

ВЛИЯНИЕ ВИСМУТА И СВИНЦА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРУ СПЛАВА Al–5%Si–4%Cu–4%Sn

© 2019 г. К.Ю. Червякова, А.О. Яковлева, Н.А. Белов, И.В. Шкалей

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, г. Москва

Статья поступила в редакцию 20.07.18 г., доработана 10.10.18 г., подписана в печать 11.10.18 г.

Статья посвящена актуальной на сегодняшний день проблеме создания антифрикционных алюминиевых сплавов, экономнолегированных легкоплавкими металлами. В ранних исследованиях было установлено, что сбалансированным комплексом технологических и физико-механических свойств обладает сплав, содержащий, мас. %: около 5 Si, 4 Cu и 6 Sn. В данной работе в связи с высокой стоимостью олова рассмотрена возможность снижения его концентрации до 4 % и его частичной замены другими легкоплавкими металлами, такими как висмут и свинец. С использованием термодинамических расчетов в программе Thermo-Calc, включая построение политермических и изотермических разрезов, было изучено совместное и раздельное влияние этих элементов на фазовый состав сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn. Показано, что добавки свинца и висмута приводят к появлению обширной области расслоения жидкости, в связи с чем их суммарная концентрация не должна превышать 1–2 %. С использованием сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа изучены фазовый состав и микроструктура сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Pb–0,5%Bi. Выявлено, что в литом состоянии легкоплавкие металлы распределены равномерно в структуре экспериментального сплава, а по совокупности свойств этот материал превосходит антифрикционную бронзу BrO4Ц4C17. Термическая обработка по режиму T6 приводит к существенному повышению твердости исследуемого сплава. Однако в процессе нагрева под закалку при 500 °C происходит локальное оплавление легкоплавкой составляющей, что обуславливает ухудшение микроструктуры при повторной кристаллизации и, как следствие, служит причиной охрупчивания материала.

Ключевые слова: антифрикционные алюминиевые сплавы, фазовый состав, микроструктура, олово, свинец, висмут.

Червякова К.Ю. – аспирант, инженер кафедры обработки металлов давлением (ОМД) НИТУ «МИСиС» (119049 г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: kse-chervyakova@yandex.ru.

Яковлева А.О. – аспирант, инженер кафедры ОМД НИТУ «МИСиС». E-mail: annet881@list.ru.

Белов Н.А. – докт. техн. наук, проф., гл. науч. сотрудник кафедры ОМД НИТУ «МИСиС». E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

Шкалей И.В. – инженер лаборатории трибологии Ин-та проблем механики РАН (119526, г. Москва, пр-т Вернадского, 101, корп. 1). E-mail: ioann_shiva@list.ru.

Для цитирования: Червякова К.Ю., Яковлева А.О., Белов Н.А., Шкалей И.В. Влияние висмута и свинца на фазовый состав и структуру сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2019. No. 2. С. 43–50. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-2-43-50.

Chervyakova K.Yu., Yakovleva A.O., Belov N.A., Shkaley I.V.

Effect of bismuth and lead on phase composition and structure of Al–5%Si–4%Cu–4%Sn alloy

The article focuses on the actual problem of creating economically alloyed antifriction aluminum alloys doped with low-melting metals. It was found in earlier experiments that an alloy containing about 5 % Si, 4 % Cu and 6 % Sn (wt.%) has a balanced complex of technological and physicomachanical properties. Due to the high cost of tin, this paper considers the possibility of reducing its concentration to 4 %, and its partial replacement by other low-melting metals, such as bismuth and lead. Thermodynamic calculations (in the Thermo-Calc program) including the construction of polythermal and isothermal sections are used to study the joint and separate influence of these elements on the phase composition of the Al–5%Si–4%Cu–4%Sn alloy. It is shown that the addition of lead and bismuth leads to the appearance of an extensive area of fluid separation, and therefore their total concentration should not exceed 1–2 %. The phase composition and microstructure of the Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Pb–0,5%Bi alloy were studied using scanning electron microscopy and micro X-ray spectral analysis. It was found that in the cast state, low-melting metals are evenly distributed in the structure of the alloy, and in terms of the combination of properties, the experimental aluminum alloys surpass the BrO4Z4S17 antifriction bronze. Heat treatment mode T6 leads to a significant increase in the hardness of the experimental alloy. However, in the process of heating for quenching at 500 °C, local fusion of the low-melting component occurs, which leads to deterioration of the microstructure upon re-crystallization and, as a result, causes alloy embrittlement.

Keywords: antifriction aluminum alloys, phase composition, microstructure, tin, lead, bismuth.

Chervyakova K.Yu. – Graduate student, Engineer, Department of pressure metal and alloy treatment, National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: kse-chervyakova@yandex.ru.

Yakovleva A.O. – Graduate student, Engineer, Department of pressure metal and alloy treatment, NUST «MISIS». E-mail: annet881@list.ru.

Belov N.A. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Department of pressure metal and alloy treatment, NUST «MISIS». E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

Shkaley I.V. – Engineer, Laboratory of tribology, Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics of the Russian Academy of Sciences (Russia, 119526, Moscow, Vernadskogo ave., 101, buil. 1). E-mail: ioann_shiva@list.ru.

Citation: Chervyakova K.Yu., Yakovleva A.O., Belov N.A., Shkaley I.V. Effect of bismuth and lead on phase composition and structure of Al–5%Si–4%Cu–4%Sn alloy. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2019. No. 2. P. 43–50 (In Russ.).

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2019-2-43-50.

Введение

На сегодняшний день алюминиевые сплавы имеют широкое применение, которое устойчиво возрастает, охватывая новые области. Это объясняется удачным сочетанием технологических и эксплуатационных свойств [1–3]. Одна из сфер, в которой могут быть использованы алюминиевые сплавы, — антифрикционные материалы, в том числе транспортного назначения. Антифрикционные алюминиевые сплавы являются наиболее перспективными и используются для изготовления подшипников скольжения, поскольку они более чем в 3 раза легче бронз и существенно дешевле [4–8].

К антифрикционным материалам предъявляется комплекс особых требований, таких, как высокое сопротивление износу, хорошая прирабатываемость, повышенная сопротивляемость коррозии и др., для достижения которых алюминиевые сплавы легируют кремнием, медью, а также легкоплавкими элементами, в частности оловом и свинцом. Последние образуют в структуре мягкую составляющую, выполняющую функцию твердой смазки, защищающей основной материал от разрушения.

В работах [9–11] на примере системы Al–Si–Cu–Sn показано, что механические, физические, трибологические и технологические характеристики сплавов сильно и неоднозначно зависят от фазового состава. С использованием расчетных и экспериментальных методов установлено, что наиболее сбалансированным комплексом вышеуказанных свойств обладает сплав, содержащий, мас.%¹: ~ 5 Si, 4 Cu и 6 Sn. Учитывая, что олово является дорогостоящим металлом, целесообразно

рассмотреть вопрос о снижении его концентрации, частично заменив другими легкоплавкими металлами, в частности висмутом и свинцом. Это целесообразно и с тех позиций, что при использовании вторичного сырья (например, содержащего припои и баббиты) указанные элементы являются вероятными примесями.

При этом необходимо принять во внимание, что в системах Al–Bi и Al–Pb имеется обширная область расслоения жидкости [12, 13]. Поэтому обоснование допустимых концентраций таких добавок требует анализа соответствующих фазовых диаграмм. Поскольку информация по фазовому составу многокомпонентных систем на основе алюминия с несколькими легкоплавкими металлами весьма скудная [14–19], цель данной работы состояла в следующем:

— с использованием термодинамических расчетов изучить совместное и раздельное влияния висмута и свинца на фазовый состав сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn и обосновать их допустимые концентрации;

— исследовать структуру и механические свойства данного сплава с добавками Bi и Pb (выбранных концентраций).

Расчет фазовых диаграмм

Для расчета фазового состава сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb использовали программу Thermo-Calc (версия TCW5). База данных TCAL4 содержит термодинамические величины всех химических элементов рассматриваемой системы [20].

Раздельное влияние висмута и свинца на фазовый состав базового сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn отражают политеермические разрезы, показанные

¹ Здесь и далее по тексту концентрации компонентов приведены в мас.%, если не указано иное.

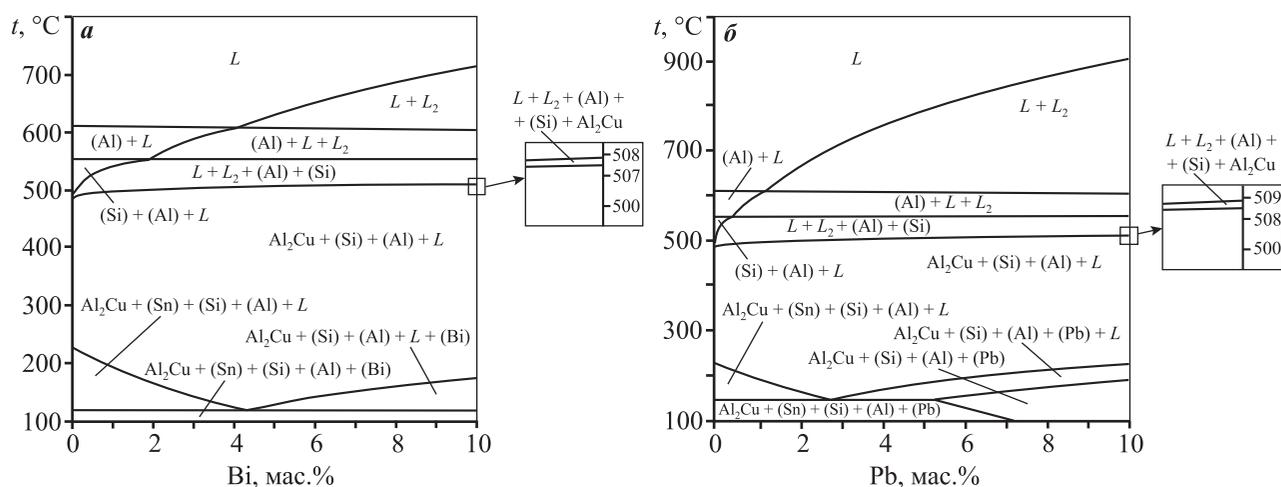
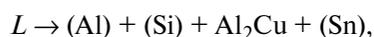
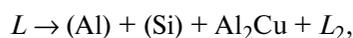
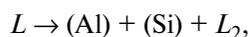
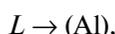


Рис. 1. Политермические сечения систем Al–Si–Cu–Sn–Bi (а) и Al–Si–Cu–Sn–Pb (б) при концентрациях 5 % Si, 4 % Cu и 4 % Sn

на рис. 1. Из них видно, что концентрационные границы расслоения жидкости составляют ~4 % Bi и ~1,5 % Pb (рис. 1). Две жидкости существуют и при температурах ниже ликвидуса вплоть до 500 °С. При этом концентрации Bi и Pb, при которых появляются области с двумя жидкими фазами, ничтожно малы. Добавки висмута и свинца снижают температуру солидуса (она практически совпадает с температурой плавления этих металлов, т.е. 271 и 327 °С соответственно) и тем самым расширяют интервал кристаллизации.

В сплаве, содержащем 0,5 % Bi (см. рис. 1, а), должны протекать следующие превращения:



После полной кристаллизации (ниже 120 °С) данный сплав должен содержать четыре избыточные фазы: Al_2Cu , (Si) и (Sn), (Bi). В сплаве, содержащем 0,5 % Pb (рис. 1, б), протекают аналогичные превращения. На момент окончания кристаллизации (около 150 °С) также остаются 4 фазы: Al_2Cu , (Si), (Sn) и (Pb).

Изотермические сечения системы Al–Si–Cu–Sn–Bi–Pb, рассчитанные при $t = 650$ и 700 °С, показывают обширность области несмешиваемости

в жидком состоянии при совместном введении Bi и Pb в сплав Al–5%Si–4%Cu–4%Sn (рис. 2). В связи с этим рассматривать концентрации этих легкоплавких металлов более 1–2 % нецелесообразно, если ориентироваться на обычные методы плавки и литья (т.е. без интенсивного перемешивания расплава). Поэтому для дальнейшего изучения в качестве базовых были выбраны концентрации 0,5 % Bi и 0,5 % Pb.

С помощью расчета были определены температуры фазовых превращений в сплаве Al–5%Si–

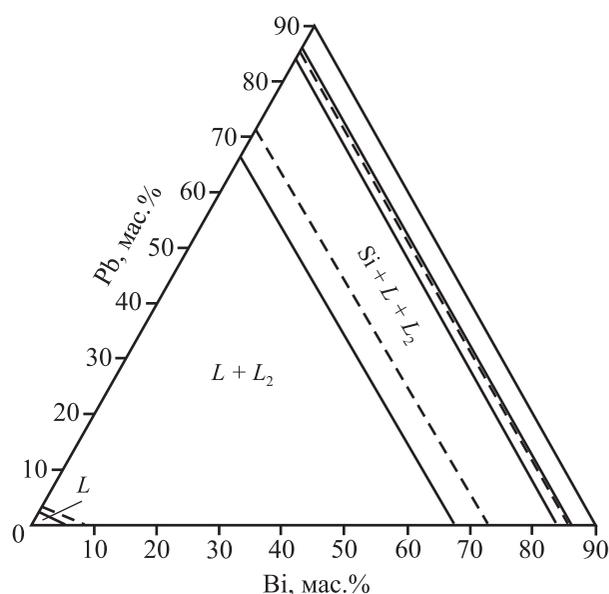


Рис. 2. Изотермическое сечение системы Al–Si–Cu–Sn–Bi–Pb при концентрациях 5 % Si, 4 % Cu и 4 % Sn $t = 650$ °С (сплошные линии) и 700 °С (штриховые)

Таблица 1
Фазовые превращения
в сплаве Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb
при охлаждении

Реакция	<i>t</i> , °C
$L \rightarrow (Al)$	611
$L \rightarrow (Al) + L_2$	576
$L \rightarrow (Al) + (Si) + L_2$	555
$L \rightarrow (Al) + (Si) + Al_2Cu + L_2$	494
$L \rightarrow (Al) + (Si) + Al_2Cu$	492
$L \rightarrow (Al) + (Si) + Al_2Cu + (Sn)$	196
$m (Al) + (Si) + Al_2Cu + (Sn) + (Pb)$	106
$L \rightarrow (Al) + (Si) + Al_2Cu + (Sn) + (Pb) + (Bi)$	91

Таблица 2
Фазовый состав
сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb
при характерных температурах

Фаза	Доля, мас. %	Химический состав фазы, мас. %					
		Al	Si	Cu	Sn	Bi	Pb
50 °C							
Al ₂ Cu	7,39	45,92	–	54,08	–	–	–
(Sn)*	3,77	–	–	–	96,18	3,52	0,30
(Si)	5,00	–	100	–	–	–	–
(Al)	82,61	100	–	–	–	–	–
(Pb)*	0,85	–	–	–	1,76	34,23	64,01
(Bi)*	0,38	–	–	–	0,56	99,38	0,06
450 °C							
Al ₂ Cu	3,54	46,46	0,17	52,42	0,95	–	–
(Si)	4,57	–	99,91	–	0,09	–	–
(Al)	87,10	96,73	0,49	2,46	0,32	0,01	–
<i>L</i>	4,78	2,14	0,01	0,10	76,95	10,34	10,46
500 °C							
(Si)	4,12	–	99,90	–	0,10	–	–
(Al)	87,01	95,40	0,81	3,31	0,46	0,02	–
<i>L</i>	2,72	1,91	0,03	0,10	63,44	16,48	18,05
<i>L</i> ₂	6,15	47,85	2,79	18,14	30,45	0,61	0,16
540 °C							
(Si)	2,17	–	99,94	–	0,06	–	–
(Al)	69,76	97,04	1,15	1,44	0,32	0,05	–
<i>L</i>	0,75	0,43	0,11	–	25,35	25,12	48,99
<i>L</i> ₂	27,32	67,01	7,41	10,96	13,13	1,02	0,48
600 °C							
(Al)	15,86	98,66	0,69	0,47	0,14	0,05	–
<i>L</i>	84,14	83,61	5,81	4,67	4,73	0,59	0,59

* Поскольку база данных TCAL4 не содержит описание тройной системы Sn–Bi–Pb, то легкоплавкие составляющие были рассчитаны в базе SNOB3.

4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb, которые приведены в табл. 1. Из ее данных видно, что полный интервал кристаллизации весьма широк и составляет 520 °C. Для сравнения, в базовом сплаве (без Pb и Bi) он составляет 450 °C, а в тройном сплаве Al–5%Si–4%Cu – всего 50 °C.

Поскольку политермические разрезы не позволяют оценить количество фаз и их составы, то в работе был проведен расчет соответствующих величин при характерных температурах. Из табл. 2 видно, что при *t* = 500 °C суммарное количество двух жидких фаз составляет около 9 %. При *t* = 450 °C имеется одна жидкая фаза (около 5 %), состоящая более чем на 97 % из легкоплавких металлов. При понижении температуры ее количество вплоть до завершения кристаллизации меняется незначительно. Окончательный фазовый состав легкоплавкой составляющей (Sn–10%Bi–10%Pb) формируется согласно строению тройной диаграммы Sn–Bi–Pb [20].

Методика проведения исследований

Для экспериментального изучения был выбран алюминиевый сплав, содержащий, мас. %: 5 Si, 4 Cu и 4 Sn (базовый), с добавками висмута и свинца по 0,5 %. Сплав на основе алюминия марки А85 (ГОСТ 11069-74) выплавляли в печи сопротивления с введением легирующих компонентов: кремния в виде силумина СИЛ-0 (ГОСТ 1583-93), меди М1 (ГОСТ 859-2001), висмута Ви00 (ГОСТ 10298-90) и свинца С1 (ГОСТ 3778-98). Температуру расплава поддерживали в пределах 720–740 °C, и с этой температуры расплав заливали в графитовую изложницу, получая плоские слитки размерами 15×60×180 мм. Контроль химического состава осуществляли на спектрометре марки ARL 4460 OES («ThermoFisher», США). По результатам химического анализа можно сделать вывод, что фактический состав экспериментальных сплавов достаточно близок к номинальному.

Термическую обработку слитков осуществляли в муфельной электропечи SNOL 8,2/1100 по режиму: отжиг при температуре 500 °C с выдержкой в течение 3 ч (точность поддержания температуры около 5 °C) и последующим охлаждением в воде (режим Т4), далее образцы подвергали старению при 175 °C в течение 3 ч (режим Т6).

Структурные исследования образцов сплава проводили на сканирующем электронном микро-

скопе (СЭМ) Vega 3 («Tescan», Чехия). Для более надежной идентификации фаз использовали микро-рентгеноспектральный анализ (МРСА) с помощью приставки OXFORD и программного обеспечения Aztec, который позволяет изучать распределение химических элементов между различными фазами.

Твердость по Бринеллю измеряли согласно ГОСТ 9012-59 на универсальном твердомере Wolpert УН930 (США) при следующих параметрах: диаметр шарика индентора 2,5 мм, нагрузка на индентор 612,9 Н, время выдержки 20 с.

Испытания на растяжение для всех образцов проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250 (Германия) в соответствии с ГОСТ 1497-84. Скорость испытания составляла 5 мм/мин.

Результаты исследований и их обсуждение

Металлографические исследования, проведенные с помощью СЭМ и МРСА, позволили определить наличие различных фазовых составляющих в экспериментальном сплаве Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb.

Как видно из рис. 3, основной структурной составляющей в указанном образце является алюминиевый твердый раствор. По его границам располагаются частицы кремния из эвтектики Al–Si, частицы Al₂Cu из тройной эвтектики Al₂Cu + (Al) + (Si) и легкоплавкая составляющая. Стоит обратить внимание, что последняя имеет наибольшую яркость (в режиме обратноотраженных электронов), а кремниевая фаза, напротив, практически не видна из-за близости атомных номеров Al и Si.

На рис. 4 представлены карты распределения элементов в рассматриваемом сплаве Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb. Они позволяют выявить дендритные ячейки (Al) и распределение частиц кремниевой фазы и Al₂Cu, а также фаз, содержащих олово, висмут и свинец. В целом распределение легкоплавких металлов достаточно равномерное, крупные скопления не обнаружены.

После термической обработки структура меняется подобно ранее изученным сплавам [9]. В процессе нагрева происходит локальное оплавление, что способствует сфероидизации легкоплавкой составляющей. Так как олово, висмут и свинец практически не растворимы в алюминии-

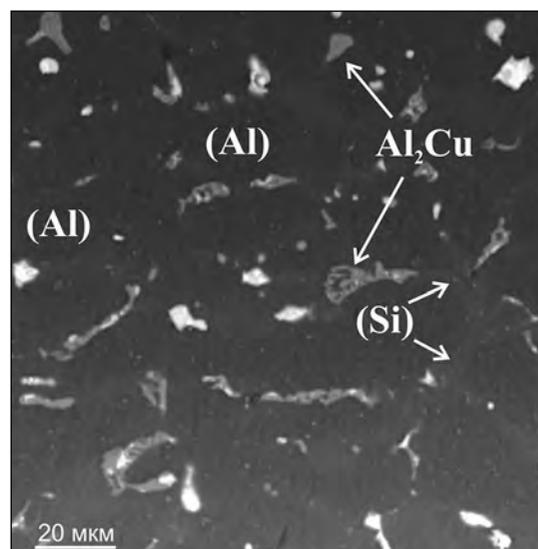


Рис. 3. Микроструктура сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb в литом состоянии (СЭМ)

вом твердом растворе и в фазах (Si) и Al₂Cu, то они практически полностью находятся в жидкой фазе (см. табл. 2).

Структура антифрикционного алюминиевого сплава, которая обеспечит наилучшие трибологические характеристики, определяется двумя основными факторами. Во-первых, материал должен обладать достаточной твердостью, что обеспечивает базовая композиция, во-вторых, — содержать достаточное количество легкоплавкой составляющей. Наличие 4 % Sn, соответствующее содержанию этой добавки в марочных алюминиевых сплавах [3], позволяет считать, что образец состава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn (0,5 % Pb и Bi) должен обладать достаточно высоким уровнем трибологических свойств.

Для определения уровня прочностных характеристик алюминиевых сплавов предпочтительным является близость к значению предела прочности бронзы БрО4Ц4С17 ($\sigma_b = 150$ МПа) [21]. Согласно табл. 3 предел прочности образца экспериментального сплава (Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb) в литом состоянии превосходит это значение ($\sigma_b = 170$ МПа) [22].

В состоянии T6, несмотря на существенный рост твердости, обусловленный дисперсионным твердением медьсодержащего твердого раствора, происходит охрупчивание сплава. Для выяснения его причины были изучены изломы сплава в литом и термообработанном состояниях. На рис. 5

Таблица 3

Механические свойства исследуемого сплава и бронзы

Сплав	Состояние	Твердость, НВ	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Отн. удлинение, %
Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb	Литое	71,2 ± 1,5	86 ± 1	173 ± 9	3 ± 0,1
	Закаленное и состаренное (Т6)	125,4 ± 1,2	–	171 ± 4	0
БрО4Ц4С17	Литое	60	–	150	5

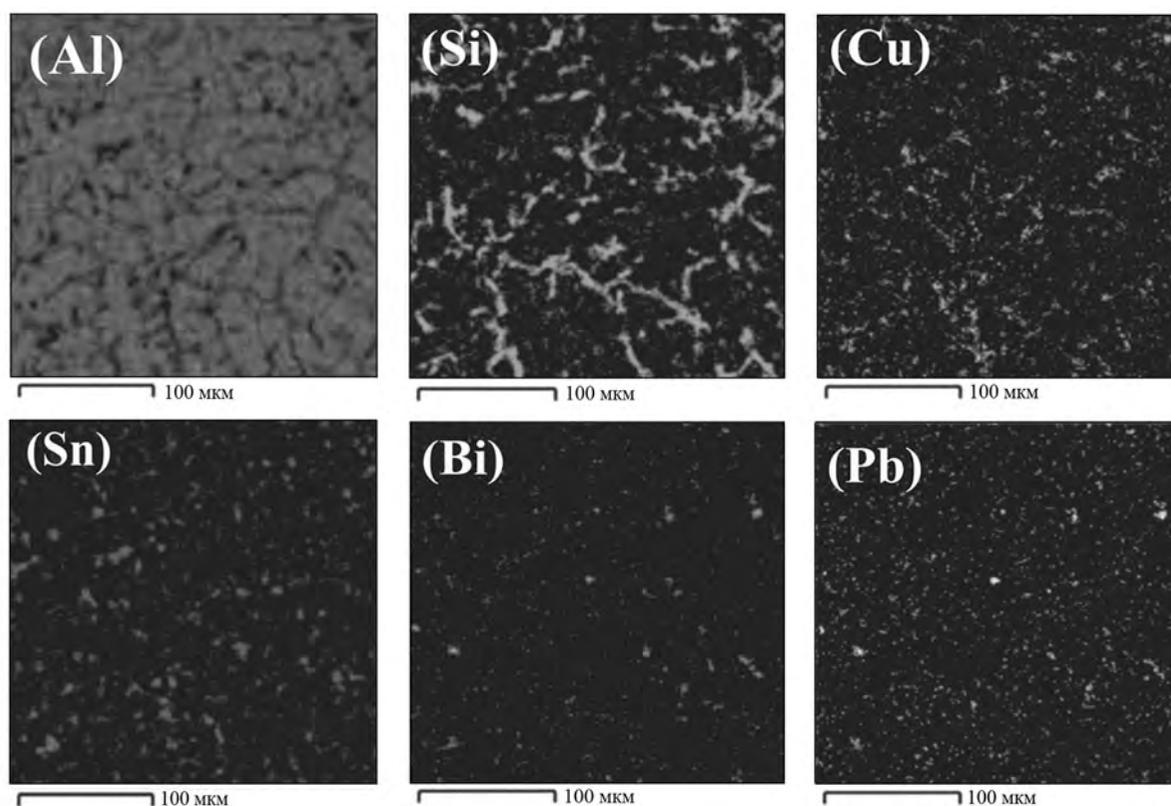


Рис. 4. Карты распределения химических элементов в микроструктуре сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb в литом состоянии

показаны фрактограммы разрывных образцов, по которым можно сделать вывод, что после термообработки количество светлых участков (легкоплавкая составляющая) заметно увеличилось по сравнению с литым состоянием. Это можно объяснить тем, что после расплавления легкоплавкой составляющей и последующего затвердевания за счет усадки могут образоваться микропустоты. Кроме того, сама жидкость в процессе длительной выдержки при 500 °С, вероятно, растекается по границам зерен, поскольку растворимости Sn, Pb и Bi в (Al) очень малы.

Таким образом, легкоплавкий компонент, содержащий эти элементы, принимает форму пленок. По-видимому, менее компактная морфология легкоплавкой составляющей и микропустоты, представляющие собой концентраторы напряжений, и могут являться причиной невысоких механических свойств.

В связи с вышесказанным можно заключить, что стандартная для сплавов типа АК5М4 термообработка Т6 не может быть применена к антифрикционным сплавам, содержащим добавки легкоплавких металлов.

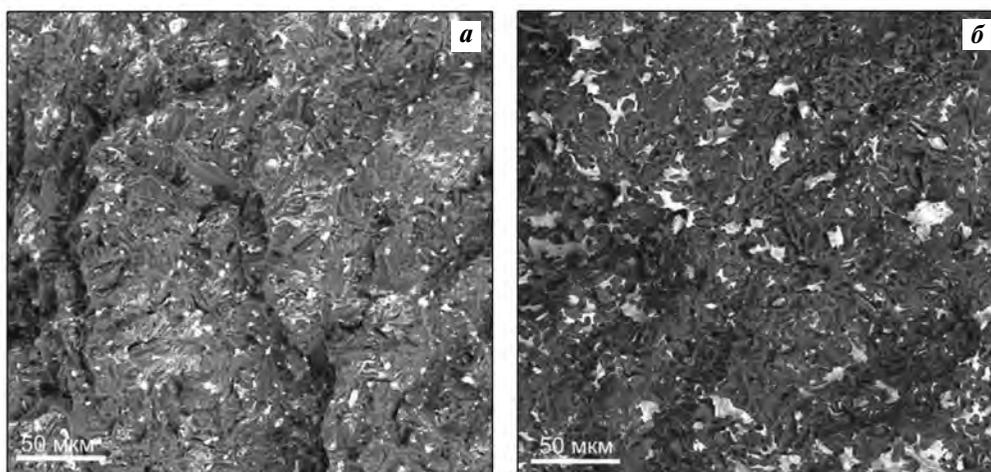


Рис. 5. Изломы разрывных образцов сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn–0,5%Bi–0,5%Pb
 а – литое состояние; б – термообработанное (Т6)

Выводы

1. С использованием термодинамических расчетов изучено совместное и отдельное влияние висмута и свинца на фазовый состав сплава Al–5%Si–4%Cu–4%Sn. Добавка этих легкоплавких компонентов снижает температуру солидуса. В сплаве наблюдается обширная область расслоения жидкости, в связи с чем концентрации висмута и свинца не должны превышать 1–2 %.

2. Проведенные структурные исследования показали равномерное распределение олова, висмута и свинца по границам дендритных ячеек алюминиевого твердого раствора. Крупные скопления не обнаружены.

3. Испытания механических свойств выявили достаточно высокий предел прочности (173 МПа) в литом состоянии, превосходящий показатель бронзы БрО4Ц4С17 ($\sigma_b = 150$ МПа). Однако после термической обработки Т6 происходит охрупчивание, что обусловлено локальным расплавлением легкоплавкой составляющей.

4. Термическую обработку типа Т6 для алюминиевых сплавов, легированных легкоплавкими металлами, применять нецелесообразно из-за снижения механических свойств.

Работа проведена при поддержке гранта РНФ 14-19-01033-П.

Литература/References

1. Золоторевский В.С., Белов Н.А. *Металловедение литых алюминиевых сплавов*. М.: МИСиС, 2005.
2. Polmear I.J. *Light metals: From traditional alloys to nanocrystals*. 4th ed. Amsterdam: Elsevier, 2006.
3. Kaufman J., Gilbert R., Rooy Elwin L. *Aluminum alloy castings: Properties, processes, and applications*. Materials Park. ASM International, 2004.
4. Белов Н.А., Гериман Е.И., Гериман И.С., Горячева И.Г., Загорский Д.Л., Котова Е.Г., Маховская Ю.Ю., Мезрин А.М., Миронов А.Е., Муравьева Т.И., Сачек Б.Я., Столярова О.О., Торская Е.В. *Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения*. М.: Изд. дом «МИСиС», 2016.
5. Belov N.A., Gershman E.I., Gershman I.S., Goryacheva I.G., Zagorskiy D.L., Kotova E.G., Mahovskaya Yu.Yu., Mezrin A.M., Mironov A.E., Murav'eva T.I., Sachek B.Ya., Stolyarova O.O., Torskaya E.V. *Aluminum alloys of antifriction designation*. Moscow: MISIS, 2016 (In Russ.).
6. Mironov A.E., Gershman I.S., Kotova E.G., Ovechkin A.V., Gershman E.I., Zheleznov M.M. *Properties of new cast antifrictional aluminum alloys*. *Russ. Eng. Res.* 2017. Vol. 37. No. 1. P. 37–39.
7. Stolyarova O.O., Muravyeva T.I., Zagorskiy D.L., Gubenko M.M. *Investigation of the surface of antifriction Al–Cu–Si–Sn–Pb aluminum alloys*. *J. Surf. Invest.: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2017. Vol. 11. No. 4. P. 832–839.
8. Costa T.A., Dias M., Freitas E.S., Casteletti L.C. *The effect of microstructure length scale on dry sliding wear behavior of monotectic Al–Bi–Sn alloys*. *J. Alloys and Compd.* 2016. Vol. 689. P. 767–776.
9. Bertelli F., Freitas E.S., Cheung N., Arenas M.A., Conde A., Juan de Damborenea, Garcia A. *Microstructure, tensile*

- properties and wear resistance correlation on directionally solidified Al—Sn (Cu, Si) alloys. *J. Alloys and Compd.* 2017. Vol. 695 P. 3621—3631.
9. *Belov N.A., Akopyan T.K., Gershman I.S., Stolyarova O.O., Yakovleva A.O.* Effect of Si and Cu additions on the phase composition, microstructure and properties of Al—Sn alloys. *J. Alloys and Compd.* 2017. Vol. 695. P. 2730—2739.
 10. *Belov N.A., Mikhailina A.O., Alabin A.N., Stolyarova O.O.* Theoretical and experimental study of the Al—Si—Cu—Sn phase diagram in the range of aluminum alloys. *Metal Science and Heat Treatment.* 2016. No. 4. P. 195—201.
 11. *Bertelli F., Brito C., Ferreira I.L., Reinhart G., Nguyen-Thi H., Manginck-Noel N., Cheung N., Garcia A.* Cooling thermal parameters, microstructure, segregation and hardness in directionally solidified Al—Sn—(Si,Cu) alloys. *Mater. and Design.* 2015. Vol. 72. P. 31—42.
 12. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. Под общ. ред. Н.П. Лякишева. Т.1. М.: Машиностроение, 1996. *Lyakishev N.P.* (Ed.). State diagrams of double metal systems: Handbook. Vol. 1. Moscow: Mashinostroenie, 1996 (In Russ.).
 13. *Мондольфо Л.Ф.* Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. М.: Metallurgiya, 1979. *Mondolfo L.F.* Structure and properties of aluminum alloys. Moscow: Metallurgiya, 1979 (In Russ.).
 14. *Pilote L., Gheribi A. E., Chartrand P.* Study of the solubility of Pb, Bi and Sn in aluminum by mixed CALPHAD/DFT methods: Applicability to aluminum machining alloys. *Calphad.* 2018. Vol. 61. P. 275—287.
 15. *Kaban I., Kohler M., Ratke L., Hoyer W., Mattern N., Eckert J., Greer A.L.* Interfacial tension, wetting and nucleation in Al—Bi and Al—Pb monotectic alloys. *Acta Mater.* 2011. Vol. 59. P. 6880—6889.
 16. *Costa T.A., Freitas E.S., Dias M., Brito C., Cheung N., Garcia A.* Monotectic Al—Bi—Sn alloys directionally solidified: Effects of Bi content, growth rate and cooling rate on the microstructural evolution and hardness. *J. Alloys and Compd.* 2015. Vol. 653. P. 243—254.
 17. *Dai R., Zhang J.F., Zhang S.G., Li J.G.* Liquid immiscibility and core-shell morphology formation in ternary Al—Bi—Sn alloys. *Mater. Charact.* 2013. Vol. 81. P. 49—55.
 18. *Kamal M., El-Bediwi A., Hameed M.M.* Rapid quenching of liquid aluminum-indium-bismuth alloys. *Int. J. Eng. Technol.* 2014. Vol. 14. No. 4. P. 23—32.
 19. *Petzow G., Effenberg G.* Ternary alloys: A comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams. (Editors). Wiley-VCH. 1990. Vol. 3.
 20. Термодинамические расчеты. URL: www.thermocalc.com (дата обращения 04.07.2017). Thermodynamic calculations. www.thermocalc.com (In Russ.) (accessed: 04.07.2017).
 21. *Mironov A.E., Gershman I.S., Ovechkin A.V., Gershman E.I.* The interrelation of the run-in ability of bronzes and aluminum-based antifriction alloys with their mechanical properties and degree of alloying. *J. Frict. Wear.* 2016. Vol. 37. No. 1. P. 23—26.
 22. *Осинцев О.Е., Федоров В.Н.* Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник. М.: Машиностроение, 2004. *Osintsev O.E., Fedorov V.N.* Copper and copper alloys. Domestic and foreign grades: Handbook. Moscow: Mashinostroenie, 2004 (In Russ.).