

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ
НЕОРГАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ

УДК 544.344.3:546.289'24

СИСТЕМА $Tl-Bi-Er-Te$ В ОБЛАСТИ СОСТАВОВ $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$

© 2019 г. С. З. Имамалиева^{1, 2, *}, И. Ф. Мехдиева^{1, 2}, В. А. Гасымов^{1, 2}, М. Б. Бабанлы^{1, 2}

¹Филиал Московского государственного университета им. М. В. Ломоносова в г. Баку,
ул. Университетская, 1, пос. Ходжасан, AZ 1144 Баку, Азербайджан

²Институт катализа и неорганической химии НАН Азербайджана,
пр-т Г. Джавида, 113, AZ 1143 Баку, Азербайджан

*E-mail: samira9597a@gmail.com

Поступила в редакцию 13.02.2019 г.

После доработки 26.02.2019 г.

Принята к публикации 15.03.2019 г.

Методами физико-химического анализа исследованы фазовые равновесия в четверной системе $Tl-Bi-Er-Te$ в области составов $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$ (1). Уточнена фазовая диаграмма граничной системы $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6$. Показано, что она квазибинарная, перитектического типа и характеризуется образованием ограниченных твердых растворов на основе исходных соединений. Впервые построен ряд политермических сечений, изотермические сечения при 300, 760 и 780 К фазовой диаграммы, проекции поверхностей ликвидуса и солидуса системы (1). Показано, что в ней образуется широкая область твердых растворов со структурой Tl_5Te_3 (δ -фаза), занимающая свыше 90% площади концентрационного треугольника. Область гомогенности Tl_2Te составляет 5–7 мол. %. Полученные результаты могут быть использованы для выбора составов раствор–расплавов и температурных режимов при выращивании кристаллов δ -фазы заданного состава, представляющих практический интерес как потенциальные термоэлектрические и магнитные материалы.

Ключевые слова: теллуриды таллия-висмута-эрбия, фазовые равновесия, поверхности ликвидуса и солидуса, твердые растворы

DOI: 10.1134/S0044457X19070195

ВВЕДЕНИЕ

Сложные халькогениды тяжелых металлов, в том числе таллия, относятся к числу важных функциональных материалов. Многие из них обладают термоэлектрическими свойствами с аномально низкой теплопроводностью [1–3]. Кроме того, они представляют интерес как топологические изоляторы [4–6] и полуметаллы Вейля [7]. Некоторые из них обладают фотопроводимостью и перспективны для применения в качестве детекторов γ - и рентгеновского излучения [8–10].

Благодаря особенностям кристаллической структуры [11, 12] теллурид таллия Tl_5Te_3 является одним из наиболее подходящих матричных соединений для получения его новых катион- и анион-замещенных аналогов [13–22]. Тройные и более сложные структурные аналоги Tl_5Te_3 обладают рядом уникальных функциональных свойств, что делает их весьма перспективными для применения в различных областях современных высоких технологий [22–30].

Поиск и разработка физико-химических основ целенаправленного синтеза новых многокомпонентных халькогенидных фаз и материалов

базируются на данных по фазовым равновесиям и термодинамическим свойствам соответствующих систем [31, 32]. При этом наибольший интерес представляют системы, в которых возможно образование структурных аналогов известных бинарных и тройных соединений или твердых растворов на их основе [33, 34].

Ранее с целью получения многокомпонентных твердых растворов со структурой Tl_5Te_3 – потенциальных термоэлектрических и магнитных материалов – нами были изучены фазовые равновесия в некоторых системах, содержащих Tl_5Te_3 и его РЗЭ-содержащие структурные аналоги [34–36].

В настоящей работе представлены результаты исследования фазовых равновесий в четверной системе $Tl-Bi-Er-Te$ в области $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$.

Соединения Tl_2Te и Tl_9BiTe_6 плавятся конгруэнтно при 695 [37] и 830 К [14] соответственно, а Tl_9ErTe_6 – инконгруэнтно с разложением по перитектической реакции $Tl_9ErTe_6 \rightarrow ж + TlErTe_2$ при 705 К [38]. Соединение Tl_2Te кристаллизуется в моноклинной сингонии (пр. гр. C_2/C , $a = 1.5662$, $b = 0.8987$, $c = 3.1196$ нм, $\beta = 100.76^\circ$, $z = 44$) [39], а

Таблица 1. Данные ДТА, измерений микротвердости и параметры кристаллической решетки сплавов системы Tl₂Te–Tl₉BiTe₆–Tl₉ErTe₆

Соединение	Параметры кристаллической решетки, нм		T _{пл} , К	H _μ , МПа
Tl ₂ Te	a = 1.5662, b = 0.8987, c = 3.1196, β = 100.76°, z = 44		695	1400
Tl ₉ ErTe ₆	0.88501(3)	1.2952(2)	705; 1120	1070
Tl ₉ BiTe ₆	0.88551(3)	1.3048(3)	830	980
5.3Tl ₂ Te–Tl ₉ BiTe ₆				
Tl _{9.5} Bi _{0.05} Te _{5.05}	–	–	702	1420
Tl _{9.9} Bi _{0.1} Te _{5.1}	–	–	702–715	1450
Tl _{9.85} Bi _{0.15} Te _{5.15}	–	–	702–724	–
Tl _{9.8} Bi _{0.2} Te _{5.2}	0.89135(4)	1.2692(3)	708–737	1200; 1450
Tl _{9.7} Bi _{0.3} Te _{5.3}	–	–	720–749	1220
Tl _{9.6} Bi _{0.4} Te _{5.4}	0.89001(4)	1.2780(2)	732–767	1200
Tl _{9.4} Bi _{0.6} Te _{5.6}	0.88863(3)	1.2870(2)	763–790	1160
Tl _{9.2} Bi _{0.8} Te _{5.8}	0.88712(3)	1.2.958(3)	793–815	1080
5Tl ₂ Te–Tl ₉ ErTe ₆				
Tl _{9.95} Er _{0.05} Te _{5.05}	–	–	696	1420
Tl _{9.9} Er _{0.1} Te _{5.1}	–	–	698	1450
Tl _{9.8} Er _{0.2} Te _{5.2}	–	–	698–701	1230, 1460
Tl _{9.7} Er _{0.3} Te _{5.3}	–	–	698–703	1230, 1460
Tl _{9.6} Er _{0.4} Te _{5.4}	0.88985(4)	1.2736(4)	700–704	1200
Tl _{9.4} Er _{0.6} Te _{5.6}	0.88818(4)	1.2817(5)	702–705	1180
Tl _{9.2} Er _{0.8} Te _{5.8}	0.88661(3)	1.2892(3)	705; 1010	1150
Tl _{9.1} Er _{0.9} Te _{5.9}	–	–	705; 1085	–

параметры тетрагональных кристаллических решеток Tl₉BiTe₆ и Tl₉ErTe₆ равны: a = 0.88551, c = 1.3048 нм, z = 2 [40] и a = 0.88501, c = 1.29524 нм, z = 2 [38] соответственно.

Граничная составляющая система Tl₉BiTe₆–Tl₉ErTe₆ [38] характеризуется образованием непрерывного ряда твердых растворов со структурой Tl₅Te₃.

Фазовая диаграмма системы Tl₂Te–Tl₉BiTe₆ изучена в работах [14, 41]. Согласно [41], она характеризуется образованием непрерывного ряда твердых растворов со структурой Tl₅Te₃. Согласно данным [14], в системе наблюдается морфотропный фазовый переход вблизи Tl₂Te. Принимая во внимание, что Tl₂Te и Tl₉BiTe₆ обладают различными кристаллическими структурами, это утверждение представляется маловероятным. Поэтому мы уточнили характер фазовых превращений в системе Tl₂Te–Tl₉BiTe₆.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Конгруэнтно плавящиеся соединения Tl₂Te и Tl₉BiTe₆ синтезированы прямым взаимодействием элементарных компонентов высокой степени чистоты (не менее 99.999 ат. %). Все элементар-

ные компоненты были приобретены у компании Alpha Aesar. Синтез проводили в вакуумированных (~10⁻² Па) кварцевых ампулах при температуре 850 К с последующим медленным охлаждением в режиме выключенной печи.

Поскольку для предотвращения окисления на воздухе таллий хранился в воде, его высушивали непосредственно перед использованием. Принимая во внимание токсичность таллия и его соединений, во время работы с ним использовали защитные перчатки.

При синтезе Tl₉ErTe₆ учитывали, что Tl и Er образуют между собой термодинамически устойчивые соединения, что несколько затрудняет получение тройного соединения из элементов. Поэтому синтез соединения проводили сплавлением стехиометрических количеств Tl₂Te, Er и Te. Учитывая инконгруэнтный характер плавления Tl₉ErTe₆ [38], после сплавления этой смеси полученный слиток Tl₉ErTe₆ перетирали в порошок, тщательно перемешивали, запрессовывали в таблетку и отжигали при 680 К в течение 800 ч. С целью предотвращения взаимодействия кварца с эрбием синтез соединения Tl₉ErTe₆ и сплавов исследуемой системы проводили в графитизированных ампулах.

Индивидуальность синтезированных соединений контролировали методами дифференциального термического (ДТА) и рентгенофазового анализа (РФА). На термограмме нагревания было обнаружено по одному эндотермическому эффекту для Tl_2Te (695 К) и Tl_9BiTe_6 (830 К), а также два пика для Tl_9ErTe_6 , которые соответствовали перитектической реакции (705 К) и концу кристаллизации (1120 К), что соответствует литературным данным [14, 37, 38].

Результаты РФА также подтвердили однофазность синтезированных соединений. Параметры кристаллических решеток, определенные по данным порошковых рентгенограмм с помощью программного обеспечения Torax V3.0, находились в хорошем соответствии с литературными данными [38–40].

Сплавлением синтезированных и идентифицированных исходных соединений в условиях вакуума при 900 К были получены сплавы системы $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$ (каждый массой 1 г). После синтеза для ускорения достижения равновесного состояния литые неомогенизированные образцы перетирали в порошок в агатовой ступке, тщательно перемешивали, запрессовывали в таблетки и отжигали при температуре 650 К в течение 800 ч.

Исследования проводили методами ДТА и РФА, а также измерением микротвердости. Кривые нагревания снимали на дифференциальном сканирующем калориметре NETZSCH 404 F1 Pegasus system в интервале температур от комнатной до ~1300 К со скоростью нагревания 10 град/мин и точностью $\pm 2^\circ$.

Кристаллическую структуру исходных соединений и промежуточных сплавов анализировали по порошковым рентгенограммам, снятым при комнатной температуре на дифрактометре Bruker D8 (CuK_α -излучение) в интервале углов $2\theta = 10^\circ-70^\circ$. Точность определения параметров кристаллической решетки приведена в скобках (табл. 1).

Измерения микротвердости проводили на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой 20 г. Точность определения микротвердости составляла ± 20 МПа.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Совместная обработка экспериментальных данных, полученных методами ДТА и РФА, а также измерением микротвердости, позволила установить характер фазовых равновесий в системе $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$.

Система $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6$ (рис. 1). РФА показал наличие широких областей твердых растворов в системе $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6$. На дифрактограммах этой системы наблюдали три типа дифракцион-

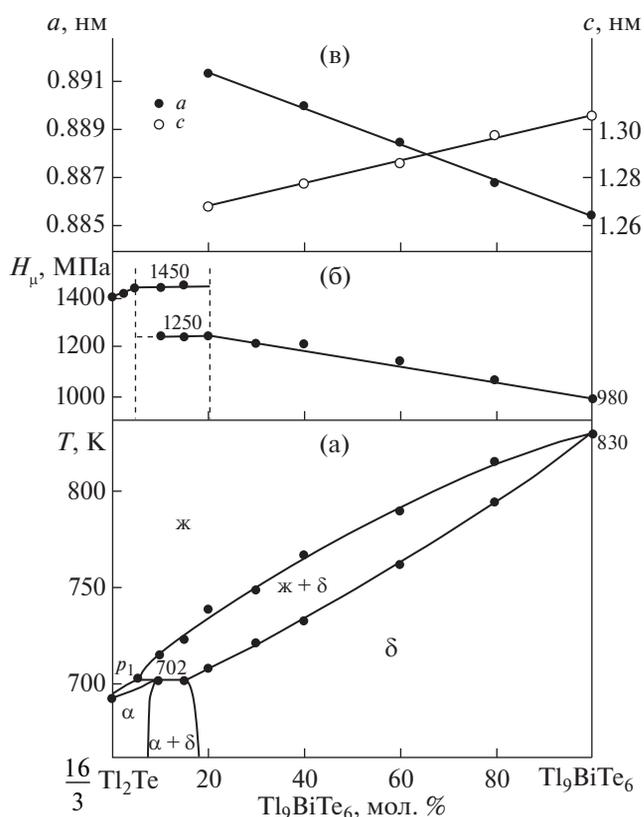


Рис. 1. Фазовая диаграмма (а), зависимости микротвердости (б) и параметров кристаллической решетки (в) сплавов системы $\frac{16}{3}Tl_2Te-Tl_9BiTe_6$.

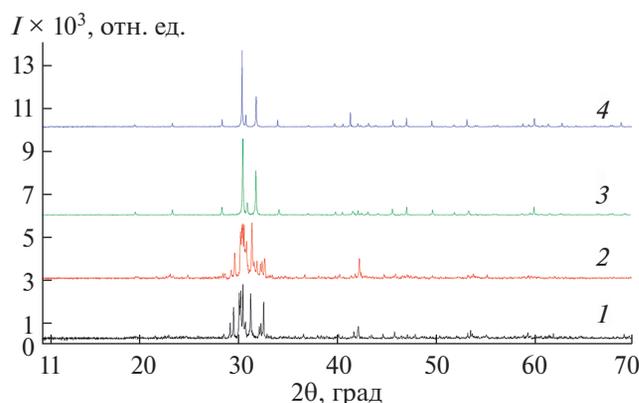


Рис. 2. Порошковые рентгенограммы сплавов системы $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6$: 1 – Tl_2Te , 2 – 10 мол. % Tl_9BiTe_6 , 3 – 20 мол. % Tl_9BiTe_6 , 4 – Tl_9BiTe_6 .

ных картин. Так, дифрактограммы образцов с составами до 5 мол. % Tl_9BiTe_6 содержали рефлексы только соединения Tl_2Te (α -фаза), образцы с составами ≥ 20 мол. % Tl_9BiTe_6 имели дифракционную картину, идентичную таковой для Tl_9BiTe_6

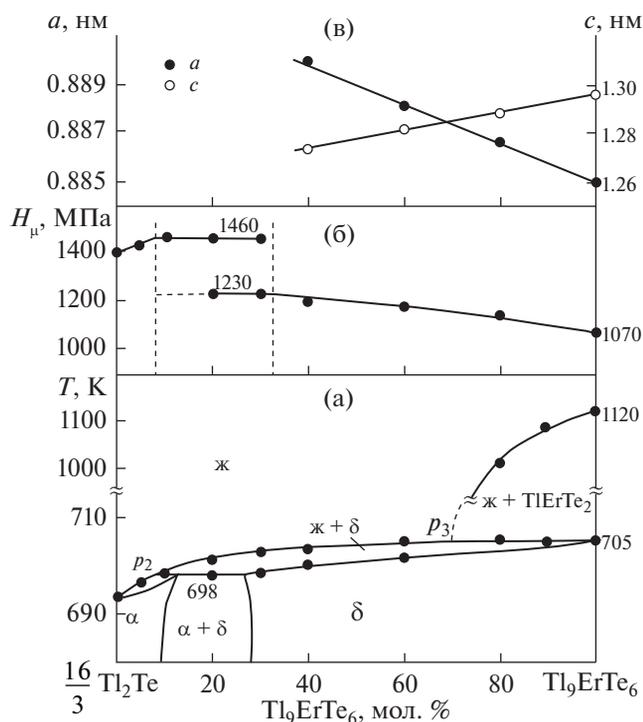


Рис. 3. Фазовая диаграмма (а), зависимости микро-
твердости (б) и параметров кристаллической решетки
(в) сплавов системы $\frac{16}{3}\text{Tl}_2\text{Te}-\text{Tl}_9\text{ErTe}_6$.

(δ -фаза), а образцы состава 8–18 мол. % Tl_9BiTe_6 наряду с α -фазой содержали рефлексы δ -фазы, т.е. были двухфазные. На рис. 2 представлены порошковые рентгенограммы некоторых сплавов системы. В пределах области гомогенности δ -фазы зависимости параметров кристаллической решетки от состава являются линейными.

Согласно фазовой диаграмме, данная система является квазибинарной и образует фазовую диаграмму перитектического типа. Координаты перитектической точки (p_1) для равновесия $\text{ж} + \delta \leftrightarrow \alpha$ составляют 5 мол. % Tl_9BiTe_6 и 702 К (α - и δ - твердые растворы на основе Tl_2Te и Tl_9BiTe_6 соответственно). При перитектической температуре области гомогенности Tl_2Te и Tl_9BiTe_6 составляют около 7 и 85 мол. %. При понижении температуры эти области несколько сужаются и, согласно данным измерений микротвердости и РФА, составляя 5 и 80 мол. % соответственно при 300 К (рис. 1в).

Характер зависимости микротвердости от состава находится в соответствии с фазовой диаграммой (рис. 1б). Значения микротвердости исходных соединений несколько повышаются в пределах областей гомогенности α - и δ -фаз, а в двухфазной области $\alpha + \delta$ остаются постоянными (рис. 1в).

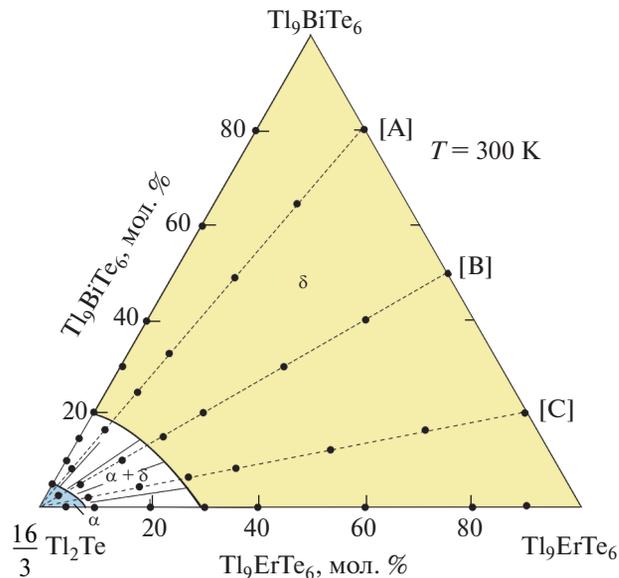


Рис. 4. Диаграмма твердофазных равновесий системы $\text{Tl}_2\text{Te}-\text{Tl}_9\text{BiTe}_6-\text{Tl}_9\text{ErTe}_6$ при 300 К.

Система $\text{Tl}_2\text{Te}-\text{Tl}_9\text{ErTe}_6$ (рис. 3) неквазибинарная в силу перитектического характера плавления Tl_9ErTe_6 и характеризуется широкой областью твердых растворов (δ) со структурой Tl_5Te_3 . Ликвидус состоит из трех кривых, отвечающих первичной кристаллизации α - и δ -фаз на основе Tl_2Te и Tl_9ErTe_6 соответственно, а также TlErTe_2 . Горизонталы при 705 и 698 К отвечают перитектическим равновесиям $\text{ж} + \delta \leftrightarrow \alpha$ и $\text{ж} + \text{TlErTe}_2 \leftrightarrow \delta$. Точки перитектики p_2 и p_3 имеют составы 8 и 70 мол. % Tl_9ErTe_6 соответственно.

Диаграмма твердофазных равновесий при 300 К (рис. 4) наглядно демонстрирует расположение фазовых областей в системе $\text{Tl}_2\text{Te}-\text{Tl}_9\text{BiTe}_6-\text{Tl}_9\text{ErTe}_6$ при этой температуре. Система состоит из двух однофазных полей (α - и δ -фазы), ограниченных двухфазным полем $\alpha + \delta$. На рис. 4 представлены составы изученных сплавов.

Проекция поверхности ликвидуса и солидуса системы $\text{Tl}_2\text{Te}-\text{Tl}_9\text{BiTe}_6-\text{Tl}_9\text{ErTe}_6$ приведены на рис. 5. Ликвидус состоит из трех полей первичной кристаллизации α -, δ -фаз и соединения TlErTe_2 . Кривые p_1p_2 и p_3p_4 , разграничивающие эти поля, отвечают моновариантным перитектическим равновесиям $\text{ж} + \delta \leftrightarrow \alpha$ и $\text{ж} + \text{TlErTe}_2 \leftrightarrow \delta$. Вблизи точки эвтектики (e) равновесие $\text{ж} + \delta \leftrightarrow \alpha$ должно трансформироваться в эвтектическое $\text{ж} \leftrightarrow \alpha + \delta$. Поверхность солидуса состоит из двух поверхностей, соответствующих завершению кристаллизации α - и δ -фаз.

Результаты исследований внутренних поли-термических сечений $\text{Tl}_2\text{Te}-[\text{A}]$, $\text{Tl}_2\text{Te}-[\text{B}]$ и

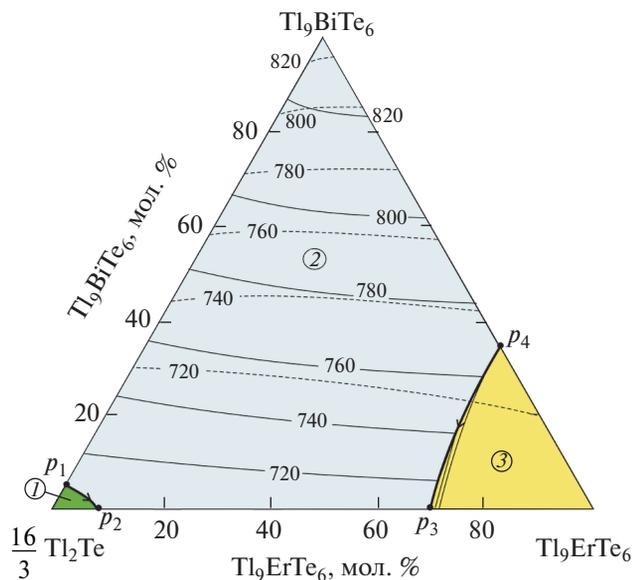


Рис. 5. Поверхности ликвидуса и солидуса (пунктирные линии) системы $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$. Поля первичной кристаллизации: 1 – α -фаза, 2 – δ -фаза, 3 – $TlErTe_2$.

$Tl_2Te-[C]$ фазовой диаграммы системы $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$ (A, B, C – составы 20, 50, 80 мол. % Tl_9ErTe_6 системы $Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$) представлены на рис. 6. Для подтверждения правильного построения политермических разрезов на рис. 7 приведены порошковые рентгенограммы некоторых сплавов по разрезу $Tl_2Te-[B]$.

Характер фазовых равновесий по разрезам $Tl_2Te-[A]$ и $Tl_2Te-[B]$ (рис. 6а, 6б) качественно аналогичен. Кривые ликвидуса состоят из двух ветвей, отвечающих первичной кристаллизации α - и δ -фаз. Их точки пересечения соответствуют началу моновариантной перитектической реакции $ж + \delta \leftrightarrow \alpha$. По разрезу $Tl_2Te-[C]$ ликвидус состоит из трех кривых первичной кристаллизации α - и δ -фаз, а также $TlErTe_2$ (рис. 6в). Термические эффекты, отвечающие первичной кристаллизации $TlErTe_2$ по данному разрезу, не были обнаружены на кривых нагревания, хотя, согласно рис. 5, разрез должен пересекать поверхность ликвидуса $TlErTe_2$. На кривой охлаждения сплава состава 10 мол. % Tl_2Te фиксируется слабый экзотермический эффект при 945 К, который мы отнесли к первичной кристаллизации $TlErTe_2$. Ниже солидуса вышеуказанные политермические разрезы проходят через фазовые поля α , $\alpha + \delta$ и δ .

Наличие моновариантной перитектической реакции $ж + \delta \leftrightarrow \alpha$ (рис. 5, кривая p_1p_2) в системе $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$ должно привести к образованию трехфазной области $ж + \alpha + \delta$ на всех

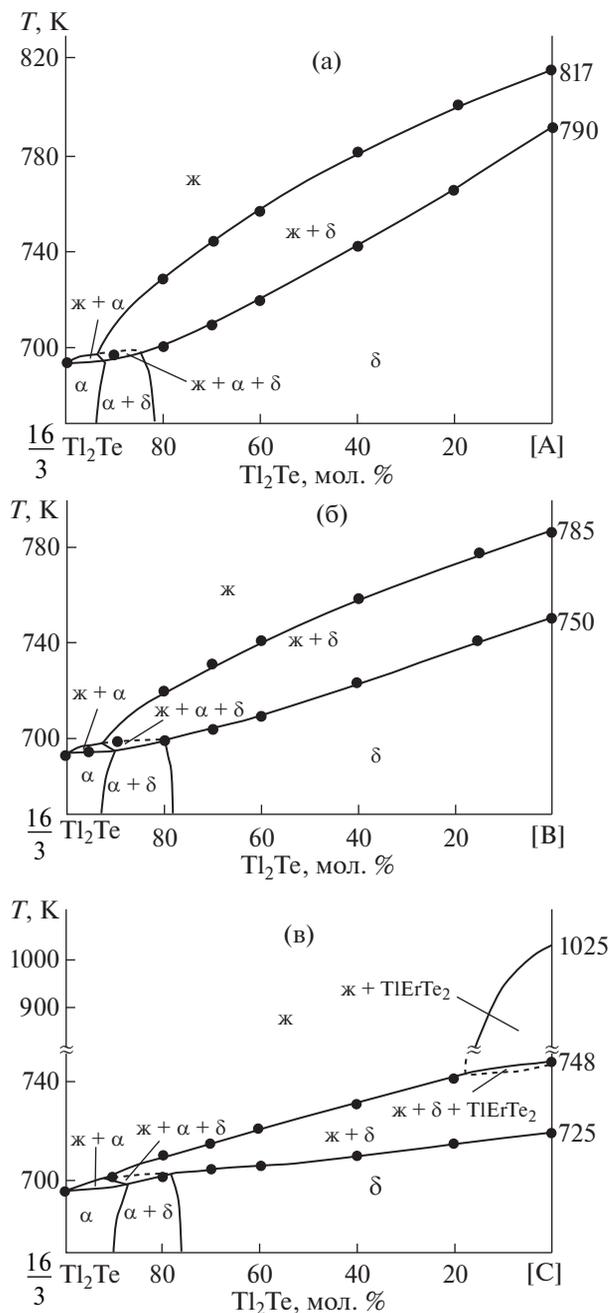


Рис. 6. Политермические разрезы $Tl_2Te-[A]$ (а), $Tl_2Te-[B]$ (б) и $Tl_2Te-[C]$ (в) фазовой диаграммы системы $Tl_2Te-Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$ (A, B, C – составы 20, 50, 80 мол. % Tl_9ErTe_6 системы $Tl_9BiTe_6-Tl_9ErTe_6$). Обозначение Δ на рис. 6в – термический эффект на кривой охлаждения.

рассмотренных выше политермических сечениях (рис. 6). Очень узкий температурный интервал (698–702 К) протекания этой реакции не позволяет зафиксировать данную область методом ДТА. Учитывая известные положения [42] построения политермических сечений, эти узкие

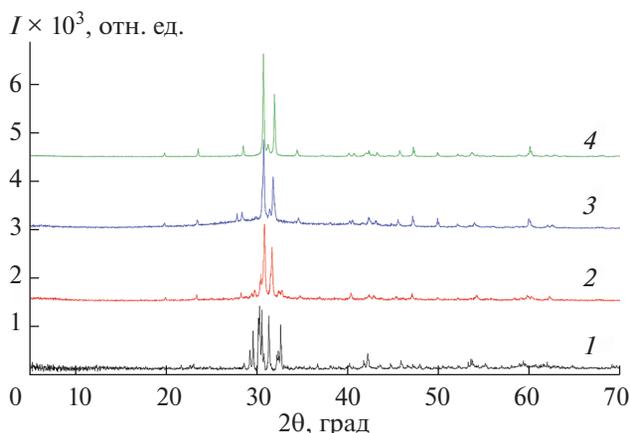


Рис. 7. Порошковые рентгенограммы сплавов политермического разреза Tl_2Te –[B] ($Tl_9Bi_{0.5}Er_{0.5}Te_6$): 1 – Tl_2Te , 2 – 80 мол. % Tl_2Te , 3 – 70 мол. % Tl_2Te , 4 – $Tl_9Bi_{0.5}Er_{0.5}Te_6$.

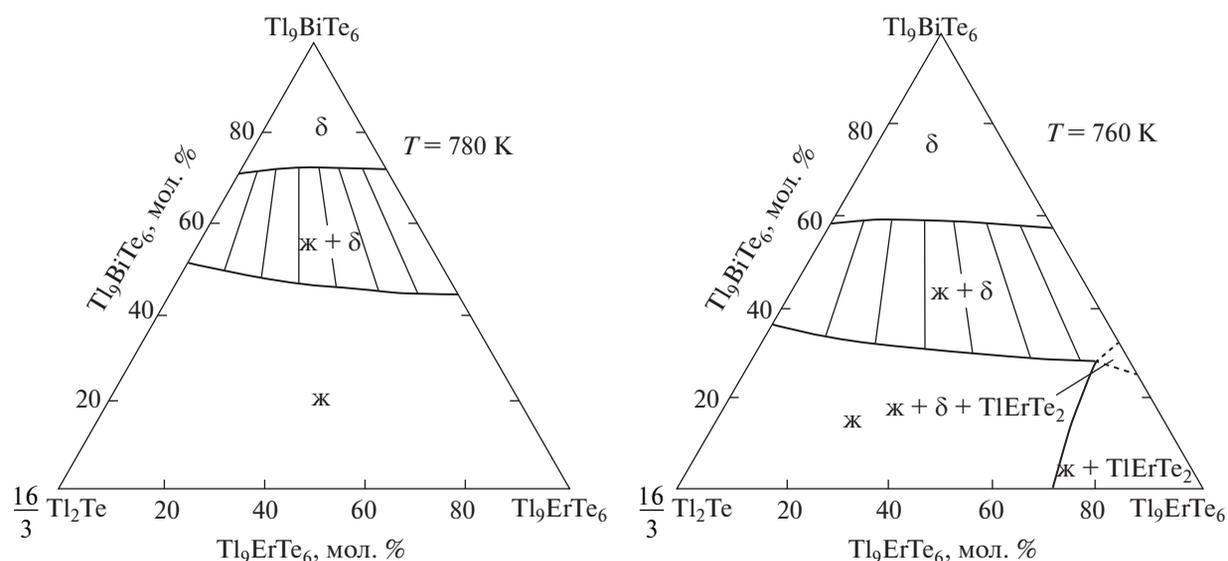


Рис. 8. Изотермические сечение фазовой диаграммы системы Tl_2Te – Tl_9BiTe_6 – Tl_9ErTe_6 при 780 и 760 К.

области, а также область $ж + TlErTe_2 + \delta$ на разрезе Tl_2Te –[C] разграничили пунктиром.

Изотермические сечения при 780 и 760 К фазовой диаграммы представлены на рис. 8. Первое сечение состоит из сопряженных кривых ликвидуса и солидуса, разграничивающих однофазные области L и δ . Эти кривые находятся в коннодной связи и образуют двухфазное поле $ж + \delta$. Изотермическое сечение при 760 К помимо этих фазовых областей отражает также гетерогенные области $ж + TlErTe_2$ и $ж + TlErTe_2 + \delta$, которые разграничены с учетом данных по граничной системе Tl_9BiTe_6 – Tl_9ErTe_6 [38].

Сопоставление изотермических (рис. 8) и политермических (рис. 6) сечений фазовой диаграммы Tl_2Te – Tl_9BiTe_6 – Tl_9ErTe_6 наглядно пока-

зывает, что направления коннодных линий не совпадают с плоскостями T – x изученных внутренних разрезов, что характерно для неквазибинарных политермических разрезов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые получена полная картина фазовых равновесий в области составов Tl_2Te – Tl_9BiTe_6 – Tl_9ErTe_6 системы Tl–Bi–Er–Te в координатах T – x – y . Построены фазовые диаграммы боковых систем Tl_2Te – Tl_9BiTe_6 и Tl_2Te – Tl_9ErTe_6 , диаграмма твердофазных равновесий при 300 К, проекции поверхностей ликвидуса и солидуса, а также некоторые политермические и изотермические (760 и 780 К) сечения фазовой диаграммы указан-

ной подсистемы. Показано, что более 90% площади концентрационного треугольника данной системы занимает область гомогенности твердых растворов со структурой Tl_5Te_3 (δ -фаза) – потенциальных термоэлектрических и магнитных материалов.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках научной программы международной лаборатории “Перспективные материалы для спинтроники и квантовых вычислений”, созданной на базе Института катализа и неорганической химии НАН Азербайджана и Международного физического центра Доноэтиа (Испания).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шевельков А.В. // Успехи химии. 2008. Т. 77. № 1. С. 31.
<https://doi.org/10.1070/RC2008v077n01ABEH003746>
2. Kurosaki K., Yamanaka S. // Phys. Status Solidi A. 2013. V. 210. № 1. P. 82.
<https://doi.org/10.1002/pssa.201228680>
3. Shi Y., Assoud A., Ponou S. et al. // J. Am. Chem. Soc. 2018. V. 140. № 27. P. 8578.
<https://doi.org/10.1021/jacs.8b04639>
4. Ereemeev S.V., Koroteev Y.M., Chulkov E.V. // JETP Lett. 2010. V. 91. P. 594.
<https://doi.org/10.1134/S0021364010110111>
5. Breunig O., Wang Z., Taskin A.A. et al. // Nat. Commun. 2017. V. 8. P. 15545.
<https://doi.org/10.1038/ncomms15545>
6. Singh B., Lin H., Prasad R. et al. // Phys. Rev. B. 2016. V. 93. P. 085113.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.93.085113>
7. Ruan J., Jian S.K., Zhang D. et al. // Phys. Rev. Lett. 2016. V. 115. P. 226801.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.116.226801>
8. Lin W., Chen H., He J. et al. // ACS Photonics. 2017. V. 4. № 11. P. 2891.
<https://doi.org/10.1021/acsp Photonics.7b00891>
9. Lin W., Kontsevoi O.Y., Liu Z. et al. // Cryst. Growth Des. 2018. V. 18. № 6. P. 3484.
<https://doi.org/10.1021/acs.cgd.8b00242>
10. Guler I., Gasanly N. // Optik. 2018. V. 157. P. 895.
<https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2017.11.120>
11. Schewe I., Böttcher P., Schnering H.G. // Z. Kristallogr. 1989. Bd. 188. P. 287.
<https://doi.org/10.1524/zkri.1989.188.14.287>
12. Bhan S., Shubert K. // J. Less. Common. Met. 1970. V. 20. № 3. P. 229.
[https://doi.org/10.1016/0022-5088\(70\)90066-4](https://doi.org/10.1016/0022-5088(70)90066-4)
13. Babanly M.B., Akhmadyar A., Kuliev A.A. // Russ. J. Inorg. Chem. 1985. V. 30 P. 1051. [Бабанлы М.Б., Ахмадьяр А., Кулиев А.А. // Журн. неорган. химии. 1985. Т. 30. № 4. С. 1051.]
14. Babanly M.B., Akhmadyar A., Kuliev A.A. // Russ. J. Inorg. Chem. 1985. V. 30. № 9. P. 2356. [Бабанлы М.Б., Ахмадьяр А., Кулиев А.А. // Журн. неорган. химии. 1985. Т. 30. № 9. С. 2356.]
15. Имамалиева С.З., Садыгов Ф.М., Бабанлы М.Б. // Неорган. материалы. 2008. Т. 44. № 9. С. 1054.
<https://doi.org/10.1134/S0020168508090070>
16. Babanly D.M., Amirasanov I.R., Shevelkov A.V. et al. // J. Alloys. Compd. 2015. V. 644. P. 106.
17. Bradtmöller S., Böttcher P. // Z. Kristallogr. 1994. V. 209. № 1. P. 97.
<https://doi.org/10.1524/zkri.1994.209.1.97>
18. Bradtmöller S., Böttcher P. // Z. Kristallogr. 1994. V. 209. № 1. P. 75.
<https://doi.org/10.1524/zkri.1994.209.1.75>
19. Bradtmöller S., Böttcher P. // Z. Anorg. Allg. Chem. 1993. V. 619. P. 1155.
<https://doi.org/10.1002/zaac.19936190702>
20. Blachnik R., Dreibach H.A. // J. Solid State Chem. 1984. V. 52. P. 53.
[https://doi.org/10.1016/0022-4596\(84\)90197-X](https://doi.org/10.1016/0022-4596(84)90197-X)
21. Babanly D.M., Chiragov M.I., Babanly M.B. // Chem. Problems. 2005. № 2. P. 149.
22. Piasecki M., Brik M.G., Barchiy I.E. et al. // J. Alloys Compd. 2017. V. 710. P. 600.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.03.280>
23. Heinke F., Eisenburger L., Schlegel R. et al. // Z. Anorg. Allg. Chem. 2017. V. 643. P. 447.
<https://doi.org/10.1002/zaac.201600449>
24. Arpino K.E., Wasser B.D., McQueen T.M. // APL Mater. 2015. V. 3. № 4. P. 041507.
<https://doi.org/10.1063/1.4913392>
25. Bangarigadu-Sanasy S., Sankar C.R., Schlender P. et al. // J. Alloys Compd. 2013. V. 549. P. 126.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.09.023>
26. Bangarigadu-Sanasy S., Sankar C.R., Dube P.A. et al. // J. Alloys Compd. 2014. V. 589. P. 389.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.11.229>
27. Guo Q., Kleinke H. // J. Alloys Compd. 2015. V. 630. P. 37.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.025>
28. Shah W.H., Khan A., Waqas M. et al. // Chalcogenide Lett. 2017. V. 14. № 2. P. 61.
29. Shah W.H., Khan A., Tajudin S. et al. // Chalcogenide Lett. 2018. V. 14. P. 187.
30. Khan W.M., Shah W.H., Khan S. et al. // Int. J. Heat Techn. 2018. V. 36. P. 602.
<https://doi.org/10.18280/ijht.360224>
31. Tomashyk V.N. Multinary Alloys Based on III–V Semiconductors. RC Press, 2016.
32. Zlomanov V.P. // Russ. J. Inorg. Chem. 2010. V. 55. № 11. P. 1740.
<https://doi.org/10.1134/S0036023610110112>
33. Babanly M.B., Chulkov E.V., Aliev Z.S. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2017. V. 62. № 13. P. 1703.
<https://doi.org/10.1134/S0036023617130034>
34. Imatliyeva S.Z., Babanly D.M., Tagiev D.B., Babanly M.B. // Russ. J. Inorg. Chem. 2018. V. 63.

- P. 1703.
<https://doi.org/10.1134/S0036023618130041>
35. *Imamaliyeva S.Z., Gasanly T.M., Sadygov F.M. et al.* // Russ. J. Inorg. Chem. 2018. V. 63. № 2. P. 262. [*Имамалиева С.З., Гасанлы Т.М., Садыгов Ф.М. и др.* // Журн. неорган. химии. 2018. Т. 63. № 2. С. 251.]
<https://doi.org/10.1134/S0036023618020079>
36. *Имамалиева С.З., Гасанлы Т.М., Зломанов В.П. и др.* // Неорган. материалы. 2017. Т. 53. № 4. С. 354.
<https://doi.org/10.1134/S0020168517040069>
37. *Асадов М.М., Бабанлы М.Б., Кулиев А.А.* // Неорган. материалы. 1977. Т. 13. № 8. С. 1407.
38. *Mekhdıyeva I.F., Babanly K.N., Mahmudova M.A. et al.* // Azerb. Chem. J. 2018. № 2. P. 80.
39. *Cerny R., Joubert J., Filinchuk Y., Feutelais Y.* // Acta Crystallogr. C. 2002. V. 58. № 5. P. 163.
<https://doi.org/10.1107/S0108270102005085>
40. *Doert T., Böttcher P.* // Z. Kristallogr. 1994. V. 209. P. 95.
<https://doi.org/10.1524/zkri.1994.209.1.95>
41. *Gawel W., Zaleska E., Terpilowski J.* // J. Therm. Anal. 1989. V. 35. P. 59.
<https://doi.org/10.1007/BF01914264>
42. *Афиногенов Ю.П., Гончаров Е.Г., Семенова Г.В. и др.* Физико-химический анализ многокомпонентных систем. М., 2006. 332 с.