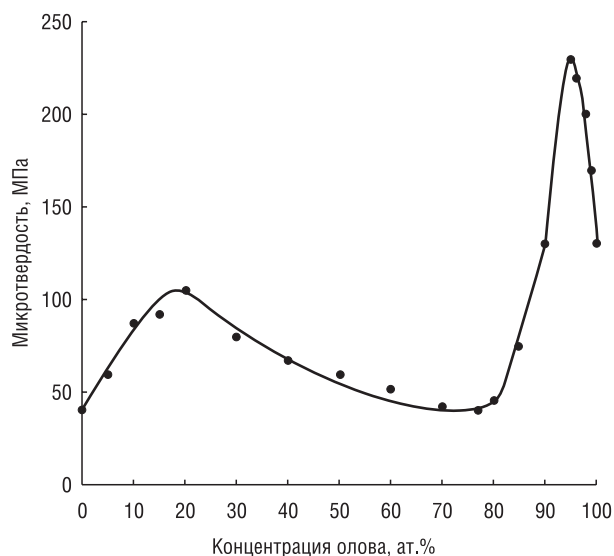


Рис. 5. Зависимость микротвердости быстроохлажденных сплавов системы свинец–олово от состава

Fig. 5. Dependence of microhardness of rapidly cooled alloys of lead–tin on the composition

Зависимость удельной поверхности межфазных границ быстроохлажденной фольги от состава представлена на рис. 3. Показано, что увеличение концентрации свинца или олова в исследуемых сплавах вызывает рост удельной поверхности межфазной границы до значения  $S = 1,7 \text{ мкм}^{-1}$ . В интервале концентрации свинца от 30 до 80 ат.% изменение удельной поверхности межфазной границы  $S$  находится в пределах погрешности ее измерения. Образование дисперсной структуры в быстроохлажденной фольге обусловлено возникновением значительного переохлаждения расплава, что вызывает увеличение скорости зародышеобразования обеих фаз [6].

Исследования быстроохлажденной фольги с помощью рентгеноструктурного анализа показали, что в ней формируется текстура (111) свинца и (100) олова. Зависимости полюсной плотности дифракционных линий 111 свинца и 200 олова от состава представлены на рис. 4.

Формирование текстуры в быстроохлажденной фольге олова, свинца и их сплавов объясняется теорией необратимых процессов [13]. Из-за значительного переохлаждения расплав находится в состоянии со значительным избытком энтальпии. Согласно принципу максимальной скорости работы сил диссипации, переход расплава в равновесное состояние идет таким образом, чтобы скорость понижения энтальпии в процессе кристаллизации была максимальной. При кристаллизации преимущественно растут те зерна, у которых наиболее плотноупакованные плоскости расположены перпендикулярно направлению теплоотвода. Такими плоскостями в свинце являются плоскости {111}, а в олове {100} и {010}, что и объясняет формирование текстуры (111) в свинце и (100) в олове.

Зависимость микротвердости быстроохлажденной фольги сплавов системы свинец–олово представлена на рис. 5. С увеличением концентрации олова в свинце (до 20 ат.%) и свинца в олове (до 5 ат.%) наблюдается рост микротвердости фольги. При ее затвердевании из-за большой скорости охлаждения расплава происходит захват легирующих элементов и образование пересыщенных твердых растворов. Из-за низкой температуры плавления компонентов в сплавах активно протекают диффузионные процессы, способствующие распаду пересыщенных твердых растворов: из пересыщенных твердых растворов свинца вы-

деляется олово, а из пересыщенных твердых растворов олова – свинец. Образование выделяемых фаз связано с действием небольшого количества случайных флуктуаций по составу и энергии. Поэтому увеличение микротвердости рассматриваемых сплавов с увеличением легирующих элементов вызвано действием твердорастворного и дисперсионного механизмов упрочнения.

В интервале концентраций олова от 20 до 95 ат.% в исследуемых сплавах микротвердость фольги сначала уменьшается, а затем увеличивается.  $H_u$  достигает минимального значения вблизи эвтектики. При этом в рассматриваемом интервале составов микротвердость фольги меньше микротвердости массивных образцов, полученных при скорости охлаждения  $10^2$  К/с. При высокоскоростном охлаждении эвтектики и сплавов, по составу близких к ней, происходит значительное переохлаждение расплава. Вследствие этого образуется пересыщенный обоими компонентами жидкий раствор. Для него наблюдается W-образная зависимость свободной энергии от состава [14]. Поэтому в переохлажденной эвтектике и близких к ней по составу расплавах происходит спинодальный распад, при котором образуется огромное количество малых флуктуаций концентрации и энергии, однородно распределенных во всем объеме жидкой фазы. Наблюдается расслоение пересыщенного жидкого раствора на области с преимущественным содержанием легирующего компонента. Эти области способствуют образованию центров кристаллизации соответствующих кристаллических фаз с размытыми межфазными и межзеренными границами. Так как температура плавления исследуемых сплавов низкая, то указанные границы являются разупрочняющими зонами, облегчающими проскальзывание зерен и фаз относительно друг друга при пластической деформации. Этим и объясняется более низкое значение микротвердости быстроохлажденной фольги, чем массивных образцов для сплавов, составы которых близки к эвтектике.

Выдержка быстроохлажденных сплавов системы свинец–олово при комнатной температуре и протекание диффузионных процессов обуславливают стабилизацию межфазных границ и границ зерен, улучшение их структуры. Данный факт приводит к затруднению их проскальзывания на границах при пластической деформации и в итоге к увеличению микротвердости фольги, состав которой близок к эвтектическому (рис. 6, кривая 3).

Для быстрозатвердевшей фольги Sn–1 ат.% Pb (рис. 6, кривая 1) и Pb–5 ат.% Sn (рис. 6, кривая 2) комнатная температура является высокой, в связи с чем начинается распад пересыщенного твердого раствора. Таким образом, влияние твердорастворного механизма упрочнения уменьшается, что приводит к снижению микротвердости фольги указанных составов.

**Выводы.** В ходе исследования установлено, что в быстроохлажденной фольге сплавов системы свинец–олово формируется дисперсная структура и текстура (111) свинца и (100) олова. Микротвердость фольги немонотонно зависит от состава, что обусловлено действием различных механизмов кристаллизации и механизмов упрочнения и разупрочнения металлов. Таким образом, технология получения фольги методом высокоскоростного затвердевания позволяет улучшить ее пластичность и добиться более однородной мелкодисперсной и микроструктурной структуры по сравнению со структурой сплавов, полученных традиционными методами изготовления. Это дает возможность использовать указанные сплавы при изготовлении припоев, внешнего покрытия деталей с целью защиты изделия от коррозии и уменьшения износа.

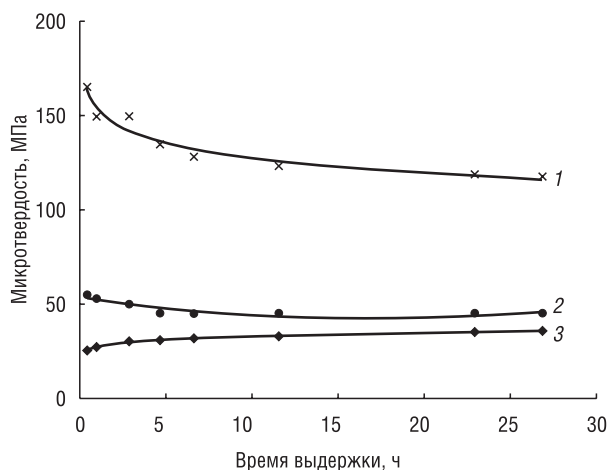


Рис. 6. Изменение микротвердости быстрозатвердевшей фольги сплавов системы свинец–олово: 1 – Sn–1 ат.% Pb, 2 – Pb–5 ат.% Sn, 3 – Pb–76 ат.% Sn

Fig. 6. Change of microhardness of rapidly solidified foil of alloys of the lead–tin system: 1 – Sn–1 at.% Pb, 2 – Pb–5 at.% Sn, 3 – Pb–76 at.% Sn

## Список использованных источников

1. Мальцев, М. В. Металлография цветных промышленных металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – М.: Металлургия, 1970. – 364 с.
2. Андриященко, М. Бессвинцовая пайка. Альтернативные сплавы / М. Андриященко // Электроника: наука, техника, бизнес. – 2004. – № 5. – С. 47–49.
3. Ochoa, F. The effects of cooling rate on microstructure and mechanical behavior of Sn-3.5 Ag solder / F. Ochoa, J. J. Williams, N. Chawla // JOM. – 2003. – Vol. 55, iss. 6. – P. 56–60. <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0142-7>
4. Hui-Wei, Miao. Thermal cycling test in Sn-Bi and Sn-Bi-Cu solder joints / Miao Hui-Wei, Duh Jenq-Gong // J. Mater. Sci. – Mater. Electron. – 2000. – Vol. 11, iss. 8. – P. 609–618. <https://doi.org/10.1023/A:1008928729212>.
5. Высокоскоростное затвердевание расплавов: теория, технология и материалы / В. А. Васильев [и др.]. – М.: СП Интермет Инжиниринг, 1998. – 400 с.
6. Мирошниченко, И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.
7. Шепелевич, В. Г. Быстрозатвердевшие легкоплавкие сплавы / В. Г. Шепелевич. – Минск: БГУ, 2015. – 192 с.
8. Русаков, А. А. Металлография металлов / А. А. Русаков. – М.: Атомиздат, 1977. – 400 с.
9. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.
10. Шепелевич, В. Г. Микроструктура и механические свойства эвтектического сплава системы олово–свинец, полученного высокоскоростным затвердеванием / В. Г. Шепелевич, О. Н. Белая, М. В. Гольцев // Приборостроение-2018: материалы 11-й Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 14–16 нояб. 2018 г. / БНТУ; редкол.: О. К. Гусев [и др.]. – Минск, 2018. – С. 262–264.
11. Шепелевич, В. Г. Микроструктура быстроохлажденных из расплава сплавов системы олово–свинец / В. Г. Шепелевич, О. Н. Белая, Е. Ю. Неумержицкая // Прикладные проблемы оптики, информатики, радиофизики и физики конденсированного состояния: материалы Междунар. науч.-практ. конф., Минск, 11–12 мая 2017 г. / НИУ «Ин-т приклад. физ. проблем им. А. Н. Севченко» Белорус. гос. ун-та; редкол.: В. И. Попечиц [и др.]. – Минск, 2017. – С. 293–295.
12. Разработка процессов получения и применения сплавов припоев в дисперсном состоянии с микрокристаллической или аморфной структурой / И. Н. Пашков [и др.] // Металлургия. – 2010. – № 6. – С. 43–45.
13. Циглер, Г. Экстремальные принципы термодинамически необратимых процессов и механики сплошной среды / Г. Циглер. – М.: Мир, 1966. – 136 с.
14. Глазов, В. М. Химическая термодинамика и фазовые равновесия / В. М. Глазов, Л. М. Павлова. – М.: Металлургия, 1988. – 560 с.

## References

1. Mal'cev M. V. *Metallography of Non-Ferrous Industrial Metals and Alloys*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 364 p. (in Russian).
2. Andryushchenko M. Lead-free soldering. Alternative alloys. *Elektronika: nauka, tekhnika, biznes = Electronics: Science, Technology, Business*, 2004, no. 5, pp. 47–49 (in Russian).
3. Ochoa F., Williams J. J., Chawla N. The effects of cooling rate on microstructure and mechanical behavior of Sn-3.5Ag solder. *JOM*, 2003, vol. 55, iss. 6, pp. 56–60. <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0142-7>
4. Miao Hui-Wei, Duh Jenq-Gong. Thermal cycling test in Sn-Bi and Sn-Bi-Cu solder joints. *Journal of Materials Science – Materials in Electronics*, 2000, vol. 11, iss. 8, pp. 609–618. <https://doi.org/10.1023/A:1008928729212>
5. 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, SP Internet Inzhiniring Publ., 1998. 400 p. (in Russian).
6. Miroshnichenko I. S. *Quenching from a Liquid State*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 192 p. (in Russian).
7. Shepelevich V. G. *Rapidly Hardened Low-Melting Alloys*. Minsk, Belarusian State University, 2015. 192 p. (in Russian).
8. Rusakov A. A. *Metallography of Metals*. Moscow, Atomizdat Publ., 1977. 400 p. (in Russian).
9. Saltykov S. A. *Stereometric Metallography*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 272 p. (in Russian).
10. Shepelevich V. G., Belaya O. N., Goltsev M. V. Microstructure and mechanical properties of a tin–lead eutectic alloy produced by high-speed solidification. Gusev O. K. et al. (eds.). *Priborostroyeniye-2018: materialy 11-i Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii, Minsk, 14–16 noyabrya 2018 g.* [Instrument Making'2018: Materials of the 11<sup>th</sup> International Scientific and Technical Conference, Minsk, November 14–16, 2018]. Minsk, Belarusian National Technical University, 2018, pp. 262–264 (in Russian).
11. Shepelevich V. G., Belaya O. N., Neumerzhitskaya E. Yu. Microstructure of fast-cooled from a melt of tin–lead system alloys. Popchits V. I. et al. (eds.). *Prikladnyye problemy optiki, informatiki, radiofiziki i fiziki kondensirovannogo sostoyaniya: materialy mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii, Minsk, 11–12 maya 2017 g.* [Applied problems of optics, computer science, radiophysics and condensed matter physics: Materials of the International Scientific and Technical Conference, Minsk, May 11–12, 2017]. Minsk, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University, 2017, pp. 293–295 (in Russian).
12. Pashkov I. N., Pikunov M. V., Tavolzhanskii S. A., Pashkov A. I. Development of processes for the preparation and use of alloys of solders in a dispersed state with a microcrystalline or amorphous structure. *Metallurgist*, 2010, vol. 54, no. 5–6, pp. 358–361. <https://doi.org/10.1007/s11015-010-9303-4>
13. Tsigler G. *Extreme Principles of Thermodynamically Irreversible Processes and Continuum Mechanics*. Moscow, Mir Publ., 1966. 136 p. (in Russian).
14. Glazov V. M., Pavlova L. M. *Chemical Thermodynamics and Phase Equilibria*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1988. 560 p. (in Russian).

### **Информация об авторах**

*Шепелевич Василий Григорьевич* – доктор физико-математических наук, профессор, профессор кафедры «Физика твердого тела», Белорусский государственный университет (пр. Независимости, 4, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: shepelevich@bsu.by

*Белая Ольга Николаевна* – кандидат физико-математических наук, доцент, доцент кафедры «Медицинская и биологическая физика», Белорусский государственный медицинский университет (пр. Дзержинского, 93, 220116, Минск, Республика Беларусь). E-mail: olnikbel@yandex.ru

*Неумержицкая Елена Юрьевна* – кандидат физико-математических наук, доцент, доцент кафедры «Техническая физика», Белорусский национальный технический университет (пр. Независимости, 65, 220013, Минск, Республика Беларусь). E-mail: elena.6714002@gmail.com

### **Information about the authors**

*Vasily G. Shepelevich* – D. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Professor of the Department “Physics of a Solid Body”, Belarusian State University (4, Nezavisimosti Ave., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: shepelevich@bsu.by

*Olga N. Belaya* – Ph. D. (Physics and Mathematics), Associate Professor, Associate Professor of the Department “Medical and Biological Physics”, Belarusian State Medical University (93, Dzerzhinsky Ave., 220116, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: olnikbel@yandex.ru

*Elena Yu. Neumerzhitskaya* – Ph. D. (Physics and Mathematics), Associate Professor, Associate Professor of the Department of Technical Physics, Belarusian National Technical University (65, Nezavisimosti Ave., 220013, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: elena.6714002@gmail.com