

УДК (539.26+539.533):669.71

Оригинальная статья

Особенности структуры и свойства сплавов системы Sn-Zn-Si-Al, полученных методом сверхбыстрой кристаллизации из расплава

Д.А. Зерница¹, В.Г. Шепелевич²

¹УО «Мозырский государственный педагогический университет им. И.П. Шамякина»
247760, Беларусь, Мозырь, ул. Студенческая, 28

²Белорусский государственный университет
220030, Беларусь, Минск, пр-т Независимости, 4
dzernitsa@mail.ru, shepelevich@bsu.by

DOI: 10.26456/pcascnn/2024.16.110

Аннотация: Представлены результаты исследований микроструктуры быстрозатвердевшей фольги сплава $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$. Проведено исследование фазового состава быстрозатвердевшей фольги. Установлено однородное распределение легирующего кремния и алюминия в олове в виде твёрдого раствора. Выявлено формирование текстуры (100) олова и (10 $\bar{1}$ 0) цинка, связанное с преимущественным ростом кристаллитов, у которых плотноупакованные плоскости олова и цинка перпендикулярны направлению теплоотвода при кристаллизации. Выполнен анализ структуры и свойств фольги при изотермическом отжиге и естественном старении, с описанием протекающих процессов. Установлено формирование дисперсной структуры вследствие высокой степени переохлаждения жидкой фазы с увеличением степени дисперсности цинка при изотермическом отжиге (средняя хорда d на сечениях фаз цинка составляет 1,24 мкм до термообработки и 0,42 мкм после изотермического отжига в течение 170 мин при 150°C) наряду с неизменностью текстуры при термической обработке. Объяснено изменение микротвёрдости фольги в процессе естественного старения, выраженного образованием большого количества скоплений выделений фаз олова и цинка вследствие их пересыщения, а также армирующим действием легирующих элементов (Si, Al). При термической обработке цинк растворяется в матричной фазе, с уменьшением его объёма, тогда как доля разупрочняющей фазы олова увеличивается, что приводит к снижению микротвёрдости.

Ключевые слова: быстрозатвердевшие структуры, многокомпонентный сплав, цинк, олово, пересыщенный раствор, структура, изотермический отжиг, кремний, алюминий.

1. Введение

В последние десятилетия интерес к сплавам, полученным в неравновесных условиях, возрастает. Это обусловлено уникальными свойствами таких сплавов, выраженными в повышенной прочности, улучшенной коррозионной стойкости, и др. Многокомпонентные сплавы системы Sn–Zn находят применение в различных отраслях промышленности, например, в электротехнике и электронике, машиностроении, и т.д. [1]. Сверхбыстрая закалка из жидкой фазы (скорость охлаждения может превышать 10⁵ К/с) позволяет получать данные сплавы с таким набором характеристик, которые недостижимы при использовании традиционных методов литья [2]. При скоростях охлаждения сплавов более 10⁵ К/с удаётся получить широкий спектр

метастабильных сплавов, в которых наблюдается значительное снижение химической неоднородности распределения компонентов фаз, увеличение пределов взаимной растворимости, а также измельчение структурных составляющих материалов, что улучшает их механические свойства и технические характеристики, однако приводит к образованию неустойчивой структуры, которая изменяется в результате проведения термической обработки сплавов [3, 4]. В связи с этим целью данной работы было исследование влияния сверхвысоких скоростей охлаждения на структуру и свойства быстрозатвердевших фольг многокомпонентных сплавов системы $Sn-Zn-Si-Al$ в исходном состоянии и в условиях термического воздействия.

2. Методика эксперимента

В данной работе были исследованы быстрозатвердевшие многокомпонентные сплавы системы $Sn-Zn-Si-Al$. Сплав $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$ (мас.%) изготовлен из компонентов, чистота которых не превышает 99,99%. Сплавы системы $Sn-Zn-Si-Al$ изготовлены сплавлением компонентов в кварцевых ампулах. Фольги используемых материалов получены сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы путем затверждения капли расплава (~0,2 г) на внутренней полированной поверхности медного вращающегося цилиндра [5]. Толщина исследуемых фольг составляла 40-90 мкм. Скорость охлаждения расплава, как показал расчет [2], была не менее 10^6 К/с.

Химический состав и поверхностная структура изучалась с помощью растрового электронного микроскопа LEO1455VP. Рентгеноспектральный микроанализ сплава осуществлен с использованием детектора «Rontec». Рентгеноструктурный анализ выполнен на дифрактометре «Rigaku Ultima IV». Текстура быстрозатвердевших фольг исследована методом обратных полюсных фигур, полюсная плотность p_{hkl} дифракционных линий 0002, $10\bar{1}0$, $10\bar{1}1$, $10\bar{1}2$, $10\bar{1}3$, $11\bar{2}0$, $11\bar{2}2$ и $20\bar{2}1$ рассчитана по методу Харриса. Микротвердость H_μ по Виккерсу измерялась с помощью прибора ПМТ-3. Исследования проводились при нагрузке 20 г для всех образцов, время выдержки нагрузки 60 с. Изотермический отжиг исследуемых фольг проводился в температурном диапазоне 20-230°C с шагом в 20°C и выдержкой по 20 мин при каждой температуре. Изотермический отжиг осуществлялся при температуре 150°C в интервале 30-170 мин. Относительная погрешность измерения H_μ составляла не более 5%.

3. Результаты и их обсуждение

Рентгенограмма быстрозатвердевшей фольги сплава

$Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$ имеет дифракционные линии олова (200, 101, 211 и др.) и цинка (0002, $10\bar{1}0$, $10\bar{1}1$, $10\bar{1}2$ и др.), т.е. быстрозатвердевший сплав состоит из твёрдых растворов олова и цинка. Также присутствуют слабоинтенсивные рефлекссы фаз кремния и алюминия.

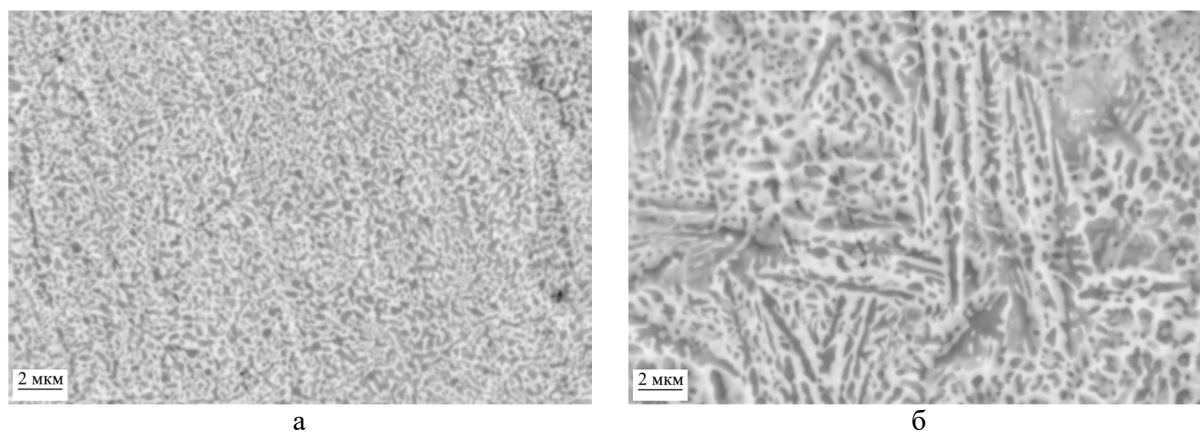


Рис. 1. Морфология поверхностных слоёв быстрозатвердевшей фольги $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$: а – поверхность А; б – поверхность В.

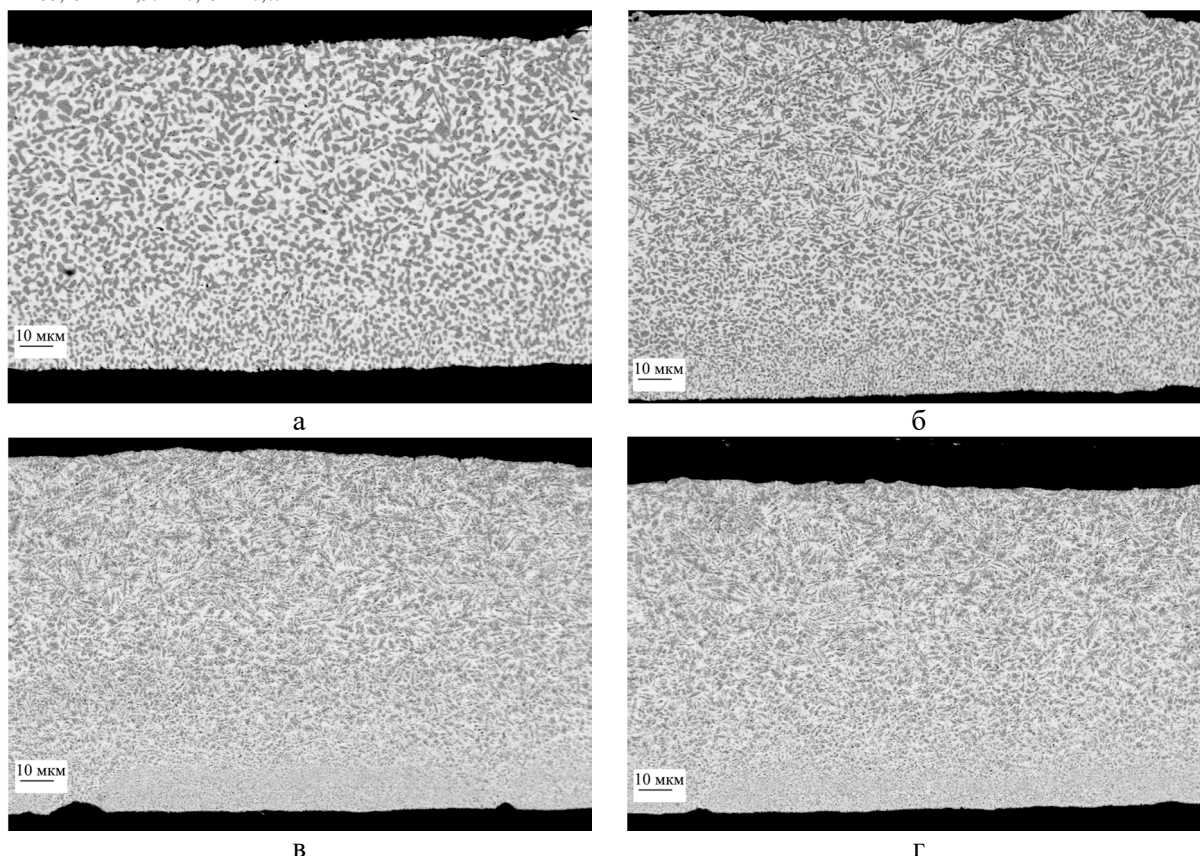


Рис. 2. Изображение микроструктуры поперечного сечения быстрозатвердевшей фольги сплава $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$: а – в исходном (свежезакалённом) состоянии; б – после отжига 30 мин/150°C; в – после отжига 90 мин/150°C; г – после отжига 170 мин/150°C.

Сторона фольги *A*, полученная в результате сверхбыстрой кристаллизации и контактирующая с гладкой поверхностью кристаллизатора, имеет гладкую и зеркальную морфологию (см. рис. 1 а). Противоположная поверхность фольги (см. рис. 1 б) имеет морфологию с выраженными неровностями, выступами и впадинами, что связано с выделением теплоты в слое фольги, прилегающей к кристаллизатору, и уменьшением градиента температуры при отдалении от прилегающего слоя. Слой, затвердевающий на воздухе, отдаёт тепло, что приводит к возникновению температурного градиента в этом слое фольги [6]. Химические составы исследуемой фольги на гладкой (*A*) и противоположной (*B*) поверхностях совпадают.

Изображение микроструктуры в поперечном сечении быстрозатвердевшей фольги сплава $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$, полученной через сутки после изготовления, приведено на рис. 2 а. Наблюдаются тёмные и светлые области. С помощью рентгеноспектрального микроанализа было выявлено, что тёмные участки соответствуют выделениям цинка, а светлая область – олову [7]. Кремний и алюминий однородно распределены в олове в виде твёрдого раствора.

Параметры микроструктуры определены методом случайных секущих сечений цинка [8, 9], и представлены в Таблице 1.

Таблица 1. Значения параметров микроструктуры быстрозатвердевших фольг сплавов $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$ в исходном состоянии и после изотермического отжига.

Параметры микроструктуры	В исходном (свежезакалённом) состоянии	После отжига 30 мин/150°C	После отжига 90 мин/150°C	После отжига 170 мин/150°C
Объёмная доля цинка, %	42,48	40,51	31,56	28,79
Средняя хорда цинка <i>d</i> , мкм	1,24	0,93	0,49	0,42
Удельная поверхность <i>S</i> , мкм ⁻¹	1,41	1,79	2,63	2,82

Формирование наблюдаемой структуры обусловлено высокими переохлаждениями жидкости [2, 3]. Переохлаждённый расплав является пересыщенным жидким раствором. В расплавах при температурах, близких к эвтектическим, происходит кластерообразование с близкой к структуре кристаллических фаз. В области температур, выше эвтектических, кластеры являются неустойчивыми, и в результате теплового движения атомов исчезают [6]. Устойчивость кластеров находится в области температур, ниже эвтектических. В таком случае кластеры со временем растут с образованием кристаллитов. Вследствие

случайного характера кластерообразования во всём объёме пересыщенного жидкого раствора это является причиной однородности кристаллических фаз исследуемого быстрозатвердевшего сплава. Измельчение выделений фаз обуславливается высокой степенью переохлаждения жидкости [5].

В быстрозатвердевших фольгах исследуемых сплавов наблюдается преимущественная ориентация зёрен обеих фаз. Значения полюсных плотностей дифракционных линий олова и цинка представлены в Таблицах 2 и 3.

Таблица 2. Полюсные плотности дифракционных линий олова в быстрозатвердевшем сплаве $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$.

Дифракционные линии	В исходном состоянии	После отжига 100°C / 20 мин	После отжига 160°C / 20 мин
200	4,4	4,4	4,3
101	0,7	0,7	0,8
220	0,2	0,2	0,2
211	0,2	0,2	0,2
301	0,3	0,3	0,3
112	0,2	0,2	0,2

Таблица 3. Полюсные плотности дифракционных линий цинка в быстрозатвердевшем сплаве $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$.

Дифракционные линии	В исходном состоянии	После отжига 100°C / 20 мин	После отжига 160°C / 20 мин
0002	0,5	0,5	0,4
10 $\bar{1}$ 0	2,5	2,6	2,5
10 $\bar{1}$ 1	0,6	0,6	0,6
10 $\bar{1}$ 2	0,5	0,4	0,5
11 $\bar{2}$ 0	1,6	1,7	1,6
11 $\bar{2}$ 2	0,4	0,4	0,4
20 $\bar{2}$ 1	0,8	0,9	0,9

Максимальные значения полюсной плотности имеют дифракционные линии олова 200 и цинка 10 $\bar{1}$ 0, что свидетельствует о формировании текстуры (100) олова и (10 $\bar{1}$ 0) цинка. Образование наблюдаемых текстур олова и цинка в исследуемой быстрозатвердевшей фольге обусловлено преимущественным ростом кристаллитов, у которых плотноупакованные плоскости олова и цинка перпендикулярны направлению теплоотвода при кристаллизации. Такой выраженный характер формирующейся текстуры наблюдается при кристаллизации чистых компонентов [10].

Отметим, что по мере роста зёрен данная текстура теряется, и как следствие, ослабевает. В формировании текстуры участвует примерно

половина толщины фольги (текстурообразование выражается сильнее с увеличением толщины фольги), т.е. наблюдается текстура роста, а с увеличением расстояния от поверхности фольги разориентировка зёрен увеличивается, текстура (100) ослабевает. Экспериментальные данные подтверждают, что осью текстуры зарождения фольги сплава $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$ является направление $\langle 100 \rangle$. Однако с ростом толщины фольги происходит перестройка текстуры зарождения на текстуру роста, с сохранением, но некоторым ослаблением текстуры. Такой вывод был сделан на основе результатов анализа текстур методом рентгеноспектрального микроанализа, при котором электронный пучок при взаимодействии с фольгой даёт дифракционные линии на преимущественно верхних слоях фольги, на которой возникает текстура зарождения, представленная плоскостью 100 [5].

Быстрозатвердевший сплав $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$ находится в термодинамически неустойчивом состоянии [11]. В процессе изотермического отжига структура быстрозатвердевшего сплава (см. рис. 2 б-г) изменяется, становится более дисперсной, что отражено в Таблице 1. С увеличением продолжительности отжига при 150°C средний размер выделений цинка снижается в 3 раза, а объёмная доля фазы цинка уменьшается. По результатам рентгеноспектрального микроанализа установлено, что атомы цинка растворяются в матричном растворе оловянной фазы.

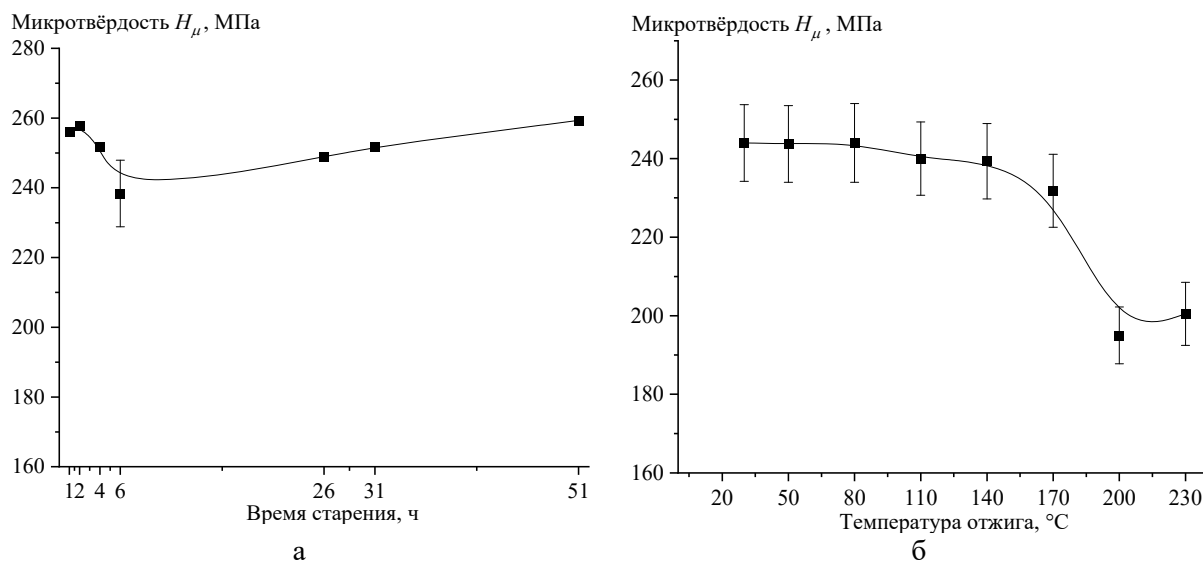


Рис. 3. График изменения микротвёрдости быстрозатвердевшей фольги сплава $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$: а – при естественном старении; б – при изохронном отжиге

В процессе отжига перестройки текстуры не наблюдается, что следует из результатов расчёта полюсных плотностей дифракционных

линий олова и цинка (см. Таблицы 2, 3). Проводя анализ микротвёрдости при естественном старении быстрозатвердевшего сплава $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$ (см. рис. 3 а), отмечается начальный подъём графика в первые 2 часа выдержки, и последующая стабилизация параметра H_μ . Некоторый рост на графике в последующие временные интервалы выдержки объясняется погрешностью измерения. На первом этапе выдержки рост микротвёрдости обусловлен образованием большого количества скоплений олова (цинка) вследствие пересыщения цинка (олова), а также армирующим действием легирующих элементов. Далее скопления участков, обогащённых оловом (цинком), превращаются в выделения олова (цинка) [12].

Изохронный отжиг (см. рис. 3 б) приводит к резкому снижению микротвёрдости при температурах, начиная от 170°C. Цинк растворяется в матричной фазе, с уменьшением его объёма, тогда как доля разупрочняющей фазы олова увеличивается, что приводит к снижению микротвёрдости при термической обработке (см. рис. 1).

4. Заключение

Таким образом, быстрозатвердевший сплав $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$ имеет дисперсную структуру, состоящую после изготовления и выдержки при комнатной температуре из твёрдых растворов олова и цинка, и дисперсных частиц легирующих элементов. Измельчение выделений фаз обуславливается высокой степенью переохлаждения жидкости. Однородность распределения фаз в сплаве $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$ является полезной характеристикой особенно при его использовании такого сплава в качестве материала для изготовления припоев, уплотнительного материала и элементов электротехнических устройств различного назначения [13, 14].

Установлено формирование текстуры (100) олова и (10 $\bar{1}$ 0) цинка, связанное с преимущественным ростом кристаллитов, у которых плотноупакованные плоскости олова и цинка перпендикулярны направлению теплоотвода при кристаллизации. Выявлено, что при изотермическом отжиге при 150°C средний размер выделений цинка снижается в 3 раза, а объёмная доля Zn цинка уменьшается. Установлено, что атомы цинка растворяются в матричном растворе оловянной фазы. При отжиге текстура не изменяется.

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (грант № Ф24МП-054).

Библиографический список:

1. **Chen, K.I.** Effects of small additions of Ag, Al, and Ga on the structure and properties of the Sn-9Zn eutectic

- alloy / K.I. Chen, S.-C. Cheng, S. Wu, K.-L. Lin // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2006. – V. 416. – I. 1-2. – P. 98-105. DOI: 10.1016/j.jallcom.2005.08.034.
2. **Мирошниченко, И.С.** Закалка из жидкого состояния / И.С. Мирошниченко. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.
3. **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.
4. **Kamal, M.** Effect of rapid solidification on structure and properties of some lead-free solder alloys / M. Kamal, E.-S. Gouda // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2006. – V. 21. – I. 8. – P. 736-740. DOI:10.1080/10426910600727890.
5. **Shepelevich, V.G.** The formation of the structure of the alloys of the Tin-Zinc system upon high-speed solidification / V.G. Shepelevich, D. A. Zernitsa // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2021. – V. 12. – I. 4. – P. 1094-1099. DOI: 10.1134/S2075113321040407.
6. Сверхбыстрая закалка жидких сплавов / под ред. Г. Германа; пер. с англ. Е.А. Жураковского, В.В. Федорова, под ред. В.Т. Борисова. – М.: Металлургия, 1986. – 375 с.
7. **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 et al. // *Journal of Alloys and compounds*. – 2015. – V. 647. – P. 989-996. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.05.195.
8. **Салтыков, С.А.** Стереометрическая металлография (стереология металлических материалов) / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 270 с.
9. **Мальцев, В. М.** Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / В.М. Мальцев. – М.: Книга по Требованию, 2012. – 366 с.
10. **Suganuma, K.** High-temperature lead-free solders: properties and possibilities / K. Suganuma, S.-J. Kim, K.-S. Kim // *JOM. The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*. – 2009. – V. 61. – I. 1. – P. 64-71. DOI: 10.1007/s11837-009-0013-y.
11. **Новиков, И.И.** Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. – 4-е изд., испр. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
12. **Lan, G.-A.** The role of eutectic phase and acicular primary crystallized Zn phase on electrification-fusion induced fracture of Sn-xZn solder alloys / G.-A. Lan, T.-S. Lui, L.-H. Chen // *Materials Transactions*. – 2011. – V. 52. – I. 11. – P. 2111-2118. DOI: 10.2320/matertrans.M2011194.
13. **Пат. 2138378 Российская Федерация, МПК B23K 35/26 (1995.01).** Припой для пайки цинка и его сплавов гидроксипатита / Вайнерман А.Е., Чумакова И.В., Карпов В.В., Архипова Л.Т., Сорин В.Г., Асеев М.Ю.; заявитель и патентообладатель ООО «АРТ-ЭКСПЕРТ». – № 96118389/02; заявл. 30.08.1996; опубл. 27.09.1999. – 1 с.
14. Wang, X.J. Effect of doping Al on the liquid oxidation of Sn-Bi-Zn solder / X. J. Wang, Q. S. Zhu, B. Liu et al. // *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*. – 2014. – V. 25. – I. 5. – P. 2297-2304. DOI: 10.1007/s10854-014-1875-5.

References:

1. Chen K.I., Cheng S.-C., Wu S., Lin K.-L. Effects of small additions of Ag, Al, and Ga on the structure and properties of the Sn-9Zn eutectic alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, vol. 416, issue 1-2, pp. 98-105. DOI: 10.1016/j.jallcom.2005.08.034.
2. Miroshnichenko I.S. *Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya* [Quenching from a liquid state]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982, 168 p. (In Russian).
3. 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).
4. Kamal M. Gouda E.-S. Effect of rapid solidification on structure and properties of some lead-free solder alloys, *Materials and Manufacturing Processes*, 2006, vol. 21, issue 8. pp. 736-740. DOI: 10.1080/10426910600727890.
5. Shepelevich V.G., Zernitsa D.A. The formation of the structure of the alloys of the Tin-Zinc system upon high-speed solidification, *Inorganic Materials: Applied Research*, 2021, vol. 12, issue 4, pp. 1094-1099. DOI: 10.1134/S2075113321040407.
6. Herman H. *Ultrarapid quenching of liquid alloys*. New York, London, Paris, Academic Press, 1981, XIV+448 p.
7. Santos W.L.R., Brito C., Bertelli F. et al. 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.

8. Saltykov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya (stereologiya metallicheskih materialov)* [Stereometric metallography (stereology of metallic materials)]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 270 p. (In Russian).

9. Maltsev V.M. *Metallografiya promyshlennykh tsvetnykh metallov i splavov* [Metallography of industrial non-ferrous metals and alloys]. Moscow, Kniga po Trebovaniyu Publ., 2012, 366 p. (In Russian).

10. Suganuma K., Kim S.-J., Kim K.-S. High-temperature lead-free solders: Properties and possibilities, *JOM. The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, 2009, vol. 61, issue 1, pp. 64-71. DOI: 10.1007/s11837-009-0013-y.

11. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals], 4th ed. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 480 p. (In Russian).

12. Lan G.-A., Lui T.-S., Chen L.-H. The role of eutectic phase and acicular primary crystallized Zn phase on electrification-fusion induced fracture of Sn-xZn solder alloys, *Materials Transactions*, 2011, vol. 52, issue 11, pp. 2111-2118. DOI: 10.2320/matertrans.M2011194.

13. Vajnerman A.E., Chumakova I.V., Karpov V.V., Arhipova L.T., Sorin V.G., Aseev M.Yu. *Pripoj dlya pajki cinka i ego splavov* [A solder for soldering zinc and its alloy]. Patent RF, no. 2138378, 1999. (In Russian).

14. Wang X.J., Zhu Q.S., Liu B. et al. Effect of doping Al on the liquid oxidation of Sn-Bi-Zn solder, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2014, vol. 25, issue 5, pp. 2297-2304. DOI: 10.1007/s10854-014-1875-5.

Original paper

Structural features and properties of the Sn-Zn-Si-Al system alloys obtained by the method of rapid solidification from the melt

D.A. Zernitsa¹, V.G. Shepelevich²

¹*Mozyr State Pedagogical University named after I.P. Shamiakin, Mozyr, Belarus*

²*Belarusian State University, Minsk, Belarus*

DOI: 10.26456/pcascnn/2024.16.110

Abstract: The article presents the results of studying the microstructure of rapidly solidified foil of $Sn_{55,18}Zn_{44,50}Si_{0,23}Al_{0,09}$ alloy. The phase composition of rapidly solidified foil was studied. A uniform distribution of alloying silicon and aluminum in tin in the form of a solid solution was established. The formation of the (100) texture of tin and (10 $\bar{1}$ 0) of zinc was revealed, associated with the predominant growth of crystallites, in which the close-packed planes of tin and zinc are perpendicular to the direction of heat removal during crystallization. An analysis of the structure and properties of the foil during isothermal annealing and natural aging was performed, with a description of the processes occurring. Formation of a dispersed structure due to high degree of supercooling of liquid phase with increase of degree of dispersion of zinc during isothermal annealing (average chord d on sections of zinc phases is 1,24 μ m before heat treatment and 0,42 μ m after isothermal annealing for 170 min at 150°C) along with invariance of texture during heat treatment is established. Change of the microhardness of foil during natural aging, noticeable formation of large number of clusters of precipitations of tin and zinc phases due to their supersaturation, as well as reinforcing action of alloying elements (Si, Al) are explained. During heat treatment zinc dissolves in the matrix phase, with decrease of its volume, while share of softening phase of tin increases which leads to a decrease in the microhardness.

Keywords: rapidly solidified structures, multicomponent alloy, zinc, tin, supersaturated solution, structure, isothermal annealing, silicon, aluminum.

Зерница Денис Александрович – к.ф.-м.н., старший преподаватель кафедры инженерно-педагогического образования, УО «Мозырский государственный педагогический университет им. И.П. Шамякина»

Шепелевич Василий Григорьевич – д.ф.-м.н., профессор кафедры физики твёрдого тела и нанотехнологий физического факультета, Белорусский государственный университет

Denis A. Zernitsa – Ph. D., Senior Lecturer, Department of Engineering and Pedagogical Education of the Educational Institution, Mozyr State Pedagogical University named after I.P. Shamyakin

Vasili G. Shepelevich – D. Sc., Professor, Department of Solid State Physics and Nanotechnology of the Physics Faculty, Belarusian State University

Поступила в редакцию/received: 04.09.2024; после рецензирования/revised: 11.10.2024; принята/accepted 15.10.2024.