

Министерство науки и высшего образования  
Российской Федерации  
Федеральное государственное  
бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Тверской государственный университет»

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ  
ИЗУЧЕНИЯ КЛАСТЕРОВ,  
НАНОСТРУКТУР  
И НАНОМАТЕРИАЛОВ**

**PHYSICAL AND CHEMICAL ASPECTS  
OF THE STUDY OF CLUSTERS,  
NANOSTRUCTURES AND  
NANOMATERIALS**

**FIZIKO-HIMIČESKIE ASPEKTY  
IZUČENIÂ KLASTEROV,  
NANOSTRUKTUR I NANOMATERIALOV**

выпуск 13

ТВЕРЬ 2021

УДК 620.22:544+621.3.049.77+539.216.2:537.311.322: 530.145

ББК Ж36:Г5+В379

Ф50

Рецензирование статей осуществляется на основании Положения о рецензировании статей и материалов для опубликования в журнале «Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов».

**Официальный сайт издания в сети Интернет:**

**<https://www.physchemaspects.ru>**

**Ф50** Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов [Текст]. – Тверь: Издательство Тверского государственного университета, 2021. – Вып. 13. – 956 с.

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций, свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-47789 от 13.12.2011.

Издание составлено из оригинальных статей, кратких сообщений и обзоров теоретического и экспериментального характера, отражающих результаты исследований в области изучения физико-химических процессов с участием кластеров, наноструктур и наноматериалов физики, включая межфазные явления и нанотермодинамику. Журнал предназначен для научных и инженерно-технических работников, преподавателей ВУЗов, студентов и аспирантов. Издание подготовлено на кафедре общей физики Тверского государственного университета.

*Переводное название: Physical and chemical aspects of the study of clusters, nanostructures and nanomaterials*

*Транслитерация названия: Fiziko-himičeskie aspekty izučeniâ klasterov, nanostruktur i nanomaterialov*

УДК 620.22:544+621.3.049.77+539.216.2:537.311.322: 530.145

ББК Ж36:Г5+В379

Print ISSN 2226-4442

Online ISSN 2658-4360

© Коллектив авторов, 2021

© Тверской государственной  
университет, 2021

УДК 539.2: 669. (2-8)

Оригинальная статья

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БЕССВИНЦОВЫХ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИНКА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Д.А. Зерница<sup>1</sup>, В.Г. Шепелевич<sup>2</sup>

<sup>1</sup>УО «Мозырский государственный педагогический университет им. И.П. Шамякина»  
247760, Республика Беларусь, Мозырь, ул. Студенческая, 28  
dzernitsa@mail.ru

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет  
220030, Республика Беларусь, Минск, пр-т Независимости, 4  
shepelevich@bsu.by

DOI: 10.26456/pcascnn/2021.13.672

**Аннотация:** Представлены результаты исследований влияния сверхвысоких скоростей охлаждения расплава, равных не менее  $10^5$  К/с, на свойства быстрозатвердевших сплавов системы  $Zn-Sn$ . Верхняя область фольги, контактирующая с кристаллизатором в процессе затвердевания, имела дисперсные частицы второй фазы, и по мере удаления от верхних слоёв размеры частиц укрупнялись. При комнатной температуре протекает распад пересыщенного твёрдого раствора с выделением дисперсных частиц. Дополнительная термическая обработка приводит к укрупнению частиц второй фазы, и способствует снижению микротвёрдости. Быстрозатвердевшие фольги с максимальной концентрацией цинка характеризуются наличием текстуры (0001), которая по мере увеличения содержания олова в цинке ослабляется, и при легировании выше 20 мас. %  $Sn$  происходит перестройка на текстуру (10 $\bar{1}$ 0). Термическая обработка до 160 °С не приводит к изменению текстуры.

**Ключевые слова:** высокоскоростное затвердевание, бессвинцовые припои, сплав  $Zn-Sn$ , микротвёрдость, элементарная ячейка, изохронный отжиг, распад, твёрдый раствор.

### 1. Введение

Сплавы системы  $Zn-Sn$  являются основой для создания бессвинцовых припоев ПОЦ (припой олово-цинк), в которых концентрация компонентов меняется в широких пределах. Они имеют невысокую стоимость, минимальную взаимную растворимость, и не образуют интерметаллических соединений. В этой системе наблюдается эвтектическое превращение при концентрации 8,8 мас. %. Поэтому сплавы, близкие по составу к эвтектике, изучены достаточно хорошо, что нельзя сказать о сплавах, в которых основным компонентом является цинк, и используемых для создания припоев ПОЦ, содержащих менее 40 мас. % олова. В последние десятилетия активно используются ресурсосберегающие технологии для получения припоев в виде фольги, которые при определённых условиях пайки обладают преимуществом. Такой метод создания сплавов способствует получению материалов, обладающих иными свойствами, в отличие от материалов, полученных в равновесных условиях. Сверхвысокие скорости охлаждения расплава

приводят к формированию неравновесных структур, обладающих рядом особенностей, выраженных в измельчении фаз и структуры, и однородном распределении компонентов в твёрдых растворах, образовании новых метастабильных фаз, уменьшении микросегрегаций до их полного устранения [1]. Как правило, наряду с этими процессами свойства материалов также претерпевают изменения, а поскольку материалы находятся в термодинамическом неравновесном состоянии, важной задачей является не только получение таких структур, но и изучение их стабильности. В работах по исследованию системы  $Zn-20 \text{ мас. \% Sn}$  [2], полученных при малых скоростях охлаждения, отмечается дендритообразование, негативно сказывающееся на свойствах сплавов [3]. В связи с этим целью работы является исследование влияния сверхвысоких скоростей охлаждения расплава на свойства сплавов систем  $Zn-Sn$ , содержащих до 20 мас. % олова, и исследование их стабильности при термической обработке.

## 2. Методика эксперимента

Исходные компоненты  $Zn$  и  $Sn$  для приготовления сплавов имели чистоту не ниже 99,99%. Сплавы системы цинк-олово получены сплавлением в кварцевых ампулах. Затем кусочек сплава массой 0,1–0,2 г расплавляли и инжектировали на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного цилиндра (см. рис. 1). Скорость охлаждения расплава, как показал расчёт [4], не менее  $10^5 \text{ K/c}$ . Длина и ширина изготавливаемых фольг достигали 15 см и 10 мм соответственно. Для исследования использовались фольги толщиной 30...100 мкм.

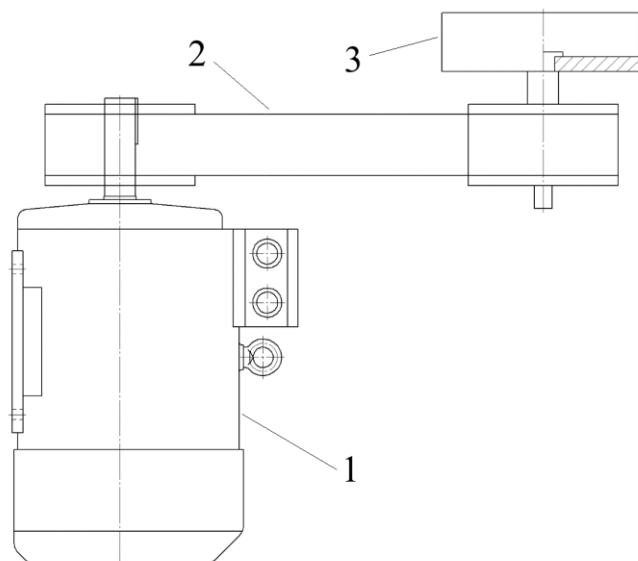


Рис. 1. Схема установки для получения фольги методом высокоскоростного затвердевания. 1 – электромотор, 2 – ременная передача, 3 – медный цилиндр.

Измерение микротвёрдости  $H_{\mu}$  по Виккерсу проведено на твердомере ПМТ-3 с погрешностью 4%. Изохронный отжиг исследуемой системы проводился в сушильном шкафу от комнатной температуры и до температуры плавления с интервалом 20 °С и выдержкой 20 мин для каждой температуры. Исследование микроструктуры проводилось с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) LEO 1455 VP, имеющего приставку для проведения фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel 5. Параметры микроструктуры определены с помощью стереометрического анализа (относительная погрешность не превышала 10%) [5]. Фазовый состав и текстура зёрен исследовались дифрактометром Rigaku Ultima IV с медным анодом. Для записи дифрактограммы исследуемые образцы подвергались съёмке со скоростью 2°/мин. Индексы дифракционных отражений  $hk\overline{(h-k)}l$  исследуемых образцов фольг определялись по базам данных ICDD (International Centre of Diffraction Data). Измерения параметра элементарной ячейки кристаллической решётки  $c$  проведены в соответствии с положением дифракционной линии 0004 (относительная погрешность определения не более 0,01%), используя программное обеспечение OriginPro 2018.

### 3. Результаты и их обсуждение

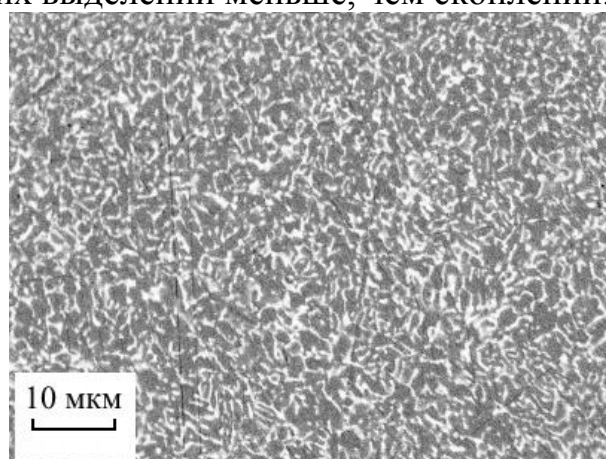
Для бинарных сплавов системы  $Zn-Sn$  характерно формирование двухфазной структуры. В ходе анализа рентгенограмм быстрозатвердевших фольг исследуемых сплавов в исходном состоянии наблюдались только дифракционные отражения цинка (0002,  $10\bar{1}0$ ,  $10\bar{1}1$ ,  $10\bar{1}2$ ,  $10\bar{1}3$ ,  $11\bar{2}0$ ) и олова (112, 400, 321, 420, 411, 312). Рефлексов, не принадлежащих олову и цинку, не было обнаружено. В фольгах с минимальной концентрацией олова (до 5 мас.%) наибольшим значением характеризуется линия 0002, что указывает на формирование чётко выраженной текстуры (0001) в цинке. При увеличении содержания олова выше 5 мас. % текстура (0001) ослабляется, и в сплаве  $Zn-30$  мас. %  $Sn$  наблюдается новая текстура ( $10\bar{1}0$ ). Объясняется это наличием легирующего элемента в сплаве, который на границе зёрен с ориентировкой (0002) начинает тормозить передвижение зёрен. Следовательно, благодаря легирующему элементу скорость роста зёрен с такой ориентировкой уменьшается, в то время как на смену ей приходит текстура  $10\bar{1}0$ .

Массивные образцы, полученные со средней скоростью охлаждения расплава ( $\sim 10^2$  К/с), имели двухфазную структуру, состоящую из твёрдых растворов цинка и олова. Наблюдались грубые стержнеподобные пластины цинка длиной до 100 мкм и толщиной до 15 мкм. Изображение

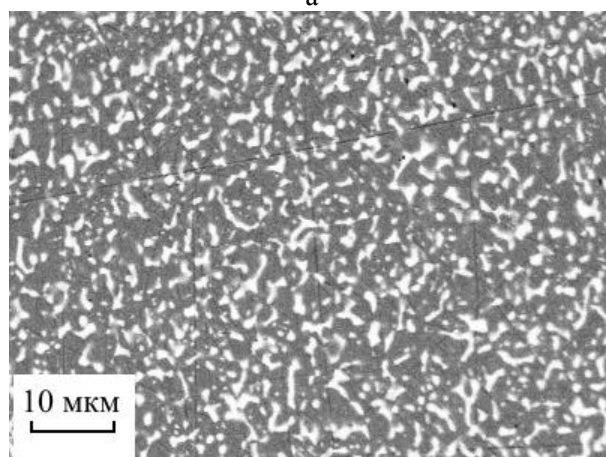
микроструктуры поперечного сечения быстрозатвердевшей фольги сплава  $Zn-20 \text{ мас. \% } Sn$  представлено на рис. 2 а. В исследуемых фольгах не наблюдается крупных стержнеподобных выделений, характерных для сплавов, полученных при малых и средних скоростях охлаждения [6]. Их отсутствие приводит к улучшению механических свойств. Условно поперечное сечение быстрозатвердевшей фольги можно разделить на несколько участков. Верхняя область, которая контактировала с кристаллизатором в процессе затвердевания, имела более дисперсные частицы второй фазы, и по мере удаления от верхних слоёв размеры частиц становились более крупными. В слое фольги, прилегающей к поверхности  $A$ , структура более дисперсная, чем в слое, прилегающей к поверхности  $B$ . Выделения олова (светлые участки) окружены выделениями цинка (тёмные области). Рассматривая системы цинка с оловом до 20 мас. %, отметим, что цинк связан сам с собою, т.е. является не одной отдельной частицей, и характеризует структуру в целом. Частицы олова полностью изолированы друг от друга, что видно на поперечном сечении (см. рис. 2 а). Происходит образование двух фаз: цинка и олова, которые являются твёрдыми растворами. Цинк в данном случае может быть пересыщен вследствие того, что его в объёме гораздо больше, и он является первичным. Используя метод случайных секущих, определены средние хорды на сечениях выделений олова (см. Таблицу 1), и распределение по размерным группам приведено на рис. 3 а. Средняя хорда микроструктуры в слое  $A$  меньше, чем в слое  $B$ , удельная поверхность фаз в слое  $A$  больше, чем в слое  $B$ , т.е. распределение выделений олова в фольге неоднородно, с перемещением фронта кристаллизации от поверхности  $A$  к поверхности  $B$  происходит их укрупнение (см. рис. 3 б). Переохлаждение жидкой фазы, как показал оценочный расчёт [4], не менее  $100^\circ\text{C}$ . Поэтому в слое, прилегающем к поверхности  $A$ , скорость зародышеобразования усиливается. При кристаллизации этого слоя происходит выделение теплоты, которое уменьшает переохлаждение расплава, и величина переохлаждения уменьшается до нескольких градусов [7]. Вследствие этого в последующих слоях закристаллизовавшегося сплава скорость образования зародышей уменьшается, их размер увеличивается, а удельная поверхность межфазной границы уменьшается. Отметим, что с увеличением концентрации олова до 20 мас. % происходит монотонное увеличение параметров средней хорды  $d$  и удельной поверхности межфазных границ  $S$ , что вызвано увеличением объёмной доли выделений олова.

Быстрозатвердевшие фольги сплавов системы  $Zn-Sn$  находятся в неустойчивом состоянии. На рис. 4, а приведены кривые зависимостей микротвёрдости быстрозатвердевших фольг исследуемых сплавов от

времени выдержки при комнатной температуре. С увеличением времени выдержки параметр  $H_{\mu}$  сначала увеличивается (~30%), а затем монотонно уменьшается при выдержке более 4–6 часов. На первом этапе выдержки происходит рост микротвёрдости, что связано с протеканием распада, и образованием большого количества скоплений олова вследствие пересыщения цинка. Далее скопления областей, обогащённых оловом, превращаются в выделения олова, наблюдаемые на микрофотографиях (см. рис. 2). Аналогичную зависимость наблюдали в сплавах  $Al-Cu$  [8]. Следовательно, в исследуемых сплавах цинка с оловом в силу того, что образуется пересыщенный твёрдый раствор цинка, начинается распад этого раствора. Происходит образование скоплений областей, имеющих повышенную концентрацию олова. Затем эти области превращаются в выделения, что наблюдается на графике микротвёрдости уменьшением кривой. Число этих выделений меньше, чем скоплений.



а



б

Рис. 2. а) поперечное сечение быстрозатвердевшей фольги сплава  $Zn-20$  мас. %  $Sn$  в исходном состоянии; б) после отжига при  $160^{\circ}C$  в течение 90 мин.

Параметр кристаллической решётки цинка  $c$ , как показали рентгеноструктурные исследования на примере быстрозатвердевшего

сплава  $Zn-5 \text{ мас. \% } Sn$ , монотонно уменьшается с  $4,946 \text{ \AA}$  до  $4,944 \text{ \AA}$  во время выдержки при  $295 \text{ K}$  от 1 до 50 ч соответственно, что свидетельствует о распаде пересыщенного твёрдого раствора на основе цинка, и выходом олова из матрицы, и подтверждается зависимостью микротвёрдости от времени выдержки (см. рис. 4 а). Образующиеся дисперсные выделения олова тормозят движение дислокаций. Вторым фактором, вызывающим увеличение  $H_{\mu}$ , может быть уменьшение вклада зернограничного проскальзывания из-за улучшения структуры границ зёрен и фаз, что наблюдалось ранее в быстрозатвердевших фольгах сплавов олова с висмутом, индием [9, 10]. Затем наступает процесс укрупнения выделений олова, что приводит к уменьшению их количества, и, следовательно, к облегчению движения дислокаций и уменьшению микротвёрдости. Этот процесс обусловлен тем, что исследуемые сплавы являются легкоплавкими и комнатная температура для них является высокой, вызывая активное протекание диффузии компонентов фаз.

Таблица 1. Параметры микроструктуры от концентрации олова в сплавах системы  $Zn-Sn$ .

Параметр	$Zn-2 \text{ мас. \% } Sn$	$Zn-5 \text{ мас. \% } Sn$	$Zn-10 \text{ мас. \% } Sn$	$Zn-20 \text{ мас. \% } Sn$
$d$ , мкм (в исходном образце)	0,3	0,4	0,4	0,5
$d$ , мкм (после отжига $160^{\circ}\text{C} / 90 \text{ мин}$ )	0,4	0,5	0,6	0,7
$S$ , ( $\text{мкм}^{-1}$ ) (в исходном образце)	0,4	0,7	1,3	1,8
$S$ , ( $\text{мкм}^{-1}$ ) (после отжига $160^{\circ}\text{C} / 90 \text{ мин}$ )	0,6	0,9	1,5	2,3

Повышение температуры отжига фольг приводит к дальнейшей активизации диффузионных процессов, и при нагреве фольг выше  $40^{\circ}\text{C}$  происходит дальнейшее уменьшение микротвёрдости (см. рис. 4 б). Изменение микротвёрдости в процессе термической обработки следует объяснить с точки зрения протекания изменений фазовых границ. Так, межфазные границы становятся более совершенными, что обеспечивает лучшую деформацию отдельных зёрен обеих фаз при измерении микротвёрдости, что отражается в уменьшении параметра  $H_{\mu}$ . Поэтому отжиг фольг при  $160^{\circ}\text{C}$  вызывает укрупнение выделений олова и уменьшение удельной поверхности межфазной границы. При отжиге наблюдается перераспределение длин хорд случайных секущих на

выделениях олова (см. рис. 3 б). Доля хорд в минимальной размерной группе после отжига при  $160^{\circ}\text{C}$  в течение 90 мин уменьшается, а доля хорд в последующих двух размерных группах увеличивается, что говорит о процессе рекристаллизации олова. Таким образом, отжиг фольг приводит к увеличению средней хорды  $d_{sn}$  и уменьшению удельной поверхности межфазных границ  $S$ , что наблюдалось ранее в эвтектических сплавах  $\text{Sn}-\text{Zn}$  при отжиге  $180^{\circ}\text{C}$  [11]. Эти изменения связаны с процессом коалесценции, при котором вследствие миграции границ фаз олово-цинк происходит слияние дисперсных частиц олова в более крупные сегрегации, сопровождающееся уменьшением межфазной границы.

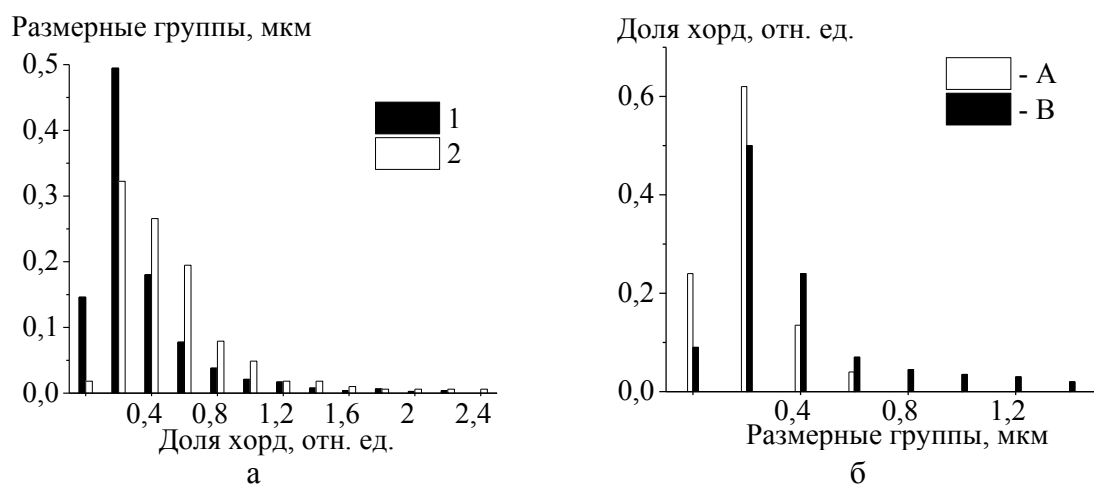


Рис. 3. Распределение хорд случайных секущих на сечениях выделений олова фольги сплава  $\text{Zn}-20 \text{ мас. \% Sn}$ : а) после изготовления (1) и после отжига при  $160^{\circ}\text{C}$  в течение 90 мин (2); б) в слоях А и В фольги сплава  $\text{Zn}-20 \text{ мас. \% Sn}$ .

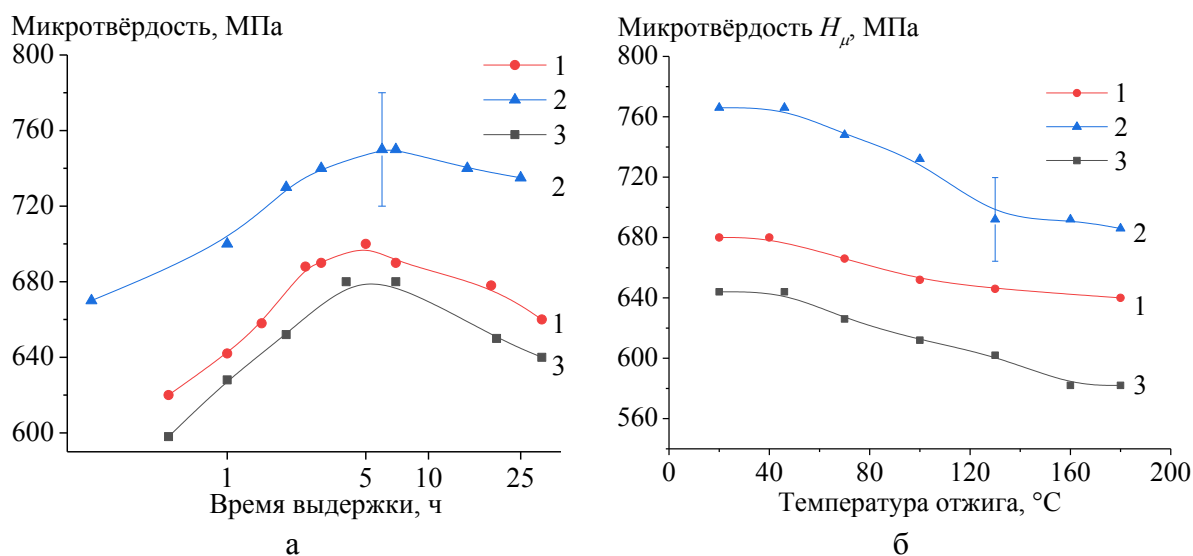


Рис. 4. Зависимость микротвёрдости быстрозатвердевших фольг сплавов системы  $\text{Zn}-\text{Sn}$ , содержащих 5 (1), 10 (2) и 20 мас. %  $\text{Sn}$  (3): а) от времени выдержки при комнатной температуре; б) при изохронном отжиге.

Следует также отметить, что существенного изменения текстуры при термической обработке до температуры, достигающей  $160^{\circ}\text{C}$ , по сравнению с исходным состоянием, не наблюдается. При различных температурах полюсные плотности дифракционных линий практически одинаковые, что свидетельствует о неизменности зёрненной ориентации. Тем не менее, несмотря на отсутствие изменений в полюсных плотностях, возможно протекание локальных эволюций в пределах границ зёрен, что выражается в улучшении их границ, снижению огрубления. Следовательно, происходят несущественные по объёму преобразования в олове и на границах зёрен, которые затрагивают  $Zn$ . Текстура при этом сохраняется, однако свойства изменяются, что, например, следует из анализа микротвёрдости, рассмотренного выше.

#### **4. Заключение**

Таким образом, в быстрозатвердевших фольгах системы  $Zn-Sn$  формируется микрокристаллическая структура. В исследуемых фольгах не наблюдается крупных стержнеподобных выделений, способствующих разрушению. Их отсутствие приводит к улучшению механических свойств. Размер частиц олова в поперечном сечении имеет неравномерный вид, более мелкие выделения находятся вблизи поверхности  $A$ , прилегающей к кристаллизатору, вследствие большой скорости зародышеобразования. При кристаллизации слоя вблизи поверхности  $A$  происходит выделение теплоты, которое уменьшает переохлаждение расплава, и величина переохлаждения уменьшается до нескольких градусов, что приводит к уменьшению скорости зародышеобразования в последующих слоях, и размер частиц увеличивается, а удельная поверхность межфазной границы уменьшается. В фольгах с минимальной концентрацией олова до 5 мас. % формируется чётко выраженная текстура  $(0001)$ , которая при увеличении содержания олова выше 5 мас. % ослабляется, и в сплаве  $Zn-30$  мас. %  $Sn$  образуется новая текстура  $(10\bar{1}0)$ . Быстрозатвердевшая фольга находится в неустойчивом состоянии, выдержка при комнатной температуре после получения фольг вызывает увеличение микротвёрдости вследствие распада пересыщенного твёрдого раствора на основе цинка, и дальнейшее увеличение объёмной доли олова, способствующее снижению микротвёрдости. Термическая обработка активизирует процесс укрупнения частиц второй фазы в фольге, и способствует снижению микротвёрдости. Границы зёрен цинка при выдержке фольг становятся более совершенными, уменьшается степень огрубления структуры, что препятствует движению дислокаций.

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

**Библиографический список:**

1. Герман, Г. Сверхбыстрая закалка жидких сплавов / Г. Герман. – Москва : Металлургия, 1986. – 375 с.
2. Santos, W.L.R. Plate-like cell growth during directional solidification of a Zn–20 wt % Sn high-temperature lead-free solder alloy / W.L.R. Santos, C. Brito, J.M.V. Quaresma, J.E. Spinelli, A. Garcia // *Materials Science and Engineering*. – 2014. – V. 182. – P. 29-36. DOI: 10.1016/j.mseb.2013.11.016.
3. Hsuan, T.C. Effects of aging treatment of mechanical properties and microstructure of Sn–8,5Zn–0,5Ag–0,01Al–0,1Ga solder / T.C. Hsuan, K.L. Lin // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – V. 456. – I. 1-2. – P. 209-219. DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.144.
4. Мирошниченко, И.С. Закалка из жидкого состояния / И.С. Мирошниченко. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.
5. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография (стереология металлических материалов) / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 270 с.
6. Santos, W.L.R. Microstructural development of hypoeutectic Zn–(10–40) wt % Sn solder alloys and impacts of interphase spacing and macrosegregation pattern on hardness / W.L.R. Santos, C. Brito, F. Bertelli, J.E. Spinelli, A. Garcia // *Journal of Alloys and compounds*. – 2015. – V. 647. – P. 989-996. DOI 10.1016/j.jallcom.2015.05.195.
7. Васильев, В.А. Высокоскоростное затвердевание расплава (теория, технология и материалы) / В.А. Васильев, Б.С. Митин, И.Н. Пашков и др.; под ред. Б.С. Митина. – М.: Интермет инжиниринг, 1998. – 400 с.
8. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. 4-е изд., испр. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
9. Шепелевич, В.Г. Формирование микроструктуры сплава Bi–40 мас. % Sn при высокоскоростной кристаллизации / В.Г. Шепелевич // *Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов*. – 2017. – Вып. 9. – С. 522-528. DOI: 10.26456/pcascnn/2017.9.522.
10. Шепелевич, В.Г. Фазовый состав, микроструктура и микротвердость сплава In–Sn, полученного высокоскоростной кристаллизацией / В.Г. Шепелевич, О.В. Гусакова, С.В. Гусакова // *Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук*. – 2018. – Т. 63. – № 3. – С. 290-296. DOI: 10.29235/1561-8358-2018-63-3-290-296.
11. Шепелевич, В.Г. Структура быстрозатвердевшей фольги эвтектического сплава Sn–8,8 мас. % Zn / В.Г. Шепелевич, Д.А. Зерница // *Журнал Белорусского государственного университета. Физика*. – 2020. – № 1. – С. 67-72. DOI: 10.33581/2520-2243-2020-1-67-72.

**References:**

1. Herman H. *Ultrarapid quenching of liquid alloys*. New York, London, Paris etc., Academic Press, 1981, xiv, 448 p.
2. Santos W.L.R. Brito C., Quaresma J.M.V., Spinelli J.E., Garcia A. Plate-like cell growth during directional solidification of a Zn–20 wt % Sn high-temperature lead-free solder alloy, *Materials Science and Engineering*, 2014, vol. 182, pp. 29-36. DOI: 10.1016/j.mseb.2013.11.016.
3. Hsuan T.C., Lin K.L. Effects of aging treatment of mechanical properties and microstructure of Sn–8,5Zn–0,5Ag–0,01Al–0,1Ga solder, *Materials Science and Engineering A*, 2007, vol. 456, issue 1-2, pp. 209-219. DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.144.
4. Miroshnichenko I.S. *Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya* [Quenching from a liquid state]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982, 168 p. (In Russian).
5. Saltykov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya (stereologiya metallicheskih materialov)* [Stereometric metallography (stereology of metallic materials)]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 270 p. (In Russian).
6. Santos W.L.R., Brito C., Bertelli F., Spinelli J.E., Garcia A. Microstructural development of hypoeutectic Zn–(10–40) wt % Sn solder alloys and impacts of interphase spacing and macrosegregation pattern on hardness, *Journal of Alloys and compounds*, 2015, vol. 647, pp. 989-996. DOI 10.1016/j.jallcom.2015.05.195.

7. Vasil'ev V.A., Mitin B.S., Pashkov I.N. et al. *Vysokoskorostnoe zatverdevanie rasplava (teoriya, tekhnologiya i materialy)* [High-speed solidification of the melt (theory, technology and materials)], ed. by B.S. Mitin. Moscow, Intermet inzhiniring Publ., 1998, 400 p. (In Russian).
8. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 480 p. (In Russian).
9. Shepelevich V.G. Formirovanie mikrostruktury splava *Bi–40* mas. % *Sn* pri vysokoskorostnoi kristallizatsii [Formation of microstructure of *Bi–40* wt. % *Sn* alloy during hightspeed crystallization], *Fiziko-khimicheskie aspekty izucheniya klasterov, nanostruktur i nanomaterialov* [Physical and chemical aspects of the study of clusters, nanostructures and nanomaterials], 2017, issue 9, pp. 522-528. DOI: 10.26456/pcascnn/2017.9.522. (In Russian).
10. Shepelevich V.G., Gusakova O.V., Husakova S.V. Fazovyi sostav, mikrostruktura i mikrotverdost' splava *In–Sn*, poluchennogo vysokoskorostnoi kristallizatsiei [Phase composition, microstructure and microhardness of alloy *In–Sn*, obtained by rapid crystallization], *Vestsi Natsyyanal'nai akadehmii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhniknykh navuk* [Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series], 2018, V. 63, no. 3, pp. 290-296. DOI: 10.29235/1561-8358-2018-63-3-290-296. (In Russian).
11. Shepelevich V.G., Zernitsa D.A. Struktura bystrozatverdevshei folgi ehvtekticheskogo splava *Sn–8,8* mas. % *Zn* [The structure of rapidly solidified foil of the eutectic *Sn–8,8* wt. % *Zn* alloy], *Zhurnal Belorusskogo gosudarstvennogo universiteta. Fizika* [Journal of the Belarusian State University. Physics], 2020, no. 1, pp. 67-72. DOI: 10.33581/2520-2243-2020-1-67-72. (In Russian).

*Original paper*

## **STUDY OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF LEAD-FREE RAPIDLY SOLIDIFIED ZINC-BASED ALLOYS DURING A HEAT TREATMENT**

D.A. Zernitsa<sup>1</sup>, V.G. Shepelevich<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Mozyr State Pedagogical University named after I.P. Shamiakin, Mozyr, Belarus*

<sup>2</sup>*Belarusian State University, Minsk, Belarus*

DOI: 10.26456/pcascnn/2021.13.672

**Abstract:** The results of studies of the effect of ultrahigh melt cooling rates, equal to at least  $10^5$  K/s, on the properties of rapidly solidified alloys of the *Zn–Sn* system are presented. The upper region of the foil, in contact with the crystallizer during solidification, had more dispersed particles of the second phase, and as the distance from the upper layers increased, the particle sizes increased. At room temperature, the decomposition of a supersaturated solid solution proceeds with the release of dispersed particles. Additional heat treatment leads to the coarsening of the particles of the second phase, and helps to reduce the microhardness. Rapidly solidified foils with a maximum zinc concentration are characterized by the presence of a (0001) texture, which weakens as the tin content in zinc increases, and upon alloying up to 30 wt. % *Sn* is rearranged to (10 $\bar{1}$ 0) texture. Heat treatment up to 160 °C does not change the texture.

**Keywords:** rapidly solidification, lead-free solders, *Zn–Sn* alloy, microhardness, unit cell, isochronous annealing, decomposition, solid solution.

*Зерница Денис Александрович – младший научный сотрудник, аспирант кафедры физики и математики УО «Мозырский государственный педагогический университет им. И.П. Шамякина».*

*Шепелевич Василий Григорьевич – д.ф.-м.н., профессор кафедры физики твёрдого тела физического факультета Белорусского государственного университета.*

*Denis A. Zernitsa – Postgraduate Student, Junior Researcher, Department of Physics and Mathematics, Faculty of Physics and Engineering, Mozyr State Pedagogical University named after I.P. Shamiakin.*

*Vasilii G. Shepelevich – Dr. Sc., Professor, Department of Solid State Physics, Faculty of Physics, Belarusian State University*

Поступила в редакцию/received: 15.08.2021; после рецензирования/ revised: 16.09.2021; принята/accepted 20.09.2021.