
ПРОМЫШЛЕННАЯ И АГРАРНАЯ ЭКОЛОГИЯ

INDUSTRIAL AND AGRICULTURAL ECOLOGY

УДК 539.24;539.231;538.91-403

ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫЕ БЕССВИНЦОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПАЙКИ НА ОСНОВЕ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕЙ ФОЛЬГИ Al-Sn (МИКРОСТРУКТУРА И СТАБИЛЬНОСТЬ)

О. В. ГУСАКОВА¹⁾, А. Н. СКИБИНСКАЯ¹⁾, Ю. М. ШУЛЬЯ¹⁾

¹⁾Международный государственный экологический институт имени А. Д. Сахарова,
Белорусский государственный университет,
ул. Долгобродская, 23/1, 220070, г. Минск, Беларусь

Изложены результаты исследования микроструктуры фольги сплавов системы Al-Sn с содержанием алюминия до 10 ат. %, полученных методом сверхбыстрой закалки из расплава при скорости охлаждения расплава 10^5 К/с. Исследуемые сплавы являются перспективными для замены свинец-содержащих припоев при переходе на экологически чистую бессвинцовую пайку. Фольга сплавов эвтектического и около эвтектического составов затвердевает с образованием пересыщенного алюминием твердого раствора на основе олова. При комнатной температуре в результате непрерывного распада твердого раствора на границах и в объеме зерен выделяются частицы алюминия, размер которых не превышает 200 нм.

Образец цитирования:

Гусакова ОВ, Скибинская АН, Шулья ЮМ. Экологически чистые бессвинцовые материалы для пайки на основе быстрозатвердевшей фольги Al-Sn (микроструктура и стабильность). *Журнал Белорусского государственного университета. Экология*. 2020;1:83–90.

For citation:

Gusakova OV, Skibinskaya HN, Shulya YuM. Environmentally friendly lead-free soldering materials based on rapidly solidified Al-Sn foil (microstructure and stability). *Journal of the Belarusian State University. Ecology*. 2020;1:83–90. Russian.

Авторы:

Ольга Вадимовна Гусакова – кандидат физико-математических наук, доцент; доцент кафедры ядерной и радиационной безопасности.

Анна Николаевна Скибинская – старший преподаватель кафедры ядерной и радиационной безопасности.

Юлия Михайловна Шулья – старший преподаватель кафедры энергоэффективных технологий.

Authors:

Olga V. Gusakova, PhD (physics and mathematics), docent; associate professor at the department of nuclear and radiation safety.

ol.gusakova@gmail.com

Hanna N. Skibinskaya, senior lecturer at the department of nuclear and radiation safety.

skopets.0804@gmail.com

Yuliya M. Shulya, senior lecturer at the department of energy efficient technologies.

yuliyashulya@gmail.com

Микроструктуры фольги сплавов Al – 94,2 ат. % Sn и Al – 90,7 ат. % Sn, кроме наноразмерных включений Al, содержат крупные включения, размер которых растёт по мере удаления от поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору. Быстрозатвердевшая фольга имеет микрокристаллическую структуру. В фольге сплавов Al – 97,8 ат. % Sn и Al – 96,7 ат. % Sn наблюдается образование двойников. С ростом концентрации Al средний размер зерен уменьшается, а количество двойников растёт. Старение фольги при комнатной температуре приводит к увеличению концентрации Al на границах зерен в эвтектических и около эвтектических сплавах и образованию усов в фольге сплавов с концентрацией Al, превышающей 3 ат. %.

Ключевые слова: алюминий; олово; высокоскоростное затвердевание; микроструктура; стабильность.

Благодарность. Работа выполнена в рамках проекта № Ф18Р-105 Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований.

ENVIRONMENTALLY FRIENDLY LEAD-FREE SOLDERING MATERIALS BASED ON RAPIDLY SOLIDIFIED AL-SN FOIL (MICROSTRUCTURE AND STABILITY)

O. V. GUSAKOVA^a, H. N. SKIBISKAYA^a, Yu. M. SHULYA^a

^aInternational Sakharov Environmental Institute, Belarusian State University,
23/1 Dauhabrodskaja Street, Minsk 220070, Belarus
Corresponding author: O. V. Gusakova (ol.gusakova@gmail.com)

The results of the microstructure of the foil of Al-Sn system alloys with an aluminum content of up to 10 at. % obtained by ultrafast quenching from a melt at a melt cooling rate of 10^5 K/s. The foil of alloys of eutectic and near-eutectic compositions solidifies with the formation of a tin-based solid solution supersaturated with aluminum. Aluminum particles the size of which does not exceed 200 nm precipitate at the grains volume and at the grains boundaries at room temperature, as a result of the continuous decomposition of the solid solution. The microstructure of the Al – 94,2 at. % Sn and Al – 90,7 at. % Sn foil, in addition to, contains not only nanoscale Al inclusions but large ones whose size grows with distance from the surface of the foil adjacent to the mold. A rapidly solidified foil has a microcrystalline structure. The formation of twins is observed in the Al – 97,8 at. % Sn and Al – 96,7 at. % Sn foil. With an increase in Al concentration, the average grain size decreases, and the number of twins increases. Ageing of the foil at room temperature leads to an increase in the Al concentration at the grain boundaries in the eutectic and near-eutectic alloys and to the formation of whiskers in the foil of alloys with an Al concentration exceeding 3 at. %.

Key words: aluminum; tin; rapid solidification; microstructure; stability.

Acknowledgments. This work was carried out as part of project No. F18R-105 of the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research.

Введение

Сплавы системы «алюминий – олово» находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Они широко используются для изготовления подшипников скольжения [1], рассматриваются в качестве перспективных материалов в экологически чистой водородной энергетике [2]. Сплавы Al-Sn эвтектического и около эвтектического состава применяются в качестве экологически чистых бессвинцовых припоев для пайки алюминия и изделий из него [3]. С конца прошлого века по инициативе Японии начались работы, направленные на ограничение и исключение использования свинца в электронной промышленности, в частности была поставлена задача замены припоев, содержащих свинец, на бессвинцовые. Известно, что свинец, наряду с ртутью и мышьяком, относится к классу высокоопасных веществ и является сильнейшим ядом. При попадании в организм через дыхательные пути или пищевод свинец поражает большинство органов и систем, при этом он практически не выводится.

Проблема свинцовой пайки состоит в том, что в настоящее время огромное количество бытовой техники выбрасывается на свалки. Оттуда свинец попадает в воду, а затем в организм человека. В 2002 г. Европейское сообщество одобрило «Положение об отходах радиоэлектронного и электрооборудования» (WEEE) и «Положение о применении некоторых опасных веществ в радиоэлектронном и электрооборудовании» (RoHS), согласно которым с 1 июля 2006 г. свинец запрещен к использованию в производстве радиоэлектронной аппаратуры в ЕС. Анализ показал, что единственно возможной заменой свинец-содер-

жащих припоев могут быть сплавы на основе олова, в частности сплавы системы Sn-Al, поскольку обладают достаточно низкой температурой плавления.

В большинстве случаев применения сплавов системы Al-Sn требуется однородное распределение мелкодисперсных компонентов. Пайка алюминия наиболее эффективна при малых перегревах. Однако для массивов при невысоких перегревах невозможно получить однородную микроструктуру расплава. В нем остаются крупные частицы, наличие которых приводит к образованию дефектов в паяном соединении и снижению растекаемости расплава [4]. Использование в качестве припоя быстрозатвердевшей фольги с исходно мелкодисперсной микроструктурой повышает качество паяного соединения, в частности улучшается его радиационная и коррозионная стойкость [5]. Надежным способом измельчения структурных составляющих материалов является повышение скорости затвердевания. Высокоскоростное затвердевание, реализуемое в методе сверхбыстрой закалки из расплава, позволяет достичь скоростей охлаждения расплава до 10^5 – 10^7 К/с. Показано, что твердость быстрозатвердевших сплавов Al-Sn вдвое выше, чем у массивов [6]. Исследования фазового состава сплава Al-Sn, содержащего до 15 ат. % Al, выявили возможность получения аморфной структуры при скорости охлаждения расплава 10^7 К/с [7]. Аморфная фольга обладает высокой хрупкостью и рассыпается в порошок [8]. В связи с этим целесообразно получение и исследование микроструктуры и свойств фольги при скорости охлаждения расплава 10^5 – 10^6 К/с. В низкотемпературной эвтектике Al-Sn могут протекать интенсивные диффузионные процессы, приводящие к изменению микроструктуры и свойств не только при высокой, но и при комнатной температуре. Цель исследования – изучение микроструктуры и свойств фольги, полученной при скорости охлаждения расплава 10^5 – 10^6 К/с, и установление их временной стабильности.

Материалы и методы исследования

Исходные массивные сплавы изготавливались из алюминия (марки А999) и олова (марка 01 пч) путем предварительного сплавления в ампуле и последующего отлива в графитовую изложницу размером 20x10x2 мм. Скорость охлаждения расплава при этом оценивается в 10^2 К/с. Фольгу получали методом сверхбыстрой закалки из расплава. Для получения фольги использовался медный кристаллизатор, вращающийся со скоростью 2000 об/с. Часть массивного образца (~ 0,2 г) расплавлялась в печи при температуре 800 °С и выдерживалась при этой температуре 40–60 с. Расплав выливался на внутреннюю поверхность вращающегося кристаллизатора, растекался по поверхности и затвердевал в виде фольги толщиной 30–60 мкм. Элементный состав исследованных сплавов приведен в табл. 1. Относительная погрешность определения состава не превышала 5 %.

Таблица 1

Состав исследованных сплавов

Table 1

The composition of the investigated alloys

	Концентрация, ат. %				
Al	1,5	2,2	3,3	5,8	9,3
Sn	98,5	97,8	96,7	94,2	90,7

Микроструктура фольги исследовалась с помощью растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP. Определение элементного состава осуществлялось с помощью рентгеновского спектрометра Aztec Energy Advanced X-Max 80. Зеренная структура фольг изучалась методом дифракции обратно отраженных электронов с помощью приставки фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel 5 к микроскопу. Исследовались микроструктуры поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору (А) и противоположной свободно затвердевающей поверхности (В), а также изучалась микроструктура поперечного сечения фольги. Для исследования поперечного сечения приготавливались шлифы. Полировка осуществлялась при использовании шлифовально-полировальный машины TegraPol 25 с применением материалов и технологий фирмы Struers.

Измерения микротвердости проводили на микротвердомере 735MVA. Мерой микротвердости служила величина диагонали отпечатка индентора Виккерса. Микротвердость определялась делением нагрузки на площадь боковой поверхности полученного отпечатка. Величина нагрузки составляла 10 г. Исследования проводились на 3 образцах каждого сплава, по 10 отпечатков на каждом. Таким образом, среднее значение микротвердости находилось по 30 отпечаткам. Максимальная погрешность при определении величины микротвердости не превышает 9 %.

Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 1 представлены микроструктуры поперечных сечений быстрозатвердевшей фольги эвтектического и около эвтектического составов, полученные на РЭМ в отраженных электронах через 24 ч после изготовления. В выносках приведены участки фольги при большем увеличении.

Микроструктура фольги зависит от концентрации алюминия. В фольге доэвтектического сплава Al – 98,5 ат. % Sn наблюдаются темные выделения, локализованные на границе зерен и декорирующие границы зерен, а также наноразмерные частицы, однородно распределенные в объеме зерна. Размер частиц не превышает 200 нм. Зерна в основном имеют столбчатую структуру и при толщине фольги 30–40 мкм могут прорасти на всю ее толщину.

В быстрозатвердевшей фольге эвтектического сплава Al – 97,8 ат. % Sn наблюдается измельчение зерен, а также образование микродвойников в зерне (показаны стрелками на рис. 1б). В объеме зерна увеличивается плотность частиц, размер частиц не изменяется. Микроструктура фольги заэвтектического сплава Al – 96,7 ат. % Sn сходна с доэвтектической и эвтектической, но отличается измельчением зерна и увеличением количества микродвойников (рис. 1в).

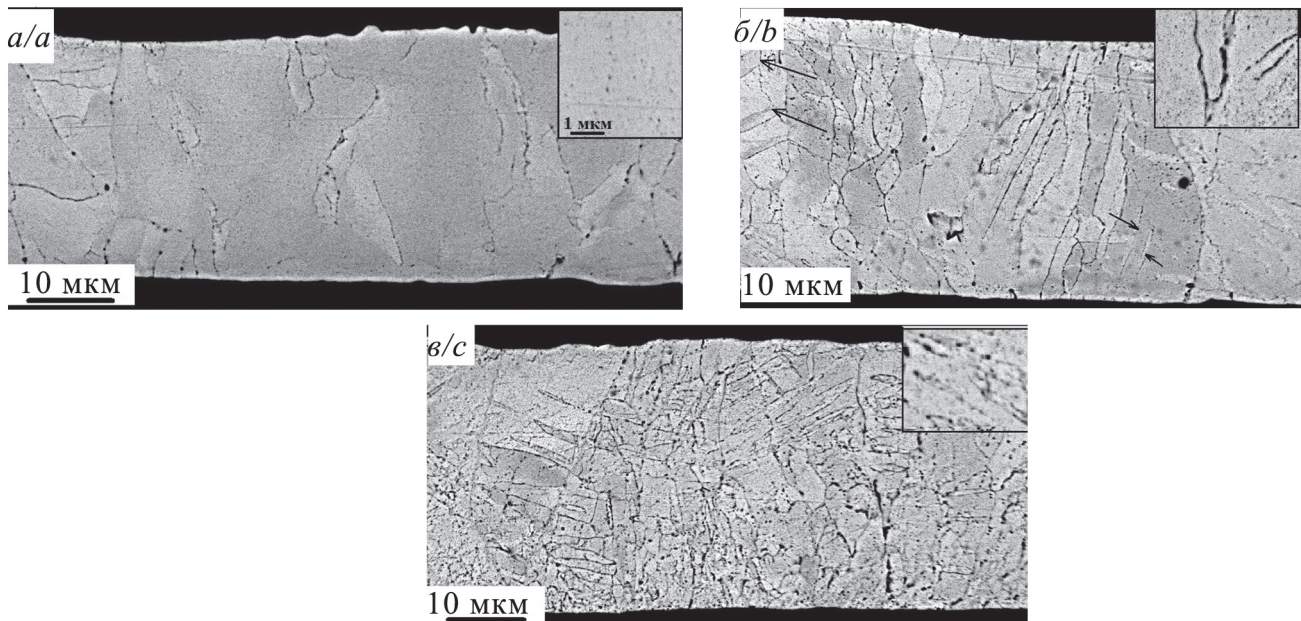


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения быстрозатвердевшей фольги:
 а – сплав Al – 98,5 ат. % Sn; б – Al – 97,8 ат. % Sn; в – Al – 96,7 ат. % Sn

Fig. 1. The microstructure of cross-section of rapidly solidified foil:
 a – alloy Al – 98,5 at. % Sn; в – Al – 97,8 at. % Sn; c – Al – 96,7 at. % Sn

На рис. 2 представлено распределение олова и алюминия вдоль линии сканирования L – L¹. При прохождении электронного луча через темные частицы возрастает интенсивность линий алюминия. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, в фольге присутствуют фазы β-Sn и Al. Таким образом, наблюдаемые в фольге всех составов темные включения принадлежат фазе алюминия.

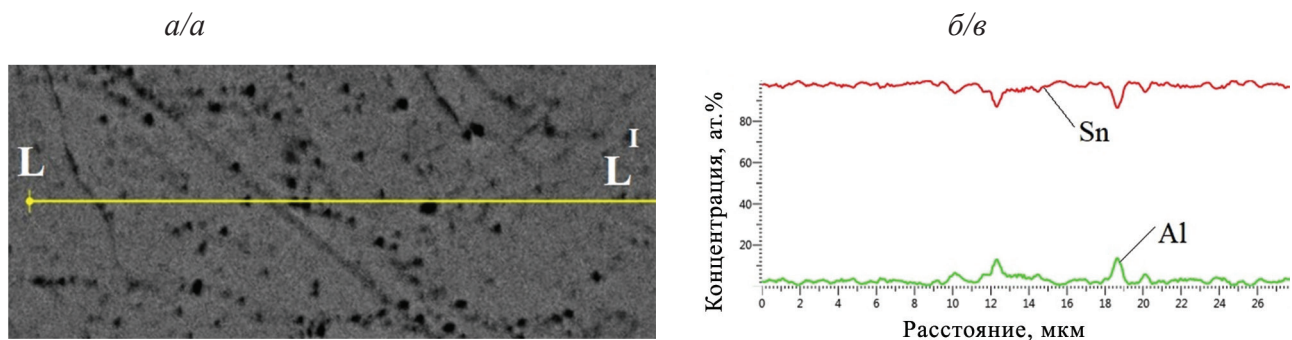


Рис. 2. Микроструктура а и распределение Al и Sn вдоль линии сканирования L–L¹ б фольги сплава Al – 96,7 ат. % Sn

Fig. 2. The microstructure a and distribution of Al and Sn along the scan line L–L¹ б of the foil of the alloy Al – 96,7 at. % Sn

Установленная зависимость микроструктуры от концентрации компонент связана с механизмом кристаллизации при высокоскоростном затвердевании. В используемом методе получения фольги переохлаждение расплава до начала затвердевания может достигать 100 К [9]. При глубоком переохлаждении расплава и высокой скорости теплоотвода скорость фронта кристаллизации оценивается равной нескольким метрам в секунду [10]. Согласно справочным данным, при равновесном затвердевании растворимость Al в β -Sn ничтожно мала [11]. Однако при высокой скорости движения границы раздела фаз «твердое тело – расплав», сравнимой со скоростью диффузии атомов в переохлажденном расплаве, могут реализоваться бездиффузионные механизмы затвердевания, что приводит к повышению растворимости компонент [12]. Очевидно, что для быстрозатвердевшей фольги сплавов Al-Sn около эвтектического состава с концентрацией алюминия до 3–3,5 ат. %, скорость затвердевания оказывается достаточной для бездиффузионной кристаллизации. Поскольку размеры ионов Al (51 пм) меньше размера ионов Sn (93 пм) [13], то в пересыщенном твердом растворе на основе β -Sn возникают сжимающие напряжения. В результате релаксации напряжений в процессе затвердевания происходит внутризеренная деформация двойникованием, в отличие от фольги чистого олова, где двойникование не наблюдается [14]. Рост концентрации алюминия в твердом растворе обеспечивает увеличение напряжений в решетке олова и приводит к большому количеству двойников.

В пределах ошибки измерения размеры частиц внутри зерен эвтектического и около эвтектического составов можно считать одинаковыми и постоянными по толщине фольги. Наблюдаемые через 25 ч после изготовления фольги частицы Al образуются в результате распада пересыщенных твердых растворов алюминия в β -Sn, который протекает при комнатной температуре с достаточно высокой скоростью. Высокая скорость распада твердого раствора на основе β -Sn при комнатной температуре обусловлена интенсивными диффузионными процессами, так как комнатная температура, равная 273 К, составляет 54 % от температуры плавления Sn (504 К). Повышение концентрации алюминия выше эвтектического до 3,3 ат. % обеспечивает уменьшение размеров зерна и образование большого количества границ двойников внутри зерна. Эти границы служат стоками для избыточной примеси и в объеме зерна концентрации примеси сравнимы.

Микроструктуры быстрозатвердевшей фольги сплавов с содержанием алюминия, которое существенно выше эвтектического, приведены на рис. 3. В микроструктуре фольги с концентрацией алюминия 5,8 и 9,3 ат. % Al обнаруживается увеличение размеров частиц алюминия по мере перемещения от поверхности А к поверхности В.

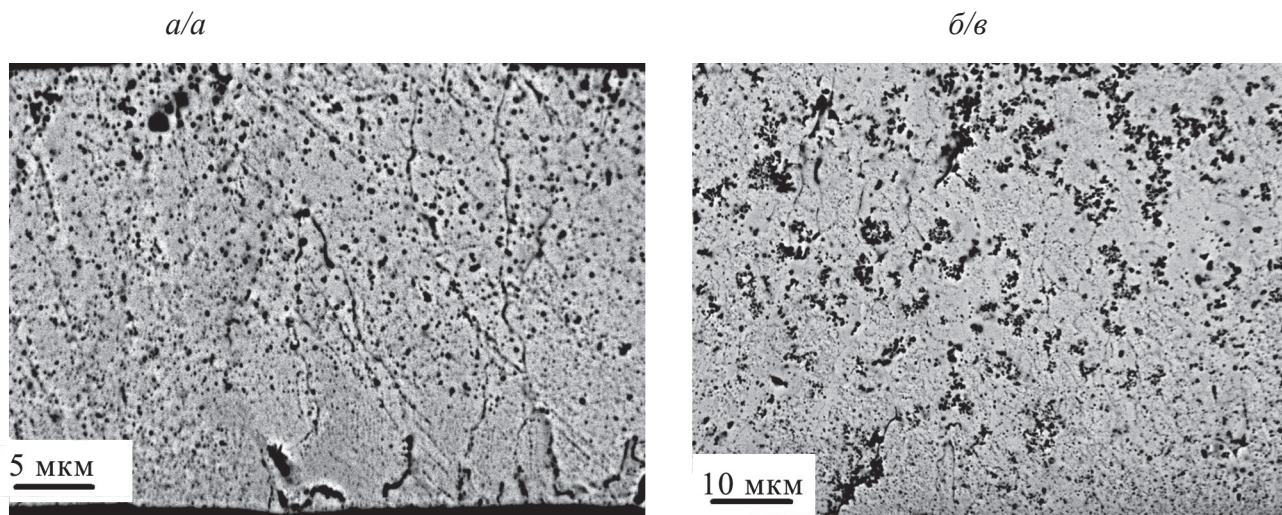


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения быстрозатвердевшей фольги: а – сплав Al – 95,2 ат. % Sn; б – Al – 90,7 ат. % Sn

Fig. 3. The microstructure of cross-section of rapidly solidified foil: a – alloy Al – 95,2 at. % Sn; b – Al – 90,7 at. % Sn

На рис. 4 приведены зависимости среднего размера частиц алюминия от расстояния от поверхности А, примыкающей к кристаллизатору для фольги исследованных составов. Определения размеров частиц проводились методом секущих по фотографиям микроструктуры, полученным на РЭМ при увеличении 10000 и 20000 и разрешении микроскопа 20 нм.

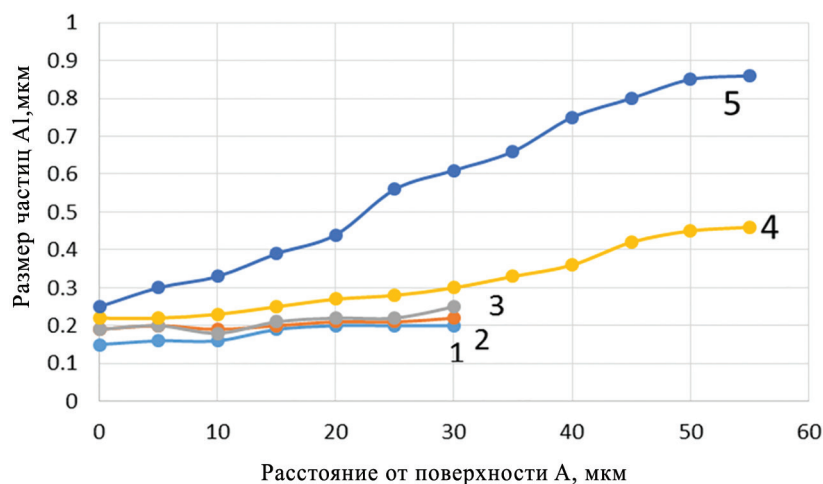


Рис. 4. Зависимость среднего размера частиц Al от расстояния до кристаллизатора для различных составов фольги: 1 – Al – 98,5 ат. % Sn; 2 – Al – 97,8 ат. % Sn; 3 – Al – 96,7 ат. % Sn; 4 – Al – 95,2 ат. % Sn; 5 – Al – 90,7 ат. % Sn

Fig. 4. Dependence of the average Al particle size on the distance to the crystallizer for various foil compositions: 1 – Al – 98,5 at. % Sn; 2 – Al – 97,8 at. % Sn; 3 – Al – 96,7 at. % Sn; 4 – Al – 95,2 at. % Sn; 5 – Al – 90,7 at. % Sn

Отличия в микроструктуре фольги сплавов около эвтектического и заэвтектического составов обусловлены различными условиями затвердевания. Толщина фольги сплавов Al – 95,2 ат. % Sn и Al – 90,7 ат. % Sn почти в 2 раза выше толщины фольги около эвтектических сплавов, что может быть обусловлено меньшей растекаемостью расплава. В относительно толстых фольгах невозможно получить одинаковые условия охлаждения для слоев, прилегающих к кристаллизатору и удаленных от него. После затвердевания нижних слоев выделяется скрытая теплота кристаллизации и переохлаждение расплава на границе раздела твердое тело – расплав уменьшается. Это означает снижение растворимости и выделение относительно крупных частиц Al из расплава. Поэтому средний размер частиц алюминия растет по толщине фольги. Однако в объеме зерна остается достаточно большое количество алюминия, образующего твердый раствор замещения и выделяющегося в виде отдельных включений участка в средней части фольги сплава Al – 90,7 ат. % Sn (рис. 5).

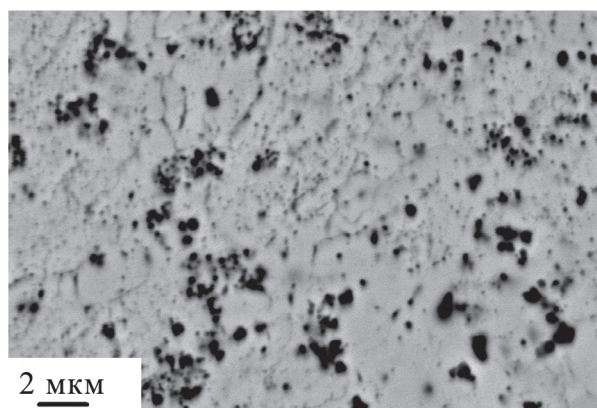


Рис. 5. Микроструктура фольги Al – 90,7 ат. % Sn

Fig. 5. The microstructure of the Al – 90,7 at. % Sn foil

В фольге сплавов Al – 95,2 ат. % Sn и Al – 90,7 ат. % Sn не обнаруживаются двойников, что может быть связано с резким уменьшением размеров зерен и релаксацией напряжения за счет зернограницного проскальзывания. На рис. 5 границы зерен декорированы выделившимся слоем Al (их размер составляет 2–3 мкм).

Старение фольги при комнатной температуре для фольг около эвтектического состава проходит с уменьшением числа частиц Al в объеме зерна за счет их растворения и выделения на границах зерен и субзерен (рис. 6а). Однако для сплавов с концентрацией Al выше 3,3 ат. % при старении наблюдается растрескивание по границе зерна и рост усов. Длина усов может достигать нескольких мм (рис. 6б).

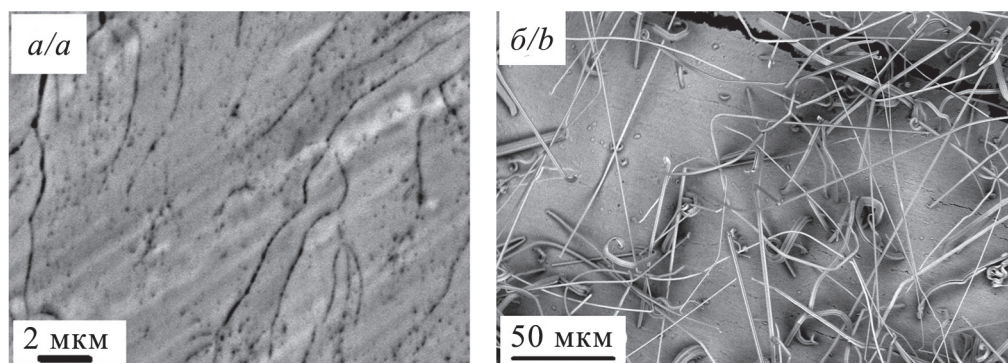


Рис. 6. Микроструктура поверхности быстрозатвердевшей фольги через 125 ч после изготовления:
а – сплав Al – 96,7 ат. % Sn; б – Al – 95,2 ат. % Sn

Fig. 6. The microstructure of surface of rapidly solidified foil after 125 h after its manufacture:
a – alloy Al – 96,7 at. % Sn; b – Al – 95,2 at. % Sn

Рост усов характерен для технически чистого олова, а также обнаруживается в сплавах Sn-Ag [15]. Считается, что основной причиной роста усов в олове является воздействие сжимающих напряжений как внутренних, так и внешних [16]. Обнаруженный рост усов приводит к ограничению использования сплавов Al-Sn заэвтектических составов с концентрацией алюминия выше 3 ат.% в качестве припоев.

Заключение

Микроструктура быстрозатвердевшей фольги сплавов Al – 98,5 ат. % Sn, Al – 97,8 ат. % Sn и Al – 96,7 ат. % Sn формируется в результате распада пересыщенного алюминием твердого раствора на основе β -Sn, что приводит к образованию наноразмерных включений алюминия, равномерно расположенных по объему фольги. В фольге сплавов Al – 95,2 ат. % Sn и 5 – Al – 90,7 ат. % Sn наблюдаются также первичные включения Al. Быстрозатвердевшая фольга сплавов системы Al-Sn микрокристаллична, размер зерен уменьшается с повышением концентрации алюминия. Предложен механизм образования микродвойников в зернах около эвтектического состава и роста усов в фольгах с концентрацией алюминия выше 3 ат. %. Проведенные исследования свидетельствуют, что сверхбыстрая закалка позволяет получать материалы для экологически чистых бессвинцовых припоев с улучшенными характеристиками.

Библиографические ссылки

1. Белов НА, Миронов АЕ, Столярова ОО. *Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения*. Москва: Издательский Дом МИСиС; 2016. 222 с.
2. Abbas YM, Hassan Ibrahim A, Mosaad S, Orabi M. Hydrogen production using Al-Sn alloys prepared by rapid solidification. *Journal of Advances in Physics*. 2017;13(6):4971–4984. DOI: 10.24297/jap.v13i6.6194.
3. Alam ME, Gupta M. Development of extremely ductile lead-free Sn-Al solders for futuristic electronic packaging applications. *Electronic Materials Letters*. 2014;10(2):515–524. DOI: 10.1007/s13391-013-3087-1.
4. Далакова НВ, Елекоева КМ, Кашежев АЗ, Манукянц АР, Прохоренко АД, Понежев МХ, Созаев ВА. Политермы углов смачивания алюминия и алюминий-литиевого сплава расплавами на основе олова. *Поверхность: Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2014;4:60–63. DOI: 10.7868/S020735281404012X.
5. Пашков ИН, Пикунов МВ, Таволжский СА, Пашков АИ. Разработка процессов получения и применения сплавов припоев в дисперсионном состоянии с микроскопической или аморфной структурой. *Металлург*. 2010;6:43–45.
6. Eman Dr, Abel J. Study Microstructure and Mechanical Properties of Rapidly Solidified of Al-Sn oy Melt Spinning. *International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering*. 2015;15(4):53–61.
7. Tarek EA. Amorphous and metastable crystalline structures in rapidly solidified Sn-Al system using melt-spinning technique. *Radiation Effects & Defects in Solids*. 2004;159:535–538. DOI: 10.1080/10420150412331323041.
8. Reeve KN, Choquette SM, Anderson IE, Handwerke CA. Rapid Solidification of Sn-Cu-Al Alloys for High-Reliability, Lead-Free Solder: Part I. Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Solders. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2016;47(12):6507–6525. DOI: 10.1007/s11661-016-3738-6.
9. Александров ВД, Постников ВА. Зависимость предкристаллизационного переохлаждения расплава висмута от массы образцов. В: *Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики*. 2003;29(7):48–54.
10. Herlach DM. Nonequilibrium solidification of undercooled melts. *Materials Science Engineering*. 1994;R12(4–5):177–272. DOI: 10.1063/1.2903920.
11. Лякишева НП, редактор. *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Справочник. Москва: Машиностроение; 1996. 992 с.
12. Галенко ПК, Херлах ДМ. Бездиффузионный рост кристаллов в эвтектической системе при высокоскоростном затвердевании. *Журнал экспериментальной и теоретической физики*. 2006;130(1):170–180.

13. Никольский БП, Рабинович РА, редакторы. Справочник химика. 2-е издание. Москва –Ленинград: Химия; 1966. Том 1. 1071 с.
14. Gusakova O, Shepelevich V. The influence of melt flow on grain structure of tin and its alloys produced by ultrafast quenching from the melt. In: *Structural and Phase Transformations in Materials: Theory, Computer Modelling and Experiment. International Conference 2017 March 23–27, Ekaterinburg, Russian Federation. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. Ekaterinburg: [publisher unknown]; 2017. Volume 192. p. 1–6. DOI: 10.1088/1757-899X/192/1/012015.
15. Tu KN, Changpin Chen, Albert T. Wu Stress analysis of spontaneous Sn whisker growth. *Journal of Materials Science: Materials Electronics*. 2007;18:269–282. DOI:10.1007/s10854-006-9029-z.
16. Osenbach JW, DeLucca JM, Potteiger BD, Amin A, Baiocchi FA. Sn-whiskers: truths and myths. *Journal Materials Science: Materials Electronics*. 2007;18:283–305. DOI:10.1007/s10854-0069030-6.

References

1. Belov NA, Mironov AE, Stolyarova OO. *Aluminyevye splavy antifriktsionnogo naznacheniy* [Aluminum alloys of antifriction purpose]. Moscow: Izdatelskiy Dom MISiS; 2016. 222 p. Russian.
2. Abbas YM, Hassan Ibrahim A, Mosaad S, Orabi M. Hydrogen production using Al-Sn alloys prepared by rapid solidification. *Journal of Advances in Physics*. 2017;13(6):4971–4984. DOI: 10.24297/jap.v13i6.6194.
3. Alam ME, Gupta M. Development of extremely ductile lead-free Sn-Al solders for futuristic electronic packaging applications. *Electronic Materials Letters*. 2014;10(2):515–524. DOI: 10.1007/s13391-013-3087-1.
4. Dalakova NV, Elekoeva KM, Kashezhev AZ, Manukyants AR, Prokhorenko AD, Ponezhev MKh, Sozaev VA. *Politermy uglov smachivania alumina i aluminiy-litievogo splava rasplavami na osnove olova* [Polytherms of Wetting Angles of Aluminium and Aluminium Lithium Alloys by Tin Based Melts]. *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques.*, 2014; 4:60–63. DOI: 10.7868/S020735281404012X. Russian.
5. Pashkov IN, Pikunov MV, Tavolzhskiy SA, Pashkov AI. *Razrabotka protsessov polucheniya i primeneniya splavov pri poyev v dispersionnom sostojanii s mikroskopicheskoy ili amorfnoy strukturoy* [Development of processes for the preparation and use of alloys of solders in the dispersion state with a microscopic or amorphous structure]. *Metallurg*. 2010;6:43–45. Russian.
6. Eman Dr, Abel J. Study Microstructure and Mechanical Properties of Rapidly Solidified of Al-Sn oy Melt Spinning. *International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering*. 2015;15(4): 53–61.
7. Tarek EA. Amorphous and metastable crystalline structures in rapidly solidified Sn-Al system using melt-spinning technique. *Radiation Effects & Defects in Solids*. 2004;159:535–538. DOI: 10.1080/10420150412331323041.
8. Reeve KN, Choquette SM, Anderson IE, Handwerke CA. Rapid Solidification of Sn-Cu-Al Alloys for High-Reliability, Lead-Free Solder: Part I. Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Solders. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2016;47(12):6507–6525. DOI: 10.1007/s11661-016-3738-6.
9. Aleksandrov VD, Postnikov VA. *Zavisimost' predkristallizatsionnogo pereokhlazhdeniya rasplava vismuta ot massy obraztsov* [Dependence of precrystallization supercooling of a bismuth melt on the mass of samples]. *Journal of Experimental and Theoretical Physics Letters*. 2003;29(7):48–54. Russian.
10. Herlach D.M. Nonequilibrium solidification of undercooled melts. *Materials Science Engineering*. 1994;R12(4–5):177–272. DOI: 10.1063/1.2903920.
11. Lyakisheva NP, editor. *Diagrammy sostojaniya dvoynykh metallicheskih system* [State diagrams of double metal systems. Reference]. Moscow: Mashinostroenie; 1996. 992 p. Russian.
12. Galenko PK, Herlach DM. *Bezdiffuzionny rost kristallov v evtekticheskoy sisteme pri vysokoskorostnom zatverdevanii* [Diffusionless crystal growth in a eutectic system during high-speed solidification]. *Zhurnal eksperimentalnoy i teoreticheskoy fiziki*. 2006;130(1):170–180. Russian.
13. Nikolsky BP, Rabinovich RA, editors. Handbook of the chemist. 2nd edition. Moscow; Leningrad: Khimia; 1966. Part 1. 1071 p. Russian.
14. Gusakova O, Shepelevich V. The influence of melt flow on grain structure of tin and its alloys produced by ultrafast quenching from the melt. In: *Structural and Phase Transformations in Materials: Theory, Computer Modelling and Experiment. International Conference 2017 March 23–27, Ekaterinburg, Russian Federation. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. Ekaterinburg: [publisher unknown]; 2017. Volume 192. p. 1–6. DOI: 10.1088/1757-899X/192/1/012015.
15. Tu KN, Chen C, Wu AT. Stress analysis of spontaneous Sn whisker growth. *Journal of Materials Science: Materials Electronics*. 2007;18:269–282. DOI:10.1007/s10854-006-9029-z.
16. Osenbach JW, DeLucca JM, Potteiger BD, Amin A, Baiocchi FA. Sn-whiskers: truths and myths. *Journal of Materials Science: Materials Electronics*. 2007;18:283–305. DOI:10.1007/s10854-0069030-6.

Статья поступила в редколлегию 04.12.2019.
Received by editorial board 04.12.2019.