

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ  
НЕОРГАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ**

УДК 544.344.015.3

**ПРОБЛЕМЫ ОТОБРАЖЕНИЯ РАСПАДОВ ЖИДКОГО И ТВЕРДОГО  
РАСТВОРОВ В СИСТЕМАХ Ag–Cu–Ni и Ag–Cu–Pb**

© 2023 г. В. П. Воробьева<sup>a</sup>, \*, В. И. Луцьк<sup>a</sup>, М. Д. Парфенова<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Институт физического материаловедения СО РАН, ул. Сахьяновой, 6, Улан-Удэ, 670047 Россия

\*e-mail: vvorobjeva@mail.ru

Поступила в редакцию 25.05.2022 г.

После доработки 11.07.2022 г.

Принята к публикации 27.07.2022 г.

С помощью трехмерных (3D) компьютерных моделей изобарных фазовых диаграмм Ag–Cu–Ni и Ag–Cu–Pb, построенных по 23 и 31 базовым точкам соответственно, сформированных сборкой из 14 и 32 поверхностей, 9 и 15 фазовых областей и преобразовавших информацию об этих диаграммах в цифровой формат о системах, проведена проверка корректности интерпретации опубликованных изо- и политермических разрезов, как расчетных, так и экспериментальных. На 3D моделях уточнены геометрические особенности тех фрагментов фазовых диаграмм, которые относятся к расслаиванию жидкости и распаду твердого раствора. На политермических разрезах показаны ошибки, вызванные как неверным отображением распада твердого раствора меди с никелем, так и противоречиями в значениях температуры тройной эвтектики Ag–Cu–Pb.

*Ключевые слова:* фазовая диаграмма, компьютерное моделирование, трехмерная визуализация, бес-свинцовые припои, серебро, медь, никель, свинец

DOI: 10.31857/S0044457X22600852, EDN: GVDGWT

**ВВЕДЕНИЕ**

При разработке материалов, например припоев, практический интерес представляют собой не только высокотемпературные фрагменты соответствующей фазовой диаграммы, связанные с процессами плавления/начала кристаллизации, но и вся фазовая диаграмма (во всем температурном диапазоне от ликвидуса до субсолидуса). Фундаментальное исследование фазовой диаграммы трехкомпонентной системы не может ограничиваться лишь поверхностями ликвидуса и презентацией изо- и политермических разрезов. Оно должно сводиться к полноценному изучению всех ее поверхностей и фазовых областей. Такого рода исследования удобно выполнять в процессе построения трехмерных компьютерных моделей фазовых диаграмм [1–4].

3D компьютерная модель изобарной фазовой диаграммы тройной системы получается в результате сборки из поверхностей и/или фазовых областей. Сначала строится прототип фазовой диаграммы, т.е. некий набросок будущей фазовой диаграммы (рис. 1). В прототипе лишь формально показана общая конструкция диаграммы, однако это помогает понять ее геометрическое строение (рис. 2). Затем, после ввода в прототип координат (состав–температура) базовых точек, он трансформируется в 3D модель фазовой диа-

граммы реальной системы (рис. 3). Для ее построения используется программа PD Designer (конструктор фазовых диаграмм) [2].

Система Ag–Cu–Ni и образующие ее бинарные системы изучались начиная с 1913 г. [5–15], в том числе при поиске подходящего варианта бессвинцового припоя. Ее прототип (со ссылкой на [6]) вошел в известную монографию А. Принса [7]. Большой объем экспериментальной и расчетной информации по металлическим системам (включая систему Ag–Cu–Ni) – возможным кандидатам на бессвинцовые припои – аккумулирован в базе данных Alloy Database for Microsolders (ADAMIS) [10]. В работе [13] с использованием CALPHAD-метода проведены термодинамические расчеты фазовых равновесий в системе Sn–Ag–Cu–Ni–Au, которая, по словам авторов [13], имеет важное значение для разработки бессвинцовых припоев, поскольку наиболее многообещающими кандидатами на замещение традиционного эвтектического припоя Sn–Pb можно считать припои, основанные на сплавах системы Ag–Cu–Sn. При этом покрытия из золота используются для защиты проводящих поверхностей от окисления, а никель часто применяется в качестве диффузионного барьерного слоя между бессвинцовыми припоями и подложками.

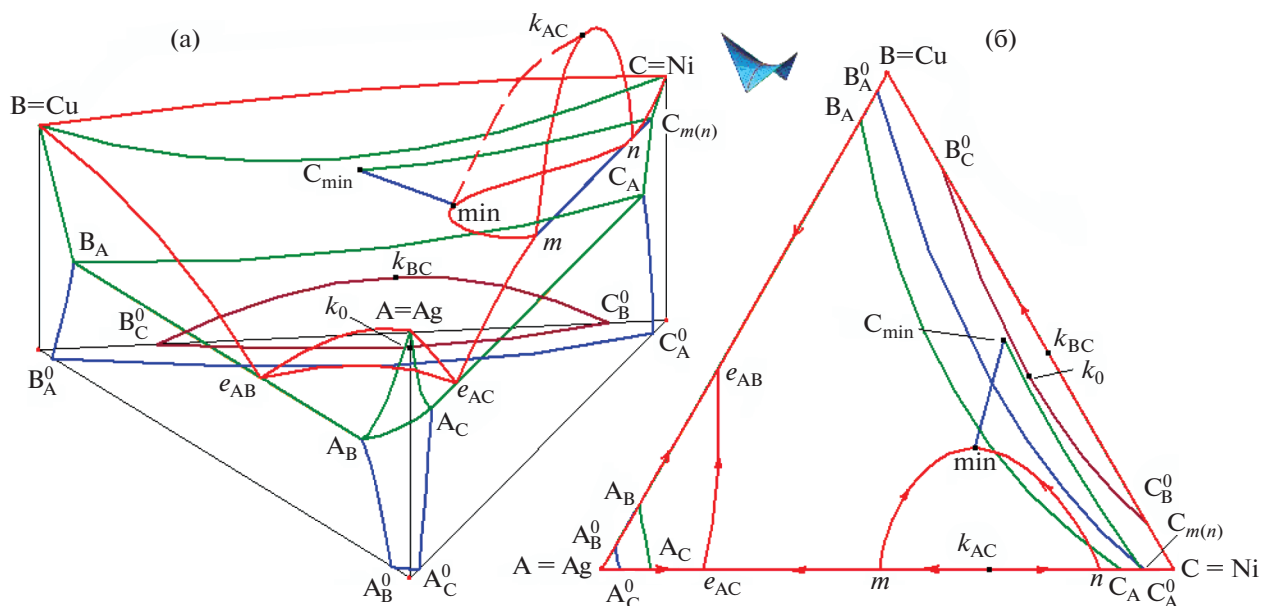


Рис. 1. Прототип  $T$ - $x$ - $y$ -диаграммы системы Ag–Cu–Ni (а) и ее  $x$ - $y$ -проекция (б).

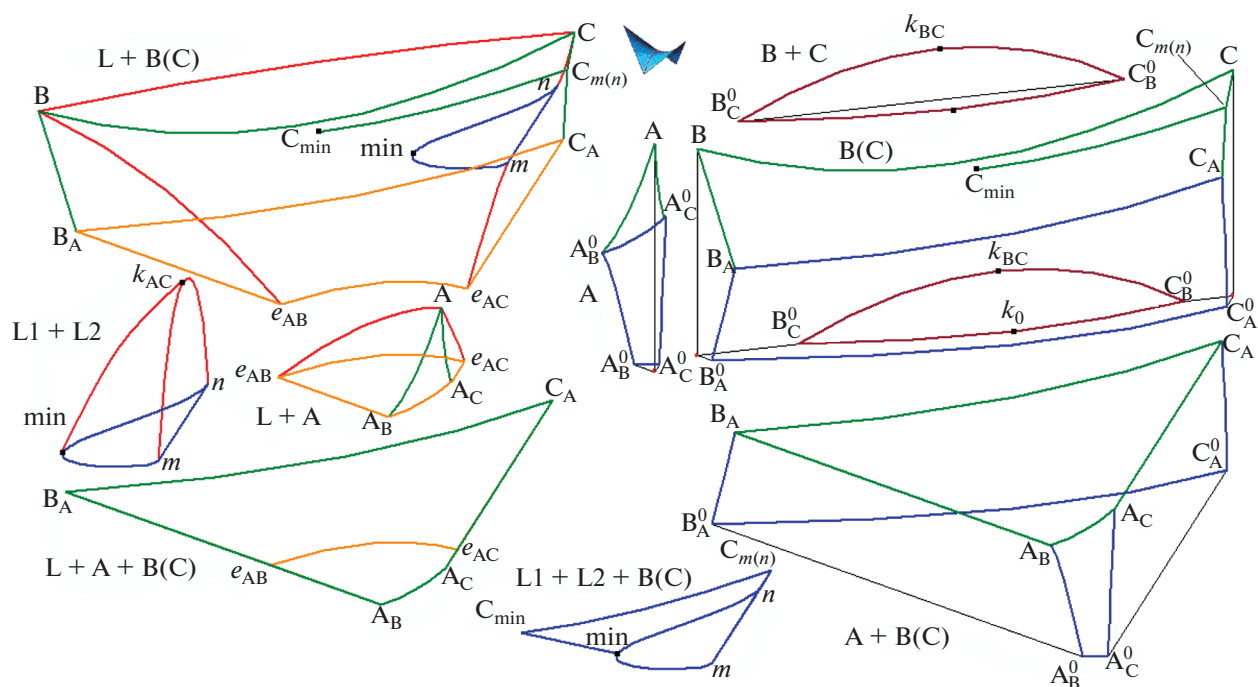


Рис. 2. Фазовые области прототипа  $T$ - $x$ - $y$ -диаграммы системы Ag–Cu–Ni (A–B–C): двухфазные L1 + L2, L + A, L + B(C) и трехфазные L + A + B(C), L1 + L2 + B(C) с расплавом, однофазные A, B(C) и двухфазные A + B(C), B + C без расплава.

Итоговая информация (как по результатам экспериментального исследования, так и по расчетным данным) собрана в Атласе фазовых диаграмм по бессвинцовым припоям [16], где система Ag–Cu–Ni представлена фазовыми диаграммами двойных систем,  $x$ - $y$ -проекцией поверхностей

ликвидуса тройной системы с нанесенными на них изотермами и четырьмя изотермическими разрезами при 700, 795, 860 и 900°C. По этим данным была построена 3D компьютерная модель фазовой диаграммы Ag–Cu–Ni [17]. Ее адекватность была подтверждена совпадением как по ликвидусу, так

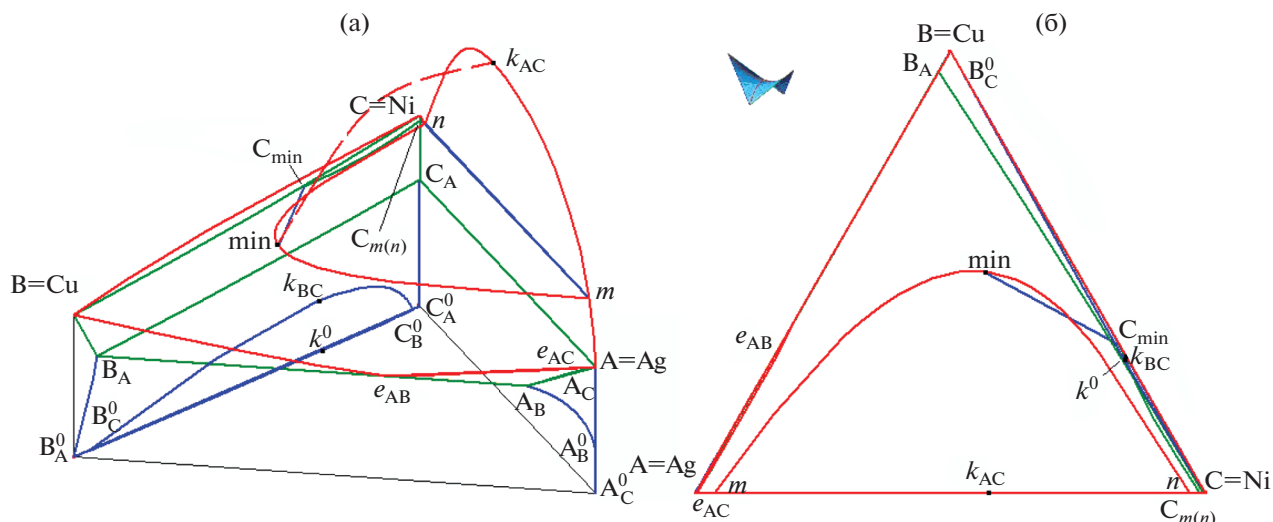


Рис. 3. 3D модель фазовой диаграммы системы Ag–Cu–Ni (а) и ее  $x$ – $y$ -проекция (б).

и с представленными в [16] изотермическими разрезами.

Несмотря на то, что Атлас [16] посвящен бес-свинцовым системам, в нем дана информация о фазовой диаграмме системы со свинцом – Ag–Cu–Pb. Для нее построена 3D модель, с помощью которой затем удалось скорректировать представления об этой системе.

### 3D КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ СИСТЕМЫ Ag–Cu–Ni

Поскольку для четкого понимания фазовой диаграммы удобно сначала построить ее прототип и затем на нем разбирать особенности ее геометрического строения, пусть прототип, в отличие от реальной системы Ag–Cu–Ni, носит название A–B–C (рис. 1а) (это формальное требование программы PD Designer [2], с помощью которой строятся трехмерные модели фазовых диаграмм). Исходные данные, по которым строится 3D модель, взяты из [16].

Бинарные системы, образующие Ag–Cu–Ni (или A–B–C), геометрически очень просты. Система Ag–Cu (A–B) эвтектическая, имеет широкие области гомогенности вблизи температуры 779.9°C двойной эвтектики  $L \rightarrow Ag + Cu$  ( $e_{AB}$ ) с содержанием расплава (0.597, 0.403) и выделяющихся из него серебра (0.869, 131) и меди (0.045, 0.955) в соответствующих базовых точках  $A_B$  и  $B_A$ .

В системе Ag–Ni (A–C) помимо слабовыраженной эвтектики  $L \rightarrow Ag + Ni$  ( $L \rightarrow A + C$ ) при 961.1°C, которой соответствуют неинвариантные базовые точки  $e_{AC}$ ,  $A_C$ ,  $C_A$  с координатами (0.997, 0.003), (0.997, 0.003), (0.003, 0.997) соответственно, практически во всем концентрационном интервале имеет место расслаивание жидкости

(рис. 1а, 3а), а при 1430.3°C – монотектическая реакция  $L1 \rightarrow L2 + Ni$  ( $L1 \rightarrow L2 + C$ ) на отрезке, заданном точками  $m$ ,  $n$ ,  $C_{m(n)}$  с координатами (0.962, 0.038), (0.039, 0.970), (0.010, 0.990) соответственно. Расслаивание жидкости начинается при 2447°C в точке  $k_{AC}$  с координатами (0.420, 0.580).

В системе Cu–Ni (B–C) образуются непрерывные ряды твердых растворов Cu(Ni) или B(C), которые, в свою очередь, начинают распадаться на медь и никель при 371°C, чему на фазовой диаграмме соответствует точка  $k_{BC}$  с координатами (0.395, 0.605).

В тройной системе Ag–Cu–Ni не образуются тройные соединения и отсутствуют неинвариантные превращения, а имеет место лишь монвариантное превращение эвтектического типа, которому на ликвидусе соответствует линия, связывающая бинарные эвтектики  $e_{AB}$  и  $e_{AC}$  (рис. 1б, 3б). Расслаивание жидкости ограничено куполом, формируемым бинарной кривой с максимумом  $k_{AC}$  и минимальной тройной точкой min при 1300°C [16].

Схема фазовых реакций для этой системы дана в [14], при описании именно этой системы она избыточна и выглядит тривиальной, поскольку в системе всего два монвариантных превращения:  $L \rightarrow Ag + Cu$  ( $L \rightarrow A + B(C)$ ) и  $L1 \rightarrow L2 + Cu(Ni)$  ( $L1 \rightarrow L2 + B(C)$ ) и нет неинвариантных.

3D компьютерная модель фазовой диаграммы (сначала прототипа (рис. 1), а затем и реальной системы Ag–Cu–Ni (рис. 3)) была построена по 23 базовым точкам и получена в качестве сборки из 14 поверхностей и 9 фазовых областей [17]. Кроме двух поверхностей ликвидуса и двух – сольвуса, диаграмму формируют две поверхности сольвуса и две триады линейчатых поверхностей,

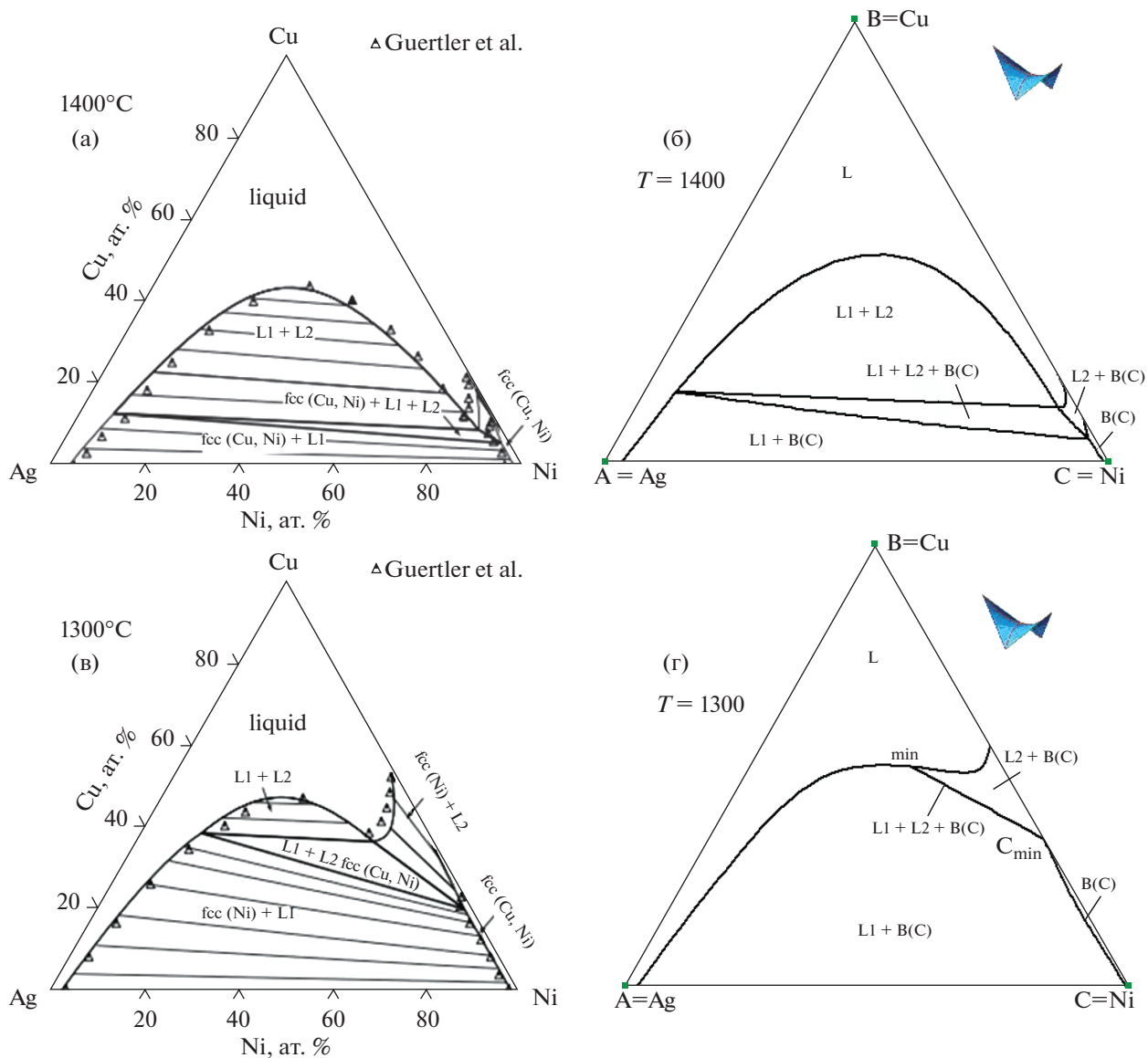


Рис. 4. Изотермические разрезы фазовой диаграммы системы Ag–Cu–Ni: 1400°C [14] (а) и 3D модели (б); 1300°C [14] (в) и 3D модели (г).

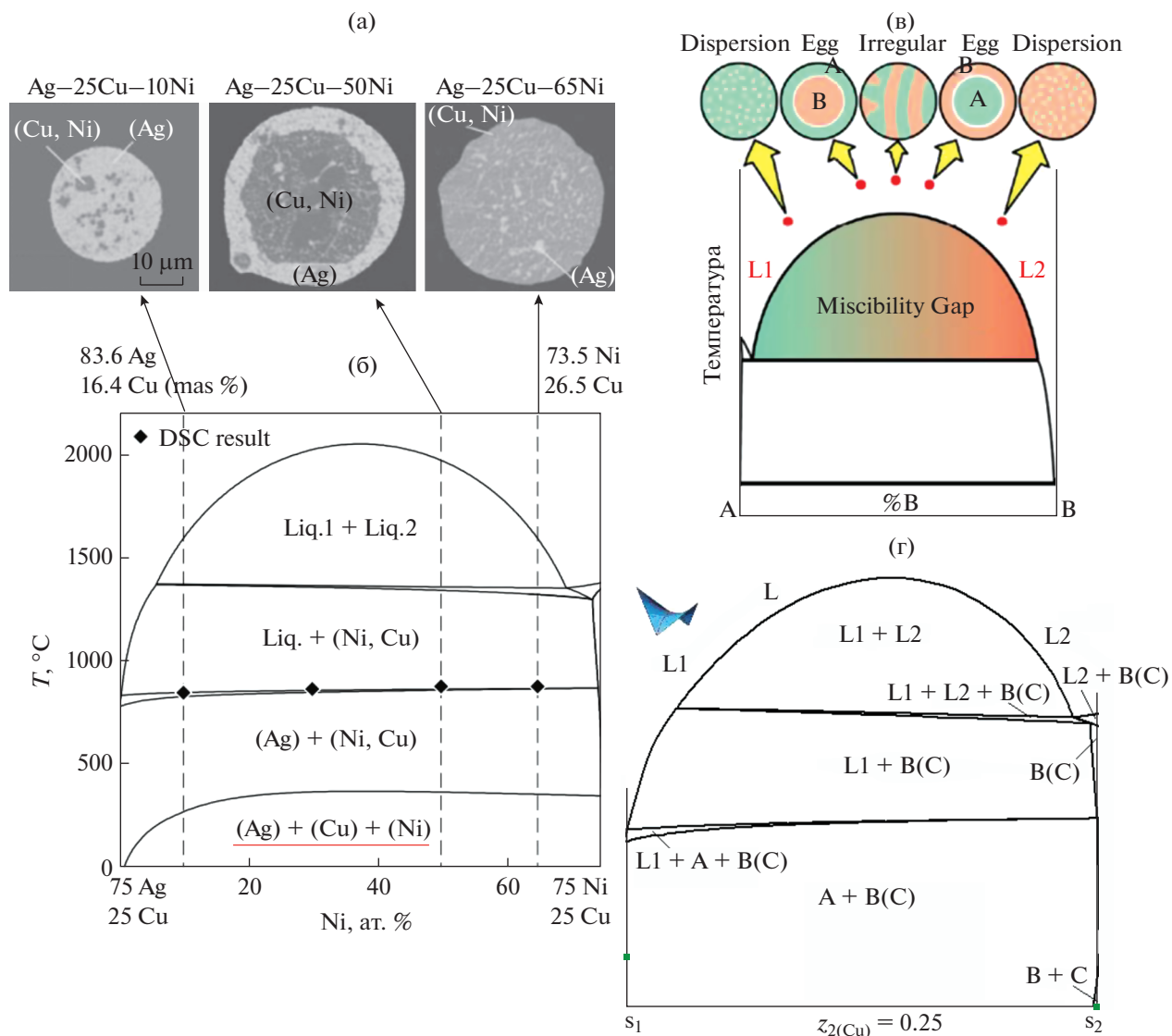
которые служат границами трехфазных областей  $L + Ag + Cu(Ni)$  и  $L1 + L2 + Cu(Ni)$  или  $L + A + B(C)$  и  $L1 + L2 + B(C)$ , а также два купола распада жидкого и твердого растворов (рис. 2).

#### ОТОБРАЖЕНИЕ РАСПАДОВ ЖИДКОГО И ТВЕРДОГО РАСТВОРОВ НА РАЗРЕЗАХ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ Ag–Cu–Ni

Из двух сопряженных с ликвидусом поверхностей солидуса одна – поверхность окончания первичного выделения серебра – очень близко прижата к стороне А–В (рис. 3). Во второй “вырезу”  $m$ – $min$ – $n$  на ликвидусе соответствует складка  $C_{m(n)}C_{min}$  на солидусе. Благодаря этой складке вы-

полняется не только строгое соответствие ликвидуса и солидуса, но и с ее помощью вместе с двумя фрагментами  $m$ – $min$  и  $n$ – $min$  линии  $m$ – $min$ – $n$  формируются три линейчатые поверхности – границы области  $L1 + L2 + Cu(Ni)$  или  $L1 + L2 + B(C)$ . Сечения этой области хорошо видны на изотермических разрезах при температурах выше, чем в точке  $min$  (рис. 4а, 4б).

При температуре точки  $min$  треугольное сечение области вырождается в конодный отрезок  $min$ – $C_{min}$  (рис. 4г). В Атласе [16], по данным которого построена 3D модель, эта температура равна 1300°C. При сравнении модельного изотермического разреза при этой температуре с аналогичным разрезом из [14] (рис. 4в) можно подумать,



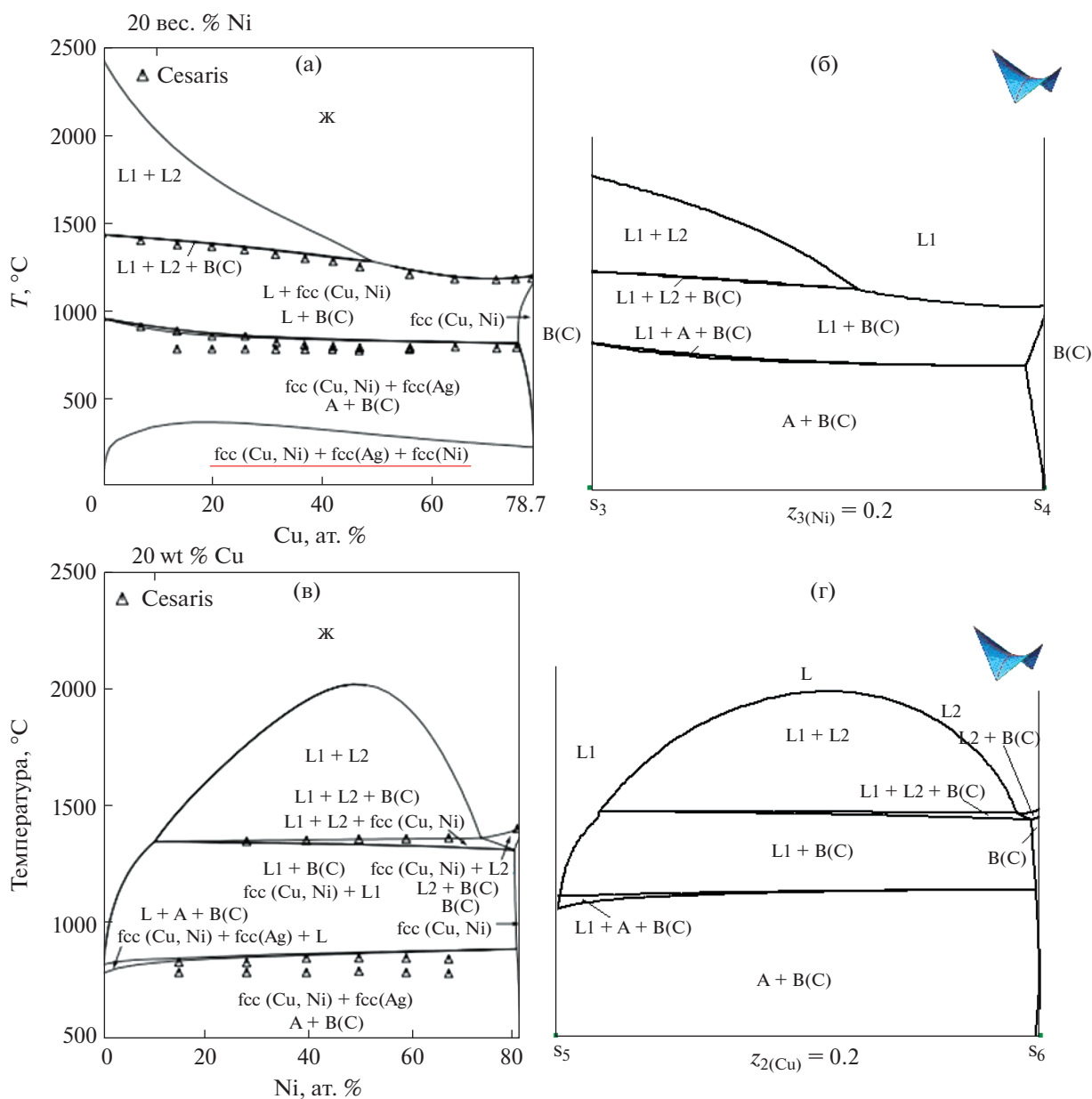
**Рис. 5.** Типичные микроструктуры сплавов Ag–Cu–Ni с предисторией распада расплава [15] (а); политермический разрез  $S_1(0.75, 0.25, 0) - S_2(0, 0.25, 0.75)$  или  $z_2(\text{Cu}) = 0.25$ : рассчитан в [15] и показывает сечение несуществующей поверхности – границу несуществующей области (Ag) + (Cu) + (Ni) (б) и 3D модели (г); эволюции микроструктуры распыляемого порошка на куполе распада расплава [23] (в).

что на рисунке, приведенном в работе [14], этот разрез показан неверно, поскольку явно видна область  $L1 + L2 + \text{Cu}(\text{Ni})$ . Однако это не так, потому что в [14] температуру точки *min* определяют равной 1250°C. Следует отметить, что на разрезе в [14] (рис. 4в) показана область *fcc*(Cu,Ni) с участием твердого раствора Cu(Ni), при этом обозначения двух областей –  $L1 + \text{fcc}(\text{Ni})$  и  $L2 + \text{fcc}(\text{Ni})$  – нужно, очевидно, подправить, понимая, что это  $L1 + \text{fcc}(\text{Cu},\text{Ni})$  и  $L2 + \text{fcc}(\text{Cu},\text{Ni})$ .

В [16] изотермические разрезаны даны в интервале температур от 700 до 900°C. При этих температурах купол распада жидкости на разрезе не отображается, поэтому невозможно по этим разрезам получить представление о форме

купола. В работе [15] исследована эволюция как формы купола распада жидкости вплоть до температуры 1500°C, так и микроструктуры, связанной с этим распадением (рис. 5а).

Что касается формы и размеров купола распада твердого раствора Cu(Ni) на медь и никель, то по известным политермическим разрезам о них судить нельзя. Более того, купол на этих разрезе не отображается, а на политермическом разрезе в [15] показана трехфазная область Ag + Cu + Ni, которой не может быть, поскольку в системе нет невариантного эвтектического превращения  $L \rightarrow \text{Ag} + \text{Cu} + \text{Ni}$ , в результате которого и образовалась бы данная трехфазная область. Кроме того, на этом разрезе показана неизвестная поверх-



**Рис. 6.** Политермические разрезы фазовой диаграммы Ag–Cu–Ni:  $S_3(0.80, 0, 0.20)$ – $S_4(0, 0.80, 0.20)$  или  $z_3(\text{Ni}) = 0.2$ : [14] с сечением несуществующей поверхности – границей несуществующей области  $\text{fcc}(\text{Cu}) + \text{fcc}(\text{Ag}) + \text{fcc}(\text{Ni})$  (а) и 3D-модели (б);  $S_5(0.80, 0.2, 0)$ – $S_6(0, 0.20, 0.80)$  или  $z_2(\text{Cu}) = 0.2$ : [14] (в) и 3D модели (г).

ность, ограничивающая данную область (рис. 5б). От том, что область  $\text{Ag} + \text{Cu} + \text{Ni}$  не существует, говорят и срезы микроструктуры (рис. 5а), на которых видны области серебра и вкрапления частиц твердого раствора  $\text{Cu}(\text{Ni})$ . Корректный разрез построен с помощью 3D модели (рис. 5г). Интересно, что подобную поверхность, ограничивающую несуществующую в данной системе область  $\text{Ag} + \text{Cu} + \text{Ni}$ , можно встретить и в [14] (рис. 6). Стоит отметить, что при сравнении пересекающихся политермических сечений с 20% Cu (рис. 6а) и 20% Ni (рис. 6в) расхождение по температуре пересечения в точке  $(0.60, 0.20, 0.20)$  купола расла-

ивания составляет  $170$ – $180^\circ\text{C}$ . Кроме того, на разрезах [15] (рис. 5б) и [14] (рис. 6а) не уточняется, какая именно жидкость (L1 или L2) входит в состав двух- и трехфазных областей после расслаивания, как это отмечено на соответствующих модельных разрезах (рис. 5г и 6б).

### 3D КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ Ag–Cu–Pb

Трехмерные (3D) компьютерные модели  $T$ – $x$ – $у$ -диаграмм являются эффективным инструментом не только для анализа фазовых равновесий,



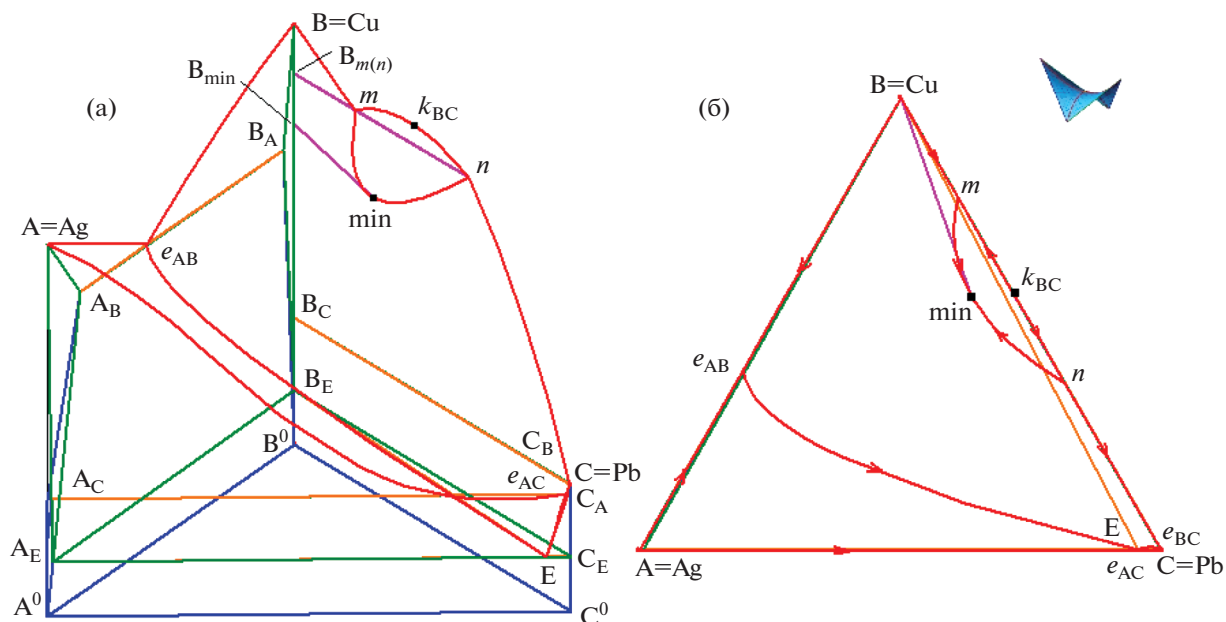


Рис. 7. 3D модель фазовой  $T$ - $x$ - $y$ -диаграммы Ag–Cu–Pb, построенная по данным [16] (а), и ее  $x$ - $y$ -проекция (б).

происходящих в тройной системе, но и для верификации исходных данных. Так, с помощью 3D модели  $T$ - $x$ - $y$ -диаграммы Ag–Cu–Pb (A–B–C) обнаружены противоречия ее описания в различных публикациях.

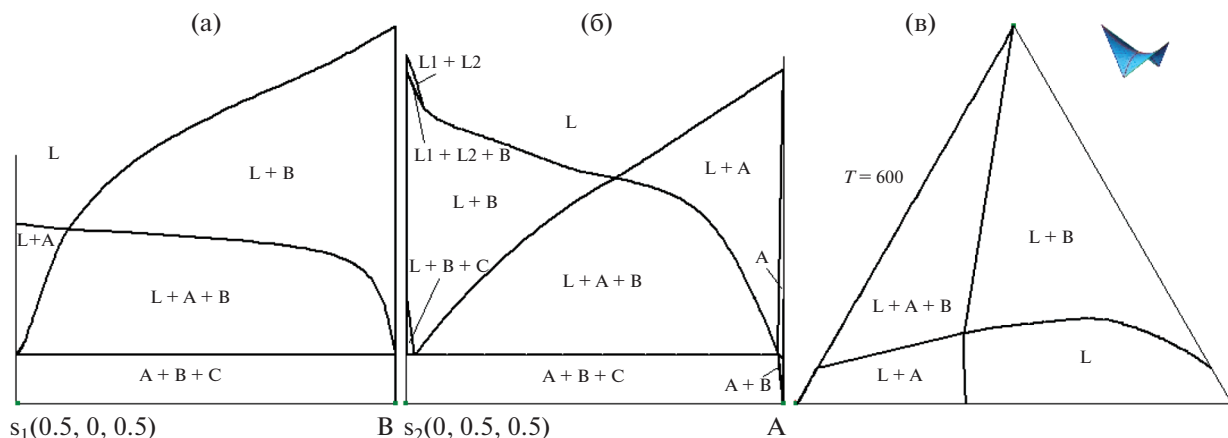
Образующие систему Ag–Cu–Pb (A–B–C) диаграммы плавкости бинарных систем Ag–Cu (A–B) и Ag–Pb (A–C) эвтектические [16, 18, 19], а в эвтектической системе Cu–Pb (B–C) происходит раслаивание жидкости [20]. В Атлас [16] данные о системе Ag–Pb (A–C) взяты из двух ранее неопубликованных работ, а именно: температура двойной эвтектики  $e_{AC}$  дана равной  $302^\circ\text{C}$ , а составы этой эвтектики и выделяющихся Ag и Pb – равными  $e_{AC}$  (0.005, 0.995) и  $A_C$  (0.994, 0.006),  $C_A$  (0.002, 0.998) соответственно. По системам Cu–Pb и Ag–Cu–Pb авторы [16] воспользовались источником [18], в котором, в свою очередь, информация для системы Cu–Pb была получена из работы [20]. В этой двойной системе раслаивание жидкости наступает при  $1008.3^\circ\text{C}$  в точке  $k_{BC}$  состава (0.59, 0.41) (рис. 7). Монотектическая реакция  $L1 \rightarrow L2 + \text{Cu}$  происходит при температуре  $956.8^\circ\text{C}$ , и составы взаимодействующих фаз равны соответственно  $m$  (0.778, 0.222),  $n$  (0.369, 0.631),  $B_{m(n)}$  (0.008, 0.992); эвтектическая реакция  $L \rightarrow \text{Cu} + \text{Pb}$  ( $L \rightarrow B + C$ ) – при  $326.3^\circ\text{C}$ . Эвтектика  $e_{BC}$  близко прижата к “свинцовой вершине”, ее состав равен (0.002, 0.998), а участвующие в реакции Cu и Pb практически не растворяются.

В обеих публикациях [16, 18] приводится проекция поверхности ликвидуса, кроме того, в [16] даны изотермические разрезы при  $600$  и  $302^\circ\text{C}$

(как указано в [16], “вблизи точки тройной эвтектики”), а также два политермических разреза, построенных с соотношениями Ag : Pb и Cu : Pb, равными 1 : 1.

Тройная система характеризуется раслаиванием жидкости под куполом, формируемым бинарной кривой с максимумом  $k_{BC}$  и минимальной тройной точкой min, и тройной эвтектикой  $E$ :  $L \rightarrow \text{Ag} + \text{Cu} + \text{Pb}$  ( $L \rightarrow A + B + C$ ) (рис. 7). При этом в [16] ее температура указана равной  $138.5^\circ\text{C}$ , а в [18] –  $302.7^\circ\text{C}$ . Температура двойной эвтектики в системе Ag–Pb равна  $302^\circ\text{C}$  [16, 19], что немного ниже указанной в [18] для тройной эвтектики ( $302.7^\circ\text{C}$ ). Поскольку температура двойной эвтектики не может быть ниже температуры тройной эвтектики, корректной следует считать температуру  $138.5^\circ\text{C}$ , как в [16]. В то же время в [16] на политермическом разрезе, построенном из Cu на середину противоположающей вершины, плоскость эвтектического превращения показана при температуре, немного превышающей  $200^\circ\text{C}$ , а на разрезе, выходящем из вершины Ag в сторону Cu–Pb, – при  $302^\circ\text{C}$ . Разрешить противоречие с помощью работы [18] не получается, потому что ее авторы дают только проекцию поверхностей ликвидуса.

Все разъясняется в [21] – следующем Атласе той же серии, что и [16]. Данные в него по системе Ag–Pb взяты из более поздней работы [22], в которой температура двойной эвтектики равна  $303.7^\circ\text{C}$ , а состав  $e_{AC}$  – (0.045, 0.955). В [22] показана температура тройной эвтектики, равная  $302.6^\circ\text{C}$ , и те же политермические разрезы, что и в



**Рис. 8.** Политермические  $S_1(0.5, 0, 0.5)$ –B (Cu) (а),  $S_2(0, 0.5, 0.5)$ –A (Ag) (б) и изотермический  $T = 600^\circ\text{C}$  (в) разрезы 3D модели фазовой диаграммы Ag–Cu–Pb.

[16], но исправленные, на них сечения эвтектической плоскости проходят при температуре  $302.6^\circ\text{C}$ .

В итоге оказалось, что 3D модель, построенная, согласно [21], по 31-й базовой точке и сформированная из 32 поверхностей и 15 фазовых областей, корректна и верно воспроизводит эти изо- и политермические разрезы (рис. 8). При этом ясно, что в Атласе [16] температура тройной эвтектики дана с ошибкой: не  $138.5$ , а  $302.6^\circ\text{C}$ .

Простую эвтектическую фазовую диаграмму Ag–Cu–Pb усложняет расслаивание жидкости, спровоцированное системой Cu–Pb: появляется купол расслаивания и три линейчатые поверхности, в границах которых заключена трехфазная область  $L1 + L2 + \text{Cu}$ . К сожалению, по приведенным в литературе политермическим разрезам судить о форме купола или уточнить геометрические размеры этой трехфазной области невозможно. Есть только один разрез, проходящий через эти фазовые области (рис. 8б). Для более подробного описания этого фрагмента фазовой диаграммы необходимы дополнительные сечения.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Известно, что информация о фазовых равновесиях в тройной системе является решающей при создании новых материалов. Наличие пространственной компьютерной фазовой диаграммы многократно увеличивает эти возможности. Возможности компьютерной модели рассмотрены подробно на примере такого важного элемента фазовой диаграммы Ag–Cu–Ni, как область расслаивания расплава. Для расслаивающихся расплавов, которые существуют и в системе Ag–Cu–Ni [23, 24], проанализировано формирование структур ядро–оболочка яйцевид-

ного типа (рис. 5в). Такая микроструктура впервые была получена при распылении порошка [25], когда незначительное количество жидкой фазы продуцирует образование сердцевин “яйца”. С момента этого открытия были проведены обширные исследования механизма формирования такой микроструктуры [26–28], роли межфазной энергии [29] и характеристик объемных слитков с ядрообразной микроструктурой [30]. Основным выводом можно считать то, что структура ядро–оболочка яйцевидного типа образуется, когда химический состав сплава расположен в средней части двухфазной области расслаивания, а варианты диспергирования второй фазы в матрице образующегося композита соответствуют расположению химического состава сплава на обоих концах области расслаивания (рис. 5в). Из этого следует, что точное определение границ области расслаивания и ее конфигурации при помощи компьютерной модели фазовой диаграммы, которые невозможно определить по опубликованным изо- и политермическим разрезам, будет играть ключевую роль в прогнозе микроструктурной эволюции распыляемого порошка с образованием двух вариантов микроструктур (ядро–оболочка и диспергированная в матрице фаза).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Система Ag–Cu–Ni входит в число 35 систем, включенных в обзорный справочник по бессвинцовым припоям [31]. В его предисловии отмечено, что информация о фазовых равновесиях в тройной системе является решающей при дизайне соответствующих материалов для бессвинцовой пайки. Особое внимание авторы этого справочника акцентируют на том, что такие знания особенно важны для преодоления дорогостоящего и времязатратного метода “проб и ошибок” в



процессе конструирования материала с заданными свойствами.

Компьютерные модели изобарных фазовых диаграмм Ag–Cu–{Ni, Pb} и других аналогичных систем [3, 32] позволят значительно усилить соответствующие возможности материаловеда в процессе дизайна микроструктур.

Наряду с расширением таких возможностей компьютерного дизайна необходимо обратить внимание на то, что 3D модели фазовых диаграмм (как реальных систем, так и их прототипов) помогают выявлять ошибки в графике при ошибочных интерпретациях данных эксперимента и расчетов (термодинамических или первопринципных). Например, в изобарной фазовой диаграмме тройной системы, состоящей всего из шести фазовых областей, точки двух бинарных эвтектик соединяют по ошибке не одной, а двумя линиями [33]. Производной от такой диаграммы является диаграмма системы Ag–Cu–Ni, содержащая дополнительно три фазовые области: L1 + L2, L1 + L2 + В(С) и В + С (рис. 2). Для этой диаграммы в работах [14, 15] показана (также по ошибке) трехфазная субсолидусная область Ag + Cu + Ni (рис. 5 и 6), существование которой запрещает схема фазовых реакций.

Что касается системы Ag–Cu–Pb, то можно уверенно использовать информацию, приведенную в работе [22] по двойной системе Ag–Pb и в Атласе [21] по тройной системе, но с учетом ошибок, обнаруженных в Атласе [16].

#### ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено в соответствии с госзаказом ФГБУН ИФМ СО РАН на 2021–2023 гг. (проект № 0270-2021-0002).

#### КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### ДОПОЛНИТЕЛЬНАЯ ИНФОРМАЦИЯ

Онлайн-версия содержит дополнительные материалы, доступные по адресу <https://doi.org/10.31857/S0044457X22600852>

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Lutsyk V.I., Vorob'eva V.P.* // J. Therm. Anal. Calorim. 2010. V. 101. P. 25. <https://doi.org/10.1007/s10973-010-0855-04>
2. *Lutsyk V.I., Zyryanov A.M.* // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 2004. V. 804. P. JJ9.18.1.
3. *Vorob'eva V.P., Zelenaya A.E., Lutsyk V.I.* // Russ. J. Inorg. Chem. 2021. V. 66. № 6. P. 894. [*Vorob'eva V.P., Зеленая А.Э., Луцык В.И.* // Журн. неорган. химии. 2021. Т. 66. № 6. С. 798.] <https://doi.org/10.1134/S003602362106022X>
4. *Vorob'eva V.P., Zelenaya A.E., Lutsyk V.I. et al.* // J. Phase Equilib. Diffus. 2021. V. 42. P. 1753. <https://doi.org/10.1007/s11669-021-00863-3>
5. *Cesaris P.D.* // Gazz. Chim. Ital. 1913. V. 25. P. 365 (цит. по [9, 16]).
6. *Guertler W., Bergmann A.* // Z. Metallkd. 1933. V. 25. P. 53 (цит. по [9, 16]).
7. *Prince A.* Alloy Phase Equilibria. Amsterdam: Elsevier, 1966.
8. *Siewert T.A., Heinen R.W.* // Metall. Trans. A. 1977. V. 8A. P. 515 (цит. по [9, 16]).
9. *Chang Y.A., Goldberg D., Neumann J.P.* // J. Phys. Chem. Ref. Data. 1977. V. 6. № 3. P. 621.
10. *Luo H.-T., Chen S.-W.* // J. Mater. Sci. 1996. V. 31. P. 5059.
11. *Liu X.J., Ohnuma I., Wang C.P. et al.* // J. Electron. Mater. 2003. V. 32. № 11. P. 1265. <https://doi.org/10.1007/s11664-003-0021-6>
12. *Chiu C.-N., Huang Y.-C., Zi A.-R. et al.* // Mater. Trans. 2005. V. 46. № 11. P. 2426. <https://doi.org/10.2320/matertrans.46.2426>
13. *Liu X.J., Wang C.P., Gao F. et al.* // J. Electron. Mater. 2007. V. 36. № 11. P. 1429. <https://doi.org/10.1007/s11664-007-0247-9>
14. *Liu X.J., Gao F., Wang C.P. et al.* // J. Electron. Mater. 2008. V. 37. № 2. P. 210. <https://doi.org/10.1007/s11664-007-0315-1>
15. *Ohnuma I., Saegusa T., Takaku Y. et al.* // J. Electron. Mater. 2009. V. 38. № 1. P. 2. <https://doi.org/10.1007/s11664-008-0537-x>
16. Atlas of Phase Diagrams for Lead-Free Soldering compiled / Eds. Dinsdale A. et al. Brno: Vydavatelství KNIHAR, 2008. V. 1. P. 289.
17. *Парфенова М.Д., Воробьева В.П., Луцык В.И.* // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Сер. хімічных навук. 2021. Т. 57. № 1. С. 15. [*Parfenova M.D., Vorob'eva V.P., Lutsyk V.I.* // Proc. National. Academy of Sciences of Belarus, Chemical. Series. 2021. V. 57. № 1. P. 15. <https://doi.org/10.29235/1561-8331-2021-57-1-15-24>]
18. *Hayes F.H., Lukas H.L., Effenberg G., Petzow G.* // Z. Metallkd. 1986. V. 77. P. 749. <https://www.metallurgy.nist.gov/phase/solder/agcupb.html>
19. *Lee B.-Z., Oh C.-S., Lee D.N.* // J. Alloys Compds. 1994. V. 215. P. 293.
20. *Bolcavage A., Kao C.R., Chen S.-L., Chang Y.A.* Thermodynamic Calculation of Phase Stability Between Copper and Lead-Indium Solder, Applications of Thermodynamics in Synthesis and Processing of Material. Warrendale, 1995. P. 171.
21. COST MP0602 – Handbook of High-Temperature Lead-Free Solders: Atlas of Phase Diagrams compiled / Eds. Dinsdale A. et al. 2012. V. 1. P. 218.
22. *Hassam S., Boa D., Benigni P., Rodes J.* // Thermochem. Acta. 2010. V. 510. № 1. P. 37. <https://doi.org/10.1016/j.tca.2010.06.020>
23. *Ohnuma I., Ishida K.* // Technol. Metal. Mater. Miner. 2016. V. 13. № 1. P. 46. <https://doi.org/10.4322/2176-1523.1085>

24. Takaku Y., Ohnuma I., Kainuma R. et al. // J. Electron. Mater. 2006. V. 35. № 11. P. 1926.  
<https://doi.org/10.1007/s11664-006-0295-6>
25. Wang C.P., Liu X.J., Ohnuma I. et al. // Science. 2002. V. 297. № 5583. P. 990.  
<https://doi.org/10.1126/science.1073050>
26. Zhao J.Z., He J., Hu Z.Q. et al. // Z. Metallkd. 2004. V. 95. № 5. P. 362.  
<https://doi.org/10.3139/146.017967>
27. Wu M., Ludwig A., Pelzer M. et al. // Adv. Eng. Mater. 2005. V. 7. № 9. P. 846.  
<https://doi.org/10.1002/adem.200500098>
28. He J., Zhao J.Z., Ratke L. // Acta Mater. 2006. V. 54. № 7. P. 1749.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.12.023>
29. Kaptay G. // J. Mater. Sci. 2005. V. 40. P. 2125.  
<https://doi.org/10.1007/s10853-005-1902-2>
30. Wang C.P., Liu X.J., Kainuma R. et al. // Metal. Mater. Trans. A. 2004. V. 35. № 4. P. 1243.  
<https://doi.org/10.1007/s11661-004-0298-y>
31. Ternary Alloys. A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams / Eds. Watson A., Kroupa A. Stuttgart, 2021. V. 20. 554 p.
32. Ahmedov E.J., Aliev Z.S., Babanly D.M. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2021. V. 66. № 4. P. 538. [Ахмедов Э.Дж., Алиев З.С., Бабанлы Д.М. и др. // Журн. неорганической химии. 2021. Т. 66. № 4. С. 498.]  
<https://doi.org/10.1134/S0036023621040021>
33. Zaitseva I.Ya., Kovaleva I.S., Fedorov V.A. // Russ. J. Inorg. Chem. 2010. V. 55. № 2. P. 261. [Зайцева И.Я., Ковалева И.С., Федоров В.А. // Журн. неорганической химии. 2010. Т. 55. № 2. С. 297].  
<https://doi.org/10.1134/S0036023610020191>