

ISSN 1561-8331 (Print)
ISSN 2524-2342 (Online)
УДК 544.344.015.3
<https://doi.org/10.29235/1561-8331-2022-58-2-149-157>

Поступила в редакцию 02.03.2022
Received 02.03.2022

М. Д. Парфенова, В. П. Воробьева, В. И. Луцык

*Институт физического материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, Улан-Удэ, Россия*

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ РАЗЛОЖЕНИЯ ТВЕРДОГО РАСТВОРА АЛЮМИНИЯ НА ГЕОМЕТРИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ ИЗОБАРНОЙ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ Al–Sn–Zn

Аннотация. Представлена трехмерная (3D) компьютерная модель изобарной фазовой диаграммы Al–Sn–Zn. Показано, что T - x - y диаграмма состоит из 64 поверхностей и 25 фазовых областей. Рассмотрены особенности фазовой диаграммы двойной системы Al–Zn, связанные с распадом твердого раствора алюминия, и их влияние на геометрическое строение поверхностей ликвидуса и солидуса в тройной системе, формируемой этой системой при добавлении олова. Проведен критический анализ опубликованных данных и обсуждаются ошибки в визуализации тех фрагментов T - x диаграммы Al–Zn, в которых затрагиваются фазовые области, формируемые с участием новых твердых растворов алюминия, появившихся после распада исходного твердого раствора. Для построения 3D модели использовали литературные данные, а в основу оценки ее качества положены изо- и политермические разрезы из тех же первоисточников.

Ключевые слова: фазовые диаграммы, компьютерное моделирование, бессвинцовые припои, алюминий, олово, цинк

Для цитирования. Парфенова, М. Д. Оценка влияния разложения твердого раствора алюминия на геометрическое строение изобарной фазовой диаграммы Al–Sn–Zn / М. Д. Парфенова, В. П. Воробьева, В. И. Луцык // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. хім. навук. – 2022. – Т. 58, № 2. – С. 149–157. <https://doi.org/10.29235/1561-8331-2022-58-2-149-157>

M. D. Parfenova, V. P. Vorob'eva, V. I. Lutsyk

Institute of Physical Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Ulan-Ude, Russia

ASSESSMENT OF EFFECTS OF ALUMINUM SOLID SOLUTION DECOMPOSITION ON GEOMETRIC STRUCTURE OF Al–Sn–Zn ISOBAR PHASE DIAGRAM

Abstract. Three-dimensional (3D) computer model of the Al–Sn–Zn isobaric phase diagram is presented. It is shown that the T - x - y diagram consists of 64 surfaces and 25 phase regions. Features of Al–Zn binary system phase diagram related to decomposition of aluminum solid solution and its influence on geometric structure of liquidus and solidus surfaces in the ternary system, formed by this binary system and tin, are considered. Critical analysis of the published data was carried out and errors in visualization of those fragments of the Al–Zn T - x diagram, in which phase regions are formed with the participation of new aluminum solid solutions, appeared after the decomposition of the initial solid solution, are discussed. To design this 3D model, literary data were used, and the assessment of its quality is based on isopleths and isothermal sections from the same primary sources.

Keywords: phase diagrams, computer simulation, lead-free solders, aluminum, tin, zinc

For citation. Parfenova M. D., Vorob'eva V. P., Lutsyk V. I. Assessment of effects of aluminum solid solution decomposition on geometric structure of Al–Sn–Zn isobar phase diagram. *Vesti Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya khimichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Chemical Series*, 2022, vol. 58, no. 2, pp. 149–157 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8331-2022-58-2-149-157>

Введение. Сплавы тройной системы Al–Sn–Zn рассматриваются в качестве альтернативных свинецсодержащим припоям [1–3]. Кроме того, система Al–Zn интересна своей сверхпластичностью, возникающей в результате образования жидкоподобных слоев на границах зернистости [4]. Поскольку алюминий не образует никаких интерметаллидов с цинком, связь между элементами микроструктуры слабая. Тенденция к расслаиванию подтверждается появлением разрыва смешиваемости в гомогенной твердой фазе [5, 6]. Согласно [7], это расслаивание обычно ошибочно интерпретировалось как результат перитектической реакции $L+(Al)\rightarrow\beta-Al$, где твердый раствор $\beta-Al$ представляет собой метастабильную, богатую цинком фазу (FCC_phase).

Цель настоящей работы – дать подробное описание разложения твердого раствора алюминия в бинарной системе с цинком и показать влияние этого разложения на геометрическое строение тройной системы с оловом. А также на основе данных, представленных в [8–12], построить 3D компьютерную модель изобарной фазовой диаграммы Al–Sn–Zn, которая должна корректно описывать взаимодействие в системе, чтобы ее можно было применять на практике.

Методы. В работе [9] описание системы Al–Sn–Zn представлено, кроме образующих ее двойных систем, в виде таблицы невариантных реакций, x – y проекции ликвидуса, двух изотермических разрезов при 200 и 300 °С, трех политермических разрезов при 1, 3 и 10 ат.% постоянном содержании алюминия (два последних разреза в [9] ошибочно указаны как построенные при фиксированном количестве олова). В работе [11] показан политермический разрез при 3 мас.% алюминия и изотермические разрезы при 300 и 250 °С. В [12] дана схема фазовых реакций, x – y проекция ликвидуса, те же два изотермических разреза, что и в [9], а также политермический разрез при 50 ат.% алюминия (рис. 4, б).

Все три бинарные системы, формирующие тройную систему Al–Sn–Zn (A–B–C), по ликвидусу являются эвтектическими [8, 9]. Система Al–Sn (A–B) отличается сложной формой солидуса непосредственно вблизи алюминия, и ретроградная линия заметного влияния на геометрическое строение систем как двойных, так и тройной не оказывает. При низких (около 13 °С) температурах в системах Al–Sn (A–B) и Sn–Zn (B–C) проявляется полиморфизм олова.

Основной особенностью бинарной системы Al–Zn (A–C), существенно влияющей на строение и ее тройной системы с оловом тоже, является разложение твердого раствора алюминия в системе с цинком. В одних публикациях оба раствора обозначаются как α и α' [13], в других – как α и β [14]. В работе [3] исходный твердый раствор называют $(Al)_{fcc}$, а образовавшиеся под кривой распада новые – как $(Al)_{fcc1}$ и $(Al)_{fcc2}$. В статье [15] нет обозначений фаз, есть лишь (Al) и (Zn).

Чтобы подчеркнуть разложение твердого раствора алюминия на два новых твердых раствора, в работе [14] показаны дополнительные фазовые области. Для этого двухфазная область первичной кристаллизации алюминия разбивается (штриховой линией) надвое, в одной выделяется один твердый раствор – α , а в другой – второй твердый раствор – β . А область непосредственно твердого раствора алюминия делят на Al– α и β , для чего на T – x диаграмме искусственно проводят линию, которая отделяет область β (что само по себе некорректно).

Еще один некорректный вариант T – x диаграммы Al–Zn, нарушающий правило фаз, представлен в [16, 17]. По их версии получается, что алюминий распадается не на два, а на три твердых раствора: α , α' и β . Область под кривой распада делится горизонтальной линией (не имеющей физического смысла) на две области: $\alpha+\alpha'$ и $\alpha+\beta$. Область первичной кристаллизации алюминия тоже делят на две части: $L+\alpha$, $L+\beta$, подводя снизу под $L+\alpha$ двухфазную область $\alpha+\beta$, а под $L+\beta$ – область гомогенности β , как в [14], и подводят к кривой распада две линии, так что в одной точке (не невариантной, не имеющей физического смысла) сходятся пять линий.

В работе [9] применяется система обозначений компонентов и соединений, отражающая их кристаллическую решетку, единое название FCC_Al используется как для собственно алюминия, так и для обоих его новых твердых растворов, не различая их. Это затрудняет понимание и строения T – x диаграммы Al–Zn, и особенностей фазовых превращений, имеющих место в этой системе.

Четкое и ясное представление обо всей фазовой диаграмме, включая ее поверхности, фазовые области, возможные фазовые превращения, можно получить, построив трехмерную (3D) компьютерную модель T – x – y диаграммы Al–Sn–Zn [18]. Построение 3D модели фазовой диаграммы обычно проходит через три этапа: доведение схемы фазовых реакций до схемы моно- и невариантных состояний, построение прототипа T – x – y диаграммы, ее трансформация в модель реальной системы.

В конструируемой 3D модели фазовой диаграммы Al–Sn–Zn исходные металлы Al, Sn, Zn обозначаются соответственно как A, B, C, низкотемпературная полиморфная модификация

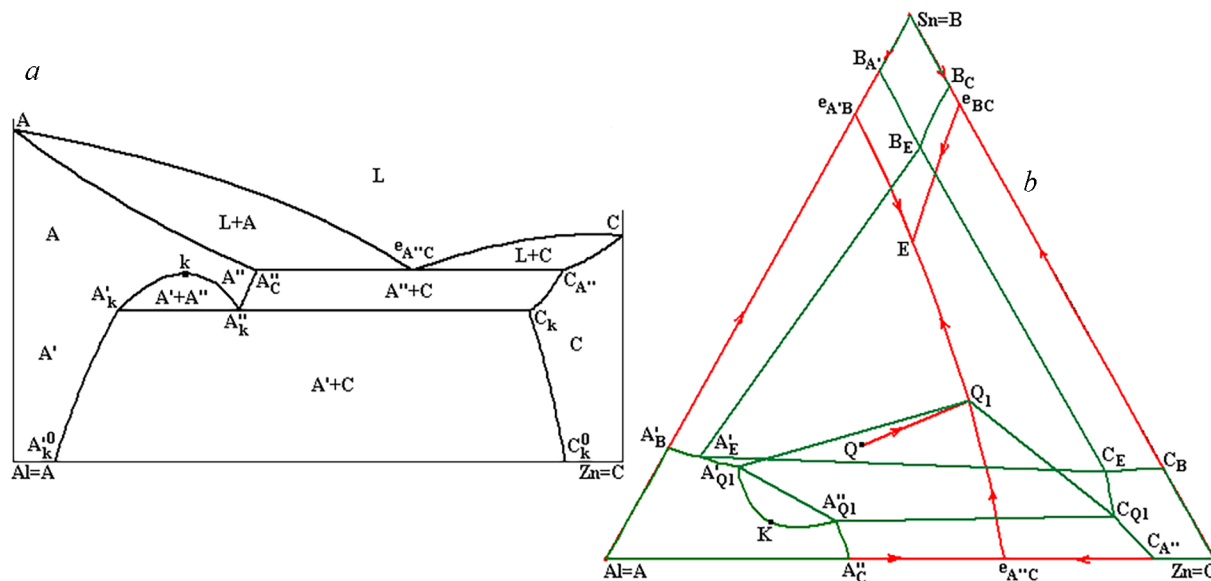


Рис. 1. 3D модель протатыпа T - x - y дыяграмы Al-Sn-Zn (A-B-C): T - x дыяграма Al-Zn (A-C) (a), x - y праекцыя ліквідуса, солідуса і нонварыянтных комплексаў A'_{Q1} - Q_1 - C_{Q1} - A''_{Q1} і A'_E - B_E - C_E , адпаведных рэакцыям Q_1 і E (b)

Fig. 1. 3D model of the Al-Sn-Zn (A-B-C) T - x - y diagram prototype: Al-Zn (A-C) T - x diagram (a), x - y projection of liquidus, solidus and invariant complexes A'_{Q1} - Q_1 - C_{Q1} - A''_{Q1} and A'_E - B_E - C_E , according to reactions Q_1 and E (b)

Таблица 1. Схема моно- и нонварыянтных состояний

Table 1. Scheme of uni- and invariant states

A-B	A-B-C	A-C	B-C
	$L+A' \rightarrow A''$ (~350) $Q_{Q1}, KA'_{Q1}, KA''_{Q1}$	$L \rightarrow A''+C$ (380.9) $e_{A''C} Q_1, A''_{C} A''_{Q1}, C_{A''} C_{Q1}$	
$L \rightarrow A'+B$ (229.2) $e_{A'B} E, A'_{B} A'_{E}, B_{A'} B_E$	Q_1 (278): $L+A'' \rightarrow A'+C$	$A'' \rightarrow A'+C$ (277.2) $Q_1 A'_k, A''_{Q1} A''_k, C_{Q1} C_k$	
	$L+A'+C$ $Q_1 E, A'_{Q1} A'_E, C_{Q1} C_E$		$L \rightarrow B+C$ (198.3) $e_{BC} E, B_C B_E, C_B C_E$
	E (195.4): $L \rightarrow A'+B+C$		
	$A'+B+C$ $A'_E A'_{Q2}, B_E B_{Q2}, C_E C_{Q2}$		
$B+A' \rightarrow B1$ (22.8) $B_{Q2} p^B_{A'B1}, A'_{Q2} A'_{B1}, B1_{Q2} B1_{A'}$	Q_2 (22.3): $A'+B \rightarrow B1+C$		$B \rightarrow B1+C$ (12.7) $B_{Q2} e^B_{B1C}, B1_{Q2} B1_C, C_{Q2} C_{B1}$
	$A'+B1+C$ $A'_{Q2} A'^0_{Q2}, B1_{Q2} B1^0_{Q2}, C_{Q2} C^0_{Q2}$		

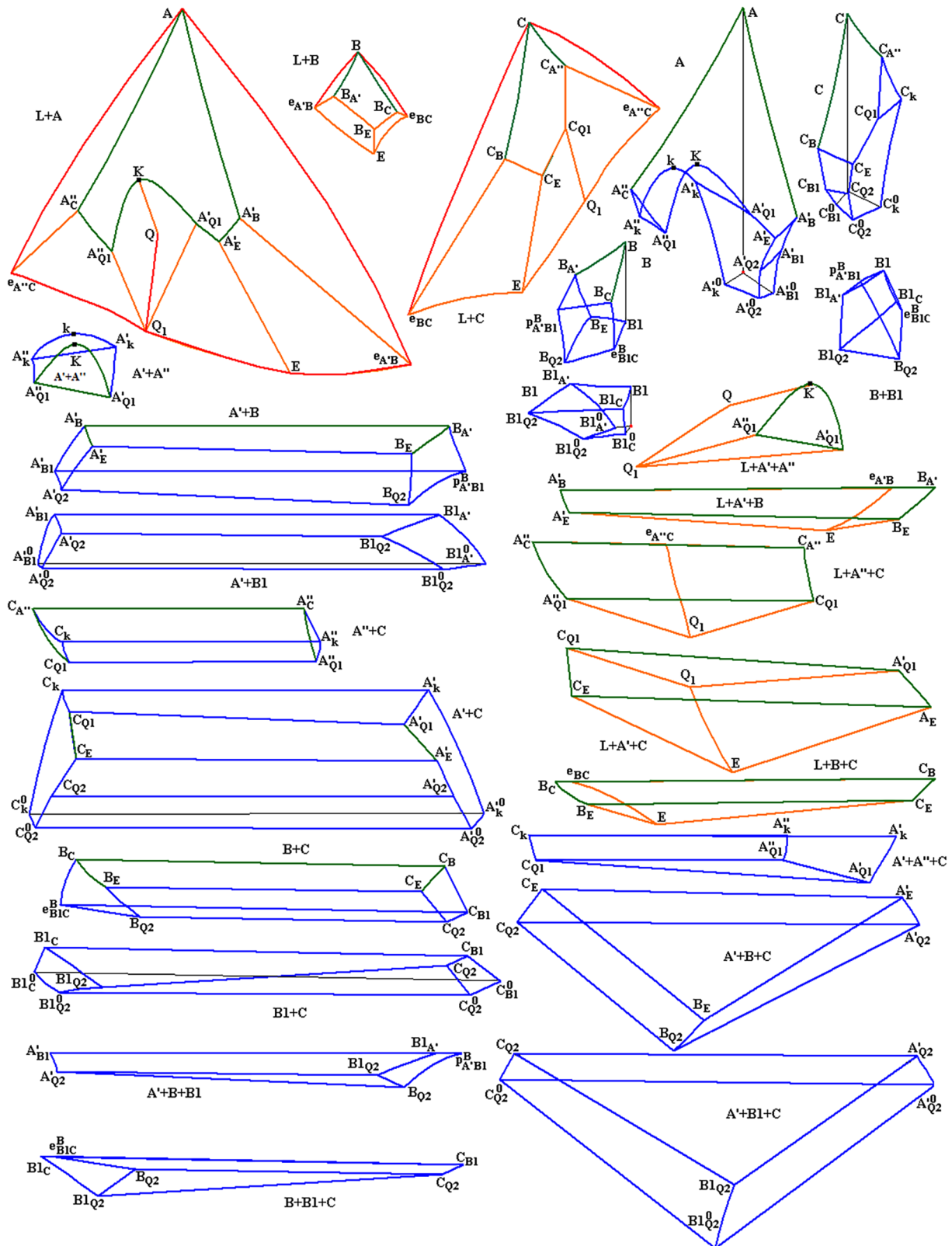


Рис. 2. Фазовые области прототипа T - x - y диаграммы Al-Sn-Zn (A-B-C)

Fig. 2. Phase regions of the Al-Sn-Zn (A-B-C) T - x - y diagram prototype

олова (В) – как В1, а два твердых раствора алюминия (А), на которые он распадается в системе с цинком, как А' и А" (рис. 1, а).

Поскольку все бинарные системы эвтектические, то логично было бы ожидать, что и формируемая ими тройная система тоже эвтектическая. Однако схема фазовых реакций [12] и рисунки проекции ликвидуса [9, 12] показывают, что на ликвидусе тройной системы имеют место не одно, а два невариантных превращения. Из составляемой при этом схемы моно- и невариантных состояний (табл. 1) видно, что переход от одного твердого раствора алюминия (А") к другому (А') – квазиперитектического типа ($Q_1: L+A'' \rightarrow A'+C$), в котором участвуют, как и в двойной системе Al–Zn (А–С), расплав L, а в тройной системе еще и цинк (С). Этому переходу предшествует аналогичный моновариантный переход вдоль линии QQ_1 – складки на поверхности ликвидуса Al (рис. 1, б). На поверхности солидуса складке соответствует линия $A'_kKA''_{Q_1}$, две части которой – A'_kK и KA''_{Q_1} – вместе со складкой QQ_1 являются направляющими линейчатых поверхностей – границ трехфазной области $L+A'+A''$. Точка К сопряжена с Q и имеет одинаковую с ней температуру.

Граничная у поверхности ликвидуса Zn (С) линия, следующая из двойной эвтектики $e_{A''C}$ в тройную эвтектику E, прерывается точкой Q_1 , так что на участке $e_{A''C}Q_1$ идет эвтектическая реакция $L \rightarrow A''+C$, а на участке Q_1E – эвтектическая реакция с другим твердым раствором алюминия: $L \rightarrow A'+C$.

Кроме этого, в бинарной системе Al–Zn (А–С) в области твердого раствора после завершения эвтектической кристаллизации происходит при $277,2^\circ\text{C}$ эвтектоидная реакция $A'' \rightarrow A'+C$ между двумя твердыми растворами алюминия и в присутствии цинка [9] (рис. 1, а).

Таким образом, T – x – y диаграмма имеет три поверхности ликвидуса, в том числе одну со складкой QQ_1 . Им соответствуют три поверхности солидуса, включая одну с дугой $A'_kKA''_{Q_1}$, сопряженной с этой складкой. С каждой из пяти моновариантных линий на ликвидусе – $e_{AB}E$, $e_{BC}E$, Q_1E , $e_{A''C}Q_1$, QQ_1 – связана своя пара линий на солидусе, так что образованные ими триады формируют пятнадцать линейчатых поверхностей – границ пяти трехфазных областей $L+A'+B$, $L+B+C$, $L+A'+C$, $L+A''+C$, $L+A'+A''$.

В субсолидусе происходит невариантный полиморфный переход между двумя модификациями олова (В), который, судя по соотношениям температур предшествующих ему (E при $195,4^\circ\text{C}$ и $B+A' \rightarrow B1$ при $22,8^\circ\text{C}$) и последующей ($B \rightarrow B1+C$ при $12,7^\circ\text{C}$) фазовых реакций, квазиперитектоидного типа – $Q_2: A'+B \rightarrow B1+C$ (табл. 1). Он завершает кристаллизацию в системе.

Разложение твердого раствора алюминия на два твердых раствора А' и А" в системе Al–Zn происходит в двухфазной области $A'_kKA''_k$ (рис. 2). Сопряжение линий соответственно $A'_kA''_{Q_1}$, kK , $A''_kA''_{Q_1}$ задает поверхность сольвуса, ограничивающую область $A'+A''$ распада твердого раствора алюминия, а также трехфазную область $A'+A''+C$ с линейчатыми границами, заданными линиями $A'_kA''_{Q_1}$, $A''_kA''_{Q_1}$, $C_kC_{Q_1}$. Таким образом, в субсолидусе тройной системы формируются пять трехфазных областей. Кроме уже упомянутой области $A'+A''$, в состав T – x – y диаграммы входят двухфазные области $A'+B$, $A'+B1$, $A'+C$, $A''+C$, а также $B+B1$, $B+C$, $B+B1$.

Итак, T – x – y диаграмма Al–Sn–Zn состоит из 64 поверхностей и 25 фазовых областей, из них три поверхности ликвидуса и три солидуса, две поверхности трансуса и 14 сольвуса относятся к нелинейчатым поверхностям; кроме них на диаграмме присутствуют 30 линейчатых поверхностей, а каждая из трех плоскостей – комплексов, соответствующих невариантным реакциям Q_1 , E, Q_2 , разбивается на 4 симплекса. Среди фазовых областей 4 однофазных (А, В, С, В1), 3 двухфазных с расплавом ($L+A$, $L+B$, $L+C$) и 8 двухфазных в субсолидусе ($A'+A''$, $A'+B$, $A'+C$, $A''+C$, $B+B1$, $B+C$, $A'+B1$, $B1+C$), 5 трехфазных с расплавом ($L+A'+A''$, $L+A'+B$, $L+A'+C$, $L+A''+C$, $L+B+C$) и 5 без расплава ($A'+B+C$, $A'+A''+C$, $A'+B+B1$, $A'+B1+C$, $B+B1+C$) (рис. 2).

Построенный первоначально прототип 3D модели фазовой диаграммы позволяет понять геометрическое строение и объяснить происходящие в ней при кристаллизации фазовые превращения. Следующий этап – перевод прототипа в пространственную модель фазовой диаграммы реальной системы. Для этого нужно всего лишь изменить координаты (состав и температуру)

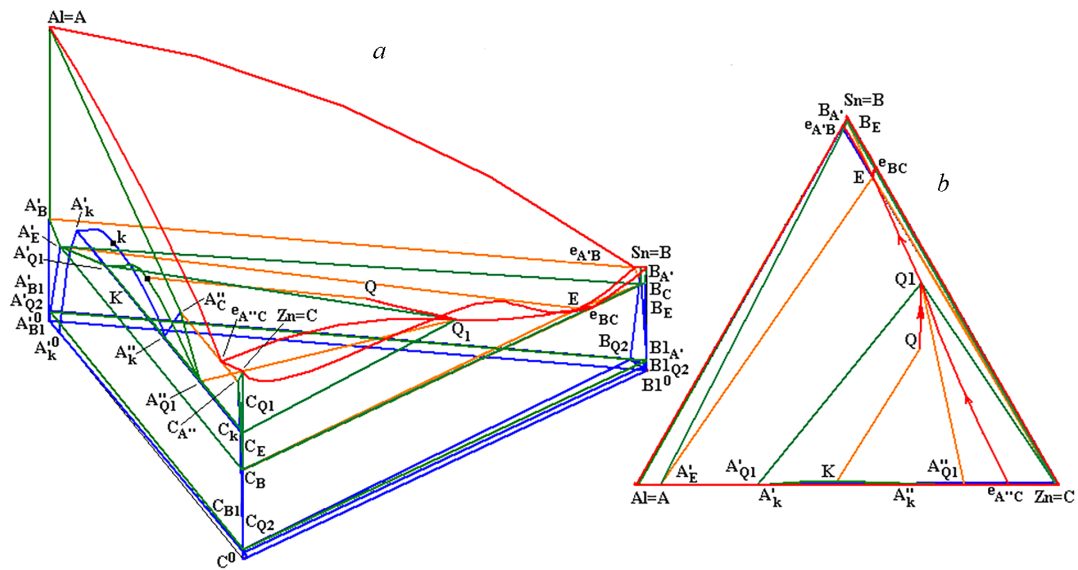


Рис. 3. 3D компьютерная модель T - x - y диаграммы Al–Sn–Zn (A–B–C) (a) и ее x - y проекция (b)
 Fig. 3. 3D model of the Al–Sn–Zn T - x - y diagram (a) and its x - y projection (b)

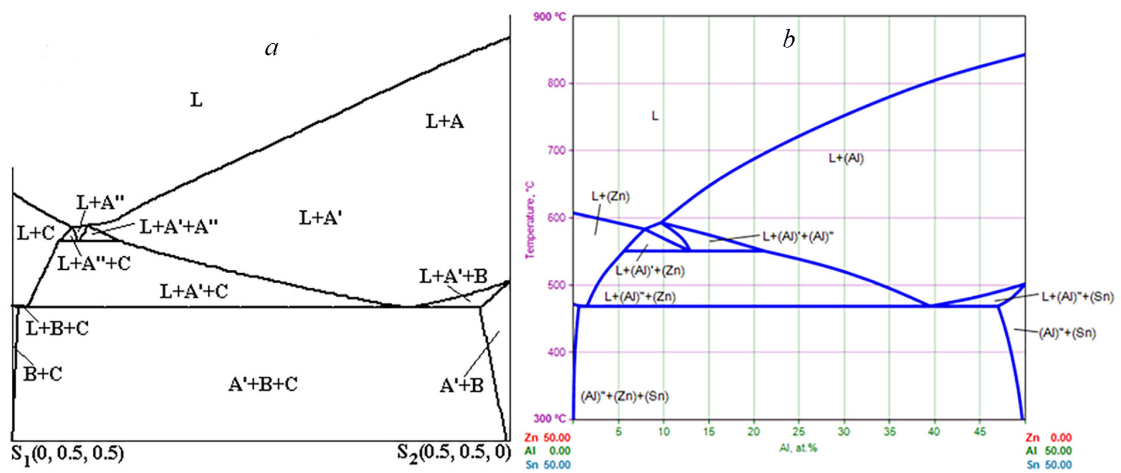


Рис. 4. Политермический разрез $z_{2(Sn)} = 0,5$: 3D модели (a), [12] (b)
 Fig. 4. Isoleth $z_{2(Sn)} = 0,5$: 3D model (a), [12] (b)

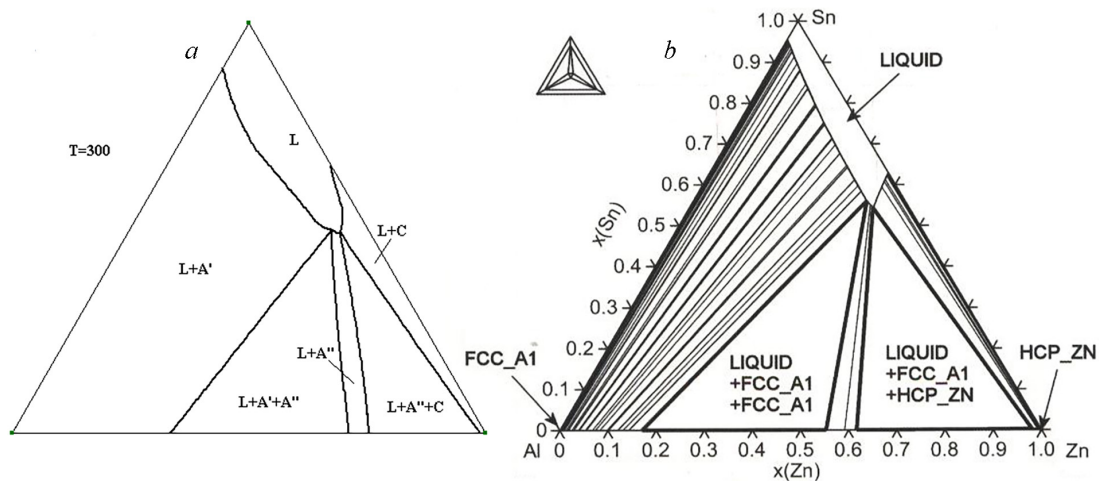


Рис. 5. Изотермический разрез 300 °C: 3D модели (a), [9] (b)
 Fig. 5. Isothermal section at 300 °C: 3D model (a), [9] (b)

базовых точек и скорректировать кривизну линий и поверхностей (рис. 3). Для оценки ее адекватности можно провести сравнение с опубликованными разрезами, полученными либо экспериментально, либо из термодинамических расчетов [9, 11, 12].

Кроме того, что 3D модель удовлетворительно воспроизводит разрезы (рис. 4), на них различаются фазовые области с одним, вторым или обоими твердыми растворами, на которые распадается алюминий (рис. 5, *a*), они не нивелируются записью FCC_A1, как в [9] (рис. 5, *b*).

Результаты и их обсуждение. Распад твердого раствора алюминия в системе с цинком приводит к образованию складки на поверхности начала первичной кристаллизации алюминия в системе Al–Sn–Zn и выреза на сопряженной с ней поверхности солидуса. Складка и вырез образуют три линейчатые поверхности, в границах которых заключена трехфазная область L+A'+A'' сосуществования жидкости с двумя твердыми растворами алюминия. С помощью 3D модели фазовой диаграммы показана четкая дифференциация других фазовых областей по принципу участия в них одного или другого твердого раствора алюминия. Учитывается также полиморфный переход между двумя модификациями олова. В итоге построена 3D компьютерная модель T - x - y диаграммы Al–Sn–Zn, которую формируют 64 поверхности и 25 фазовых областей.

Заключение. При изучении физических свойств расплавов системы Al–Sn–Zn (плотности – гамма-адсорбционным методом, электросопротивления – бесконтактным методом во вращающемся магнитном поле, магнитной восприимчивости – по методу Фарадея) была обнаружена аномалия, позволяющая предположить образование высокоплавкого тройного интерметаллического соединения с неустановленной стехиометрией [1].

В аналогичной тройной системе с хромом [19, 20] наличие такого тройного соединения (со стехиометрической формулой $Cr_{22}Zn_{72}Sn_{24}$) [19] не помешало авторам [20] построить T - x - y диаграмму системы без этого соединения, руководствуясь выполненными ими экспериментальными исследованиями и термодинамическими расчетами. Нет сомнения, что 3D компьютерная модель фазовой диаграммы Al–Sn–Zn может быть перенастроена на такой вариант, в котором существует тройное соединение, образуемое алюминием, цинком и оловом (если, конечно, это будет доказано). В данном случае наличие такой компьютерной модели позволит оптимизировать исследование нового варианта фазовой диаграммы тройной системы с образованием тройного соединения.

Многочисленные вертикальные и горизонтальные разрезы фазовой диаграммы Al–Sn–Zn, приводимые в [2, 3], целесообразно валидировать или же подвергнуть дополнительному экспериментальному исследованию и термодинамическому расчету. В дальнейшем потребуются пространственные модели для фазовых диаграмм керметных систем, таких, как, например, Al–Sn–Zn–Al₂O₃ [21, 22], характеризующих высокими трибологическими свойствами и используемых в качестве анодных покрытий для антикоррозионной защиты стали.

Благодарности. Исследование выполнено в соответствии с госзаданием Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института физического материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (проект № 0270-2021-0002).

Acknowledgements. This work has been performed under the program of fundamental research of SB RAS (project 0270-2021-0002).

Список использованных источников

1. Some Physical Properties of Al–Sn–Zn Melts / V. Sidorov [et al.] // EPJ Web of Conferences. – 2011. – Vol. 15. – P. 01022. <https://doi.org/10.1051/epjconf/20111501022>
2. Drapala, J. Contribution to Aluminum – Tin – Zinc Ternary System / J. Drapala, G. Kostjukova, M. Losertova IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2017. – Vol. 266. – P. 012002. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/266/1/012002>
3. Cheng, T. Thermodynamic Re-Assessment of the Al–Sn–Zn Ternary System / T. Cheng, L.-J. Zhang // Journal of Mining and Metallurgy. Section B Metallurgy. – 2019. – Vol. 55, N 3. – P. 439–449. <https://doi.org/10.2298/JMMB190320036C>
4. Thermal Evolution and Grain Boundary Phase Transformations in Severely Deformed Nanograined Al–Zn Alloys / B. Straumal [et al.] // Acta Materialia. – 2008. – Vol. 56, N 20. – P. 6123–6131. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.08.021>
5. Binary Alloy Phase Diagrams / Ed. T. B. Massalski. – 2nd edition. – ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 1996.

6. Dai, L. L. Thermodynamic Calculation on the Miscibility Gap of FCC-Al Based Solid Solution in the Al–Zn–Cu system // L. L. Dai, H. X. Li, Y. P. // *Ren Journal of Alloys & Compounds*. – 2009. – Vol. 478, N 1. – P. 144–146. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.11.076>
7. Wasiur-Rahman, S. A Thermodynamic Description of the Al–Ca–Zn Ternary System / S. Wasiur-Rahman, M. Medraj // *CALPHAD*. – 2009. – Vol. 33, N 3. – P. 584–598. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2009.06.001>
8. COST 531. Atlas of Phase Diagrams for Lead-Free Soldering / A. Dinsdale [et al.], European Science Foundation. – Brno, Czech Republic: Vydavatelství Knihar, 2008. – Vol. 1. – 289 p.
9. COST MP0602. Handbook of High-Temperature Lead-Free Solders: Atlas of Phase Diagrams / A. Dinsdale, A. Kroupa, A. Watson [et al.]. – 2012. – Vol. 1. – 218 p.
10. COST Action MP0602. Handbook of High-Temperature Lead-Free Solders: Materials Properties / ed. A. Watson. – 2012. – Vol. 2. – 145 p.
11. COST Action MP0602. Handbook of High-Temperature Lead-Free Solders: Group Project Reports / ed. A. Kroupa. – 2012. – Vol. 3. – 301 p.
12. Al–Sn–Zn Ternary Phase Diagram Evaluation [Electronic Resource] / M. Hubert-Prottopopescu, H. Hubert. – Mode of access: http://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_012733_01#Fig2
13. Temperature and Dwell Time Effect on Hardness of Al-base Alloys / F. A. El-Salam [et al.] // *Journal of Materials Science*. – 2007. – Vol. 42. – P. 3661–3669. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-1343-6>
14. Transient Liquid Phase Bonding of Semi-Solid Metal 7075 Aluminum Alloy using ZA27 Zinc Alloy / C. Meengam [et al.] // *Metals*. – 2018. – Vol. 8, N 637. – P. 1–13. <https://doi.org/10.3390/met8080637>
15. Phase Transition Temperature of Sn–Zn–Al System and their Comparison with Calculated Phase Diagrams / B. Smetana [et al.] // *Journal of Thermal Analysis & Calorimetry*. – 2012. – Vol. 110, N 1. – P. 369–378. <https://doi.org/10.1007/s10973-012-2318-2>
16. Effect of Chemical Composition and Grain Size on RT Superplasticity of Zn–Al Alloys Processed by ECAP / M. Demirtas [et al.] // *Letters on Materials*. – 2015. – Vol. 5, N 3. – P. 328–334. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2015-3-328-334>
17. Zhu, Y. H. General Rule of Phase Decomposition in Zn–Al based Alloys (II) – On Effects of External Stresses on Phase Transformation / Y. H. Zhu // *Materials Transactions*. – 2004. – Vol. 45, N 11. – P. 3083–3097. <https://doi.org/10.2320/matertrans.45.3083>
18. Парфенова, М. Д. 3D компьютерная модель T - x - y диаграммы Ag–Cu–Ni: Верификация разрезов в Атласе фазовых диаграмм для бессвинцовых припоев / М. Д. Парфенова, В. П. Воробьева, В. И. Луцкы // *Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. хім. навук*. – 2021. – Т. 57, № 1. – С. 15–24. <https://doi.org/10.29235/1561-8331-2021-57-1-15-24>
19. Xie, W. Packing of Russian Doll Clusters to Form a Nanometer-Scale CsCl-Type Compound in a Cr–Zn–Sn Complex Metallic Alloy / W. Xie, R. J. Cava, G. J. Miller // *Journal of Materials Chemistry C*. – 2017. – Vol. 5, N 29. – P. 7215–7221. <https://doi.org/10.1039/C7TC01967J>
20. Experimental Investigation and Thermodynamic Description of the Cr–Sn–Zn Ternary System / J. Hu [et al.] // *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. – 2020. – Vol. 69. – P. 101758. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2020.101758>
21. Corrosion Behavior of an Al–Sn–Zn Alloy: Effects of Solidification Microstructure Characteristics / A. Barros [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – Vol. 12. – P. 257–263. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.02.081>
22. Tribological Study of Cermet Coatings Al–Sn–Zn–Al₂O₃ for Friction Couples / D. A. Gerashchenkov [et al.] // *Journal of Friction and Wear*. – 2018. – Vol. 39, N 6. – P. 522–527. <https://doi.org/10.3103/S106836661806003X>

References

1. Sidorov V., Drapala J., Uporov S., Sabirzyanov A., Popel P., Kurochkin A., Grushevskij K. Some Physical Properties of Al–Sn–Zn Melts. *EPJ Web of Conferences*, 2011, vol. 15, 01022. <https://doi.org/10.1051/epjconf/20111501022>
2. Drapala J., Kostiukova G., Losertova M. Contribution to the aluminum–tin–zinc ternary system. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2017, vol. 266, 012002. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/266/1/012002>
3. Cheng T., Zhang L.-J. Thermodynamic Re-Assessment of the Al–Sn–Zn Ternary System. *Journal of Mining and Metallurgy. Section B Metallurgy*, 2019, vol. 55, no. 3, pp. 439–449. <https://doi.org/10.2298/JMMB190320036C>
4. Straumal B., Valiev R., Kogtenkova O., Zieba P., Czeppe T., Bielanska E., Faryna M. Thermal Evolution and Grain Boundary Phase Transformations in Severely Deformed Nanograined Al–Zn Alloys. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, no. 20, pp. 6123–6131. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.08.021>
5. Massalski T. B. (Ed.). *Binary Alloy Phase Diagrams*. 2nd ed. ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 1996.
6. Dai L. L., Li H. X., Ren Y. P. Thermodynamic Calculation on the Miscibility Gap of FCC-Al Based Solid Solution in the Al–Zn–Cu system. *Journal of Alloys & Compounds*, 2009, vol. 478, no. 1, pp. 144–146. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.11.076>
7. Wasiur-Rahman S., Medraj M. A Thermodynamic Description of the Al–Ca–Zn Ternary System. *Calphad*, 2009, vol. 33, no. 3, pp. 584–598. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2009.06.001>
8. Dinsdale A., Watson A., Kroupa A., Vrest'al J., Zemanova A., Vi'zda J. *Atlas of Phase Diagrams for Lead-Free Soldering. COST 531. Vol. 1*. Brno, Czech Republic: Vydavatelství KNIHAR, 2008. 289 p.
9. Dinsdale, A. Kroupa, A. Watson [et al.]. *COST MP0602. Handbook of High-Temperature Lead-Free Solders: Atlas of Phase Diagrams. Vol. 1*. 2012. 218 p.

10. Watson A. (ed.). *COST Action MP0602. Handbook of High-Temperature Lead-Free Solders: Materials Properties*. Vol. 2. 2012. 145 p.
11. Kroupa A. (ed.). *COST Action MP0602. Handbook of High-Temperature Lead-Free Solders: Group Project Reports*. Vol. 3. 2012. 301 p.
12. Hubert-Protopopescu M., Hubert H. *Al–Sn–Zn Ternary Phase Diagram Evaluation*. Available at: http://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_012733_01#Fig2
13. El-Salam F. A., Wahab L. A., Nada R. H., Zahran H. Y. Temperature and Dwell Time Effect on Hardness of Al-base Alloys. *Journal of Materials Science*, 2007, vol. 42, pp. 3661–3669. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-1343-6>
14. Meengam C., Duniyakul Y., Maunkhau D., Chinarong S. Transient Liquid Phase Bonding of Semi-Solid Netal 7075 Aluminum Alloy using ZA27 Zinc Alloy. *Metals*, 2018, vol. 8, no. 637, pp. 1–13. <https://doi.org/10.3390/met8080637>
15. Smetana B., Zla S., Kroupa A., Zaludova M., Drapala J., Burkovic R., Petlak D. Phase Transition Temperature of Sn–Zn–Al System and their Comparison with Calculated Phase Diagrams. *Journal of Thermal Analysis & Calorimetry*, 2012, vol. 110, no. 1, pp. 369–378. <https://doi.org/10.1007/s10973-012-2318-2>
16. Demirtas M., Pursek G., Yanar H., Zhang Z. J., Zhang Z. F. Effect of Chemical Composition and Grain Size on RT Superplasticity of Zn-Al Alloys Processed by ECAP. *Letters on Materials*, 2015, vol. 5, no. 3, pp. 328–334. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2015-3-328-334>
17. Zhu Y. H. General Rule of Phase Decomposition in Zn–Al based Alloys (II) – On Effects of External Stresses on Phase Transformation. *Materials Transactions*, 2004, vol. 45, no. 11, pp. 3083–3097. <https://doi.org/10.2320/matertrans.45.3083>
18. Parfenova M. D., Vorob'eva V. P., Lutsyk V. I. 3D Computer Model of the Ag–Cu–Ni T–x–y Diagram: Verification of Sections in the Atlas of Phase Diagrams for Lead-Free Soldering. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya khimichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus, Chemical Series*, 2021, vol. 57, no. 1, pp. 15–24. <https://doi.org/10.29235/1561-8331-2021-57-1-15-24>
19. Xie W., Cava R. J., Miller G. J. Packing of Russian Doll Clusters to Form a Nanometer-Scale CsCl-Type Compound in a Cr–Zn–Sn Complex Metallic Alloy. *Journal of Materials Chemistry C*, 2017, vol. 5, no. 29, pp. 7215–7221. <https://doi.org/10.1039/C7TC01967J>
20. Hu J., Yin F., Wang X., Ouyang X. Experimental Investigation and Thermodynamic Description of the Cr–Sn–Zn Ternary System. *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 2020, vol. 69, pp. 101758. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2020.101758>
21. Barros A., Cruz C., Garcia A., Cheung N. Corrosion Behavior of an Al–Sn–Zn Alloy: Effects of Solidification Microstructure Characteristics. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 12, pp. 257–263. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.02.081>
22. Gerashchenkov D. A., Sobolev M. Y., Markov M. A., Gerashchenkova E. Y., Bykova A. D., Krasikov A. V., Makarov A. M. Tribological Study of Cermet Coatings Al–Sn–Zn–Al₂O₃ for Friction Couples. *Journal of Friction and Wear*, 2018, vol. 39, no. 6, pp. 522–527. <https://doi.org/10.3103/S106836661806003X>

Информация об авторах

Парфенова Мария Дмитриевна – аспирант. Институт физического материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ул. Сахьяновой 6, Улан-Удэ, Республика Бурятия, Российская Федерация). E-mail: krygentul@gmail.com

Воробьева Вера Павловна – д-р физ.-мат. наук, доцент, вед. науч. сотрудник. Институт физического материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ул. Сахьяновой 6, Улан-Удэ, Республика Бурятия, Российская Федерация). E-mail: vvorobjeva@mail.ru

Луцык Василий Иванович – д-р хим. наук, профессор, зав. сектором компьютерного конструирования материалов. Институт физического материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ул. Сахьяновой 6, Улан-Удэ, Республика Бурятия, Российская Федерация). E-mail: vluts@ipms.bsnet.ru

Information about the authors

Parfenova Maria D. – Ph. D. student. Institute of Physical Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (6, Sakhyanova Str., Ulan-Ude, Republic of Buryatia, Russian Federation). E-mail: krygentul@gmail.com

Vorob'eva Vera P. – D. Sc. (Physics-Mathematics), Associate Professor, Leading Researcher. Institute of Physical Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (6, Sakhyanova Str., Ulan-Ude, Republic of Buryatia, Russian Federation). E-mail: vvorobjeva@mail.ru

Lutsyk Vasily I. – D. Sc. (Chemistry), Professor, Head of the Computer-aided Materials Design Sector. Institute of Physical Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (6, Sakhyanova Str., Ulan-Ude, Republic of Buryatia, Russian Federation). E-mail: vluts@ipms.bsnet.ru