

АКУСТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПЛАВЛЕНИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ГАЛЛИЙ–СЕРЕБРО В ПОРИСТЫХ СТЕКЛАХ

© 2023 г. А. Л. Пирозерский^{а, *}, Е. В. Чарная^{а, **}, Х. А. Абдуламонов^а, А. И. Недбай^а, Ю. А. Кумзеров^б, А. В. Фокин^б, А. С. Хомутова^а

^аСанкт-Петербургский государственный университет, Физический факультет, ул. Ульяновская 1, Санкт-Петербург, Петродворец, 198504 Россия

^бФизико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, ул. Политехническая 26, Санкт-Петербург, 194021 Россия

*e-mail: piroz@yandex.ru,

**e-mail: charnaya@mail.ru

Поступила в редакцию 09.01.2023 г.

После доработки 09.01.2023 г.

Принята к публикации 16.03.2023 г.

Представлены результаты акустических исследований процессов плавления и кристаллизации сплавов Ag–Ga с содержанием серебра 1.5 и 3 ат. %, внедренных в пористые стекла со средним размером пор 13 нм. Измерены температурные зависимости скорости продольных ультразвуковых волн модифицированным импульсно-фазовым методом на частоте 7 МГц в диапазоне 200–325 К при полных и частичных циклах охлаждения-нагрев. На температурных зависимостях скорости ультразвука наблюдались области, соответствующие фазовым переходам. Выявлены существенные изменения фазовой диаграммы объемного сплава вследствие наноструктурирования. Показано, что при разных составах сплава в порах формируются сегрегаты с различной кристаллической структурой.

Ключевые слова: эвтектический сплав Ag–Ga, плавление и кристаллизация, нанокompозиты, фазовая диаграмма, полиморфизм, пористые стекла, физическая акустика

DOI: 10.31857/S0320791923600014, EDN: ZGMSPM

1. ВВЕДЕНИЕ

Особенности фазовых переходов (ФП) плавления и кристаллизации для материалов, внедренных в поры нанопористых матриц, вызывают значительный интерес в современной физике низкоразмерных систем [1–3]. К настоящему времени достаточно хорошо изучен случай однокомпонентных систем: органических и простых жидкостей [4, 5] и легкоплавких металлов [6–9]. Для большей части материалов наблюдался сдвиг температур ФП, а также значительное размытие переходов, которое увеличивалось с уменьшением размеров пор, и воспроизводимый температурный гистерезис между плавлением и кристаллизацией [10]. Наряду с общими закономерностями, были обнаружены особенности, специфические для конкретных материалов. Так, например, для ртути и олова в силикатных матрицах сообщалось о формировании жидкого слоя на поверхности частиц [7, 9], что может быть описано в рамках модели “жидкой шубы”, разработанной ранее для изолированных малых частиц [11]. В зависимости от ряда факторов в нанопорах формиро-

вались различные кристаллические модификации галлия [12, 13], в том числе структуры, метастабильные или не образующиеся в объеме.

В то же время особенности процессов плавления и кристаллизации в условиях ограниченной геометрии для бинарных и многокомпонентных систем и, в частности, для эвтектических сплавов практически не изучены. Наиболее подробная информация была получена с использованием методов физической акустики, ЯМР и малоуглового рассеяния нейтронов для бинарного эвтектического сплава галлия и индия различного состава, введенного в силикатные опаловые матрицы и пористые стекла [14–19]. Эвтектические металлические сплавы имеют широкий спектр практических применений от гибкой робототехники и медицинского приборостроения до самовосстанавливающихся сверхпроводниковых контактов, вследствие чего исследование влияния наноструктурирования на их свойства имеет большое прикладное значение [20]. Этот вопрос представляется важным и в фундаментальном плане для изучения роли размерных эффектов и

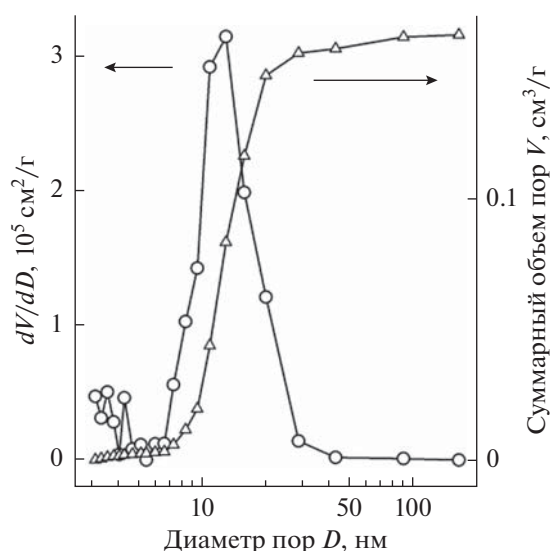


Рис. 1. Дифференциальная (кружки) и интегральная (треугольники) функции распределения пор по размерам по данным азотной порометрии.

взаимодействия со стенками пор в изменении фазовых диаграмм многокомпонентных систем.

В настоящей работе методами физической акустики проведены исследования плавления и кристаллизации эвтектических сплавов Ag–Ga с долей серебра 1.5 и 3 ат. % в нанокompозитах на основе пористых стеклянных матриц со средним размером пор около 13 нм.

2. ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Пористые стеклянные матрицы изготавливались из термообработанных заготовок натрий-боросиликатного стекла ДВ-1 (состав: Na_2O – 7 мол. %, B_2O_3 – 23 мол. %, SiO_2 – 70 мол. %). Получение пористых матриц включало следующие этапы: выщелачивание в 3М растворе соляной кислоты, промывание в дистиллированной воде, щелочное травление в растворе гидроксида калия, промывание в дистиллированной воде и высушивание.

Изготовленные пористые матрицы тестировались на азотном порометре Quadrasorb SI. Дифференциальная и интегральная функции распределения пор по размерам представлены на рис. 1. Средний размер пор составлял 13 нм, удельная пористость – $0.16 \text{ см}^3/\text{г}$, удельная площадь поверхности – $48 \text{ м}^2/\text{г}$.

Для приготовления нанокompозитов использовались сплавы галлий–серебро с долей серебра 1.5 и 3 ат. %. Сплавы вводились в поры в расплавленном состоянии под давлением до 1 ГПа. Из полученных нанокompозитов были изготовлены образцы для исследований в форме прямоуголь-

ных плоскопараллельных пластин толщиной 2 мм с поперечным сечением $5 \times 7 \text{ мм}$. Образцы в дальнейшем обозначаются как С-Ag1.5 и С-Ag3, в соответствии с концентрацией серебра в сплавах.

Измерения скорости ультразвука проводились модифицированным импульсно-фазовым методом [21]. Информация о плавлении и кристаллизации сплавов в порах получалась на основе анализа температурных зависимостей скорости ультразвука при нагреве и охлаждении. Отметим преимущества акустических методов: высокую чувствительность к изменению состояния вещества в порах, широкие возможности выбора тех или иных температурных режимов измерений и быстроту получения данных при фиксированной температуре. Поскольку исследуемые образцы представляют собой сильнопоглощающие среды, применялся одноимпульсный вариант акустического тракта [22] с двумя одинаковыми звукопроводами. Метод основан на определении разности фаз электрических сигналов, возбуждаемых двумя акустическими импульсами, один из которых прошел через оба звукопровода и исследуемый образец, а второй отразился от передней грани образца и прошел дважды через первый звукопровод. В отличие от метода [22], который является вариантом импульсного фазового интерферометра с интерференцией в электрических каналах, измерения модифицированным методом [21] проводятся на фиксированной частоте, что исключает ошибки, связанные с фазочастотной характеристикой акустического и электрического тракта. Для устранения погрешности, обусловленной нетождественностью звукопроводов, каждое измерение скорости проводилось дважды, с переключением функций пьезопреобразователей – излучающий-принимающий и только принимающий, и вычислялось среднее арифметическое обратных скоростей.

Ячейка для температурных измерений представляла собой цилиндрическую теплоизолированную камеру, в которой размещался теплообменник типа “труба в трубе”, охлаждаемый парами азота, с дополнительным резистивным нагревателем. Звукопроводы из кварцевого стекла длиной 200 мм входят в теплообменник через верхний и нижний фланцы камеры на расстояние около 30 мм. Держатель нижнего звукопровода крепится неподвижно на нижнем фланце, держатель верхнего – через сильфонный компенсатор. На внешние торцы звукопроводов закрепляются пьезопреобразователи из ниобата лития, срез Y + 36° . Акустический контакт звукопроводов с образцом и пьезопреобразователями обеспечивается вакуумной смазкой Ariezon N.

Ультразвуковые измерения проводились на продольных волнах с частотой 7 МГц при непрерывном изменении температуры. Скорость изме-

нения температуры, за исключением области выхода на режим и областей стабилизации температуры, составляла около 0.6 К/мин.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены температурные зависимости относительного изменения скорости ультразвука $\Delta v/v_0 \equiv (v(T) - v_0)/v_0$, ($v(T)$ и v_0 – скорости ультразвука при температурах T и 323 К соответственно) в образце С-Ag3. Образец предварительно нагревался от комнатной температуры до 326 К, после чего проводились измерения в процессе охлаждения до 245 К и последующего нагрева до 324 К. Такой режим соответствовал изменению состояния сплава от полностью расплавленного до полностью закристаллизованного и снова полностью расплавленного. Области значительного изменения скорости отвечают фазовым превращениям в образце [5, 14–16]. При охлаждении вплоть до 287.2 К наблюдалось слабое, практически линейное уменьшение скорости. Затем начиналась кристаллизация, при этом скорость ультразвука скачком возрастала почти на 10%, а из-за выделения скрытой теплоты образец нагревался на ~0.5 К. На графике температурной зависимости производной относительного изме-

нения скорости по температуре $u(T) \equiv \frac{1}{v_0} \frac{dv(T)}{dT}$, приведенном на вставке на рис. 2, имеются два минимума, что указывает на двухстадийный характер кристаллизации. Учитывая, что распределение пор по размерам не является бимодальным, можно предположить, что наличие двух этапов кристаллизации связано с образованием обогащенных галлием твердых фаз с различной кристаллической структурой.

Температуры окончания кристаллизации и начала плавления равны приблизительно 260 и 280 К соответственно. При нагреве на графике температурной зависимости $u(T)$ наблюдается только один минимум, однако около 295 К имеется небольшой излом (отмечен стрелкой на вставке к рис. 2). Эту аномалию можно интерпретировать как наличие двух сильно перекрывающихся по температуре этапов плавления, соответствующих разным кристаллическим модификациям обогащенного галлием сегрегата. Окончание плавления при нагреве (~301 К) почти совпадает с температурой минимума производной (рис. 2). Однако в области окончания плавления на температурной зависимости скорости наблюдался небольшой минимум, по-видимому, связанный с релаксацией механических напряжений в матрице [5]. При дальнейшем нагреве до 324 К скорость ультразвука изменялась незначительно. Следует отметить, что, начиная со второго полного цикла охлаждение-нагрев,

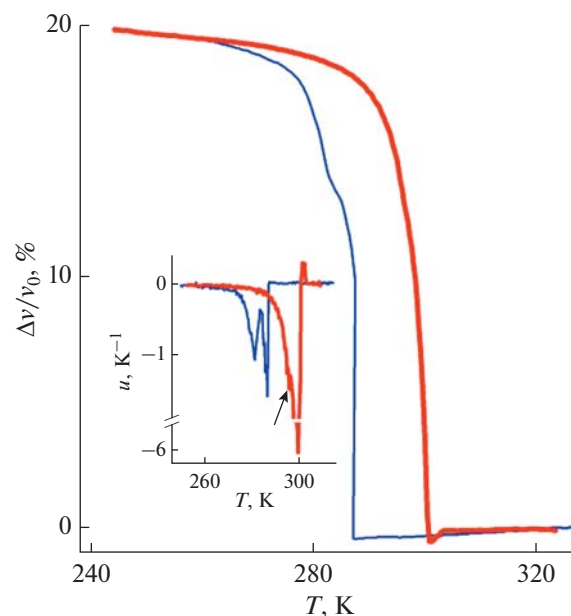


Рис. 2. Температурные зависимости относительного изменения скорости ультразвука в образце С-Ag3 при полном температурном цикле. Тонкие линии – охлаждение, жирные – нагрев. На вставке – температурная зависимость производной $u(T)$ (скачок скорости при охлаждении исключен при расчете). Стрелкой указана аномалия $u(T)$ при нагреве, обсуждаемая в тексте.

вид температурных зависимостей скорости для полных циклов практически не менялся.

Мы проводили также измерения при частичных температурных циклах, при которых охлаждение или нагрев прекращались до полного окончания процесса кристаллизации или плавления сплава в порах. Температурные зависимости относительного изменения скорости ультразвука в частичных циклах для образца С-Ag3 показаны на рис. 3.

Для частичного цикла на рис. 3а после нагрева до 296.8 К образец выдерживался при постоянной температуре в течение 70 мин. За это время относительное изменение скорости составило менее 0.4%, что свидетельствует о достижении равновесия. Затем образец снова охлаждался до 230 К. Как видно на рис. 3а, ветвь охлаждения частичного цикла проходит между ветвями охлаждения и нагрева полного цикла, что соответствует частичной обратимости процесса плавления. Частичная обратимость плавления связана, вероятно, с влиянием нерасплавленной части вещества в порах, которая служит центрами кристаллизации.

Частичный цикл, показанный на рис. 3а, завершался нагревом до 325 К. Ниже 301 К температурная зависимость скорости ультразвука практически совпадала с ветвью нагрева полного цикла, однако в интервале 301–306 К наблюдалась аномалия в виде ступеньки (отмечена стрелкой на

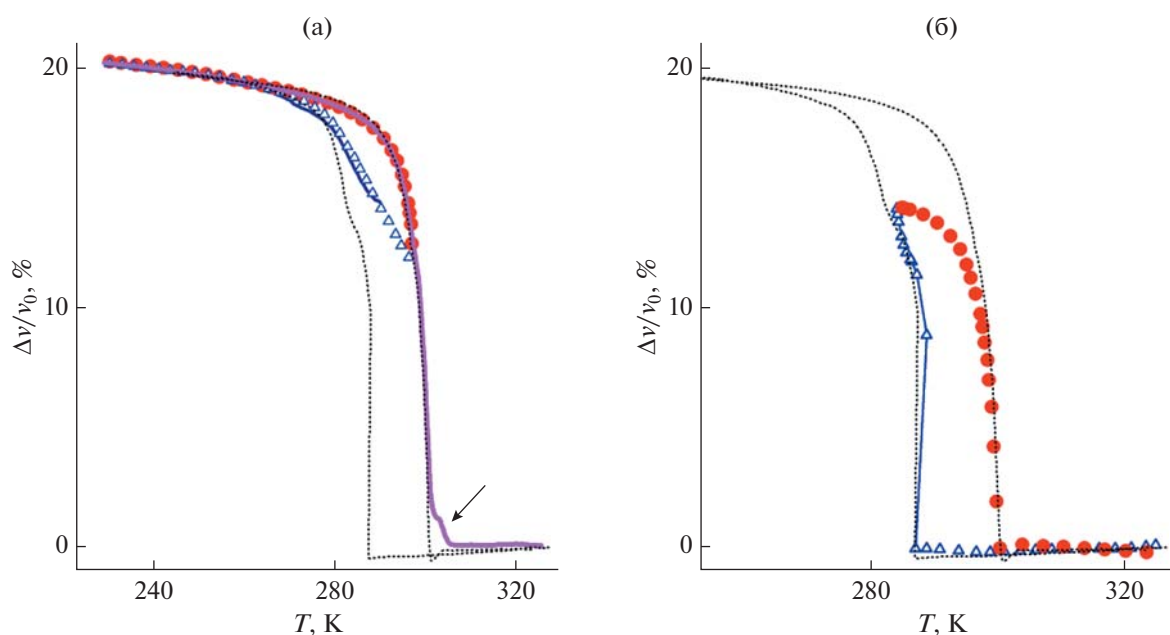


Рис. 3. Температурные зависимости относительного изменения скорости ультразвука для образца С-Аg3 при частичных температурных циклах. Пунктирной линией показан полный цикл (рис. 2). (а) Предварительное охлаждение от комнатной температуры до 230 К – тонкая синяя линия, красные кружки – нагрев до 296.8 К, синие треугольники – охлаждение до 230 К после стабилизации температуры (см. текст). Жирная пурпурная линия – нагрев. Стрелкой отмечена аномалия, обсуждаемая в тексте. (б) Охлаждение – синие треугольники, нагрев после стабилизации температуры – красные кружки.

рис. 3а). Можно предположить, что она связана с образованием при кристаллизации обогащенной галлием кристаллической фазы, температура плавления которой лежит выше температуры плавления α -Ga. Ранее высокотемпературная тетрагональная фаза галлия была обнаружена в работе [23] при исследовании плавления и кристаллизации галлия в пористом стекле с размером пор 4 нм. Эта тетрагональная модификация была обозначена λ -Ga в работе [12]. Высокотемпературные фазы также наблюдались при акустических исследованиях плавления и кристаллизации сплава Ga–In с долей индия 9 ат. % в пористом стекле с размером пор 7 нм [18].

Результаты, полученные при другом частичном цикле охлаждение-нагрев, представлены на рис. 3б. Образец охлаждался от 325 до 284.4 К. Кристаллизация части сплава в порах происходила скачком при 287.3 К. При этом образец нагревался на 1.8 К. При 284.4 К охлаждение прекращалось и температура оставалась постоянной в течение 45 мин. За это время скорость ультразвука менялась менее чем на 0.2%. Затем образец нагревался до первоначальной температуры. Как следует из рис. 3б, ветвь нагрева частичного цикла приближалась к соответствующей ветви полного цикла лишь вблизи температуры окончания плавления, что означает частичную обратимость процесса кристаллизации. Отметим, что кристал-

лическая фаза с высокой температурой плавления в данном цикле не возникала.

Температурные зависимости относительного изменения скорости ультразвука в образце С-Ag1.5 при полных и частичных температурных циклах, показанные на рис. 4 и рис. 5, несколько отличаются от данных для образца С-Ag3. Как видно на рис. 4, петли гистерезиса в полных циклах не полностью стабилизируются после первого цикла. Температура начала кристаллизации (269 К) сдвигалась в третьем цикле на 6 К относительно начала кристаллизации (263 К) во втором цикле. Кроме того, происходило постепенное уменьшение максимального значения $\Delta v/v_0$. Температуры окончания кристаллизации и начала плавления сплава в порах для образца С-Ag1.5 были существенно ниже, чем соответствующие температуры для образца С-Ag3. При некоторых полных и частичных температурных циклах на ветвях нагрева наблюдалась аномальная ступенька, указанная стрелками на рис. 4 и 5. Как и для С-Ag3, результаты измерений при частичных циклах для С-Ag1.5 (рис. 5) указывают на частичную обратимость процессов плавления и кристаллизации.

Характерные температуры областей плавления и кристаллизации основной части сплавов в порах (без учета отмеченных стрелками аномалий при плавлении) для обоих образцов, определенные исходя из измерений скорости ультразвука, приведены в табл. 1.

Полученные данные о плавлении и кристаллизации сплава в порах следует сопоставить с соответствующими данными для объемного сплава. Имеющиеся в литературе сведения о фазовой диаграмме объемной системы Ag-Ga являются в значительной степени противоречивыми [24–28]. Во всех исследованиях отмечается существование эвтектической точки в области малого содержания серебра. Однако данные по значениям концентрации сплава в эвтектической точке и температуры солидуса различаются. Согласно [24] концентрация серебра в эвтектической точке составляет 3.2 ат. %, а температура солидуса равна 25°C. По данным [25] эвтектической точке соответствует меньшая концентрация серебра 1.7 ат. % и температура солидуса на один градус выше, 26°C.

В объемных эвтектических сплавах ниже линии солидуса имеется сегрегация на две различные кристаллические фазы. В случае системы Ag-Ga при низкой концентрации серебра сегрегатами являются обогащенный галлием твердый раствор со структурой α -Ga и интерметаллическое соединение Ag_3Ga_2 , состав которого недавно был уточнен в работе [28].

На рис. 6 показан участок фазовой диаграммы объемной системы Ag-Ga по данным [24] и [25] в области малых концентраций серебра и отмечены интервалы плавления сплавов в образцах C-Ag3 и C-Ag1.5 согласно табл. 1. Видно, что интервалы плавления для сплавов в порах значительно уширены по сравнению с разницей температур ликвидуса и солидуса для тех же составов объемных сплавов. Температуры начала плавления сплавов в порах различаются для двух образцов, хотя для приготовления нанокмозитов использовалась одна и та же пористая матрица. Таким образом, обнаруженное различие температур начала плавления не может быть обусловлено размерными эффектами. Поскольку начало плавления сплава должно соответствовать положению линии солидуса, которое не зависит от концентрации компонент для конкретной морфологии сегрегатов, то полученный результат однозначно свидетельствует о формировании в исследованных образцах сегрегатов с различной структурой. Учитывая склонность галлия к полиморфизму, можно предположить, что в образцах C-Ag3 и C-Ag1.5 образуются разные обогащенные галлием фазы, не считая появления фазы со структурой λ -Ga. Возможно, что в образце C-Ag3 кристаллизуется

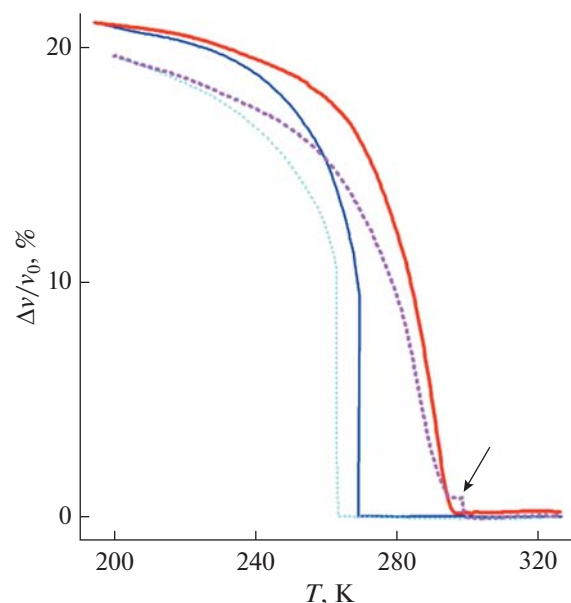


Рис. 4. Температурные зависимости относительного изменения скорости ультразвука в образце C-Ag1.5 при полных циклах. Тонкие линии — охлаждение, жирные — нагрев. Сплошные линии — второй цикл, пунктирные — третий. Стрелкой указана аномалия, обсуждаемая в тексте.

фаза со структурой α -Ga. С таким предположением согласуется температура окончания плавления в этом образце, превышающая температуру солидуса в объемном сплаве. Кроме того, в этом образце возникает и обогащенный галлием сегрегат со структурой, отличной от α -Ga, о чем свидетельствует двухступенчатый процесс кристаллизации. Температура окончания плавления в образце C-Ag1.5 не сильно снижена по сравнению с образцом C-Ag3. Мы можем предположить, что в образце C-Ag1.5 часть обогащенных галлием сегрегатов также имеет структуру α -Ga, а остальная часть кристаллизуется в структуру со значительно меньшей температурой плавления. В рамках такого предположения результаты, показанные на рис. 6, свидетельствуют о понижении линии солидуса при введении сплава Ag-Ga в нанопоры и о близости состава сплава в образце C-Ag1.5 к эвтектической точке в условиях ограниченной геометрии. Для подтверждения кристаллической структуры сегрегатов необходимо проведение температурных рентгеновских исследований.

Таблица 1. Температуры T_{f1} и T_{f2} начала и окончания кристаллизации, соответственно, и T_{m1} и T_{m2} начала и окончания плавления, соответственно, для сплавов, находящихся в нанопорах

Образец	T_{f1}, K	T_{f2}, K	T_{m1}, K	T_{m2}, K
C-Ag3	287.5 ± 0.5	260 ± 3	280 ± 3	301.0 ± 0.5
C-Ag1.5	263.0 ± 0.5	225 ± 10	230 ± 10	295 ± 1
	269.0 ± 0.5			297 ± 1

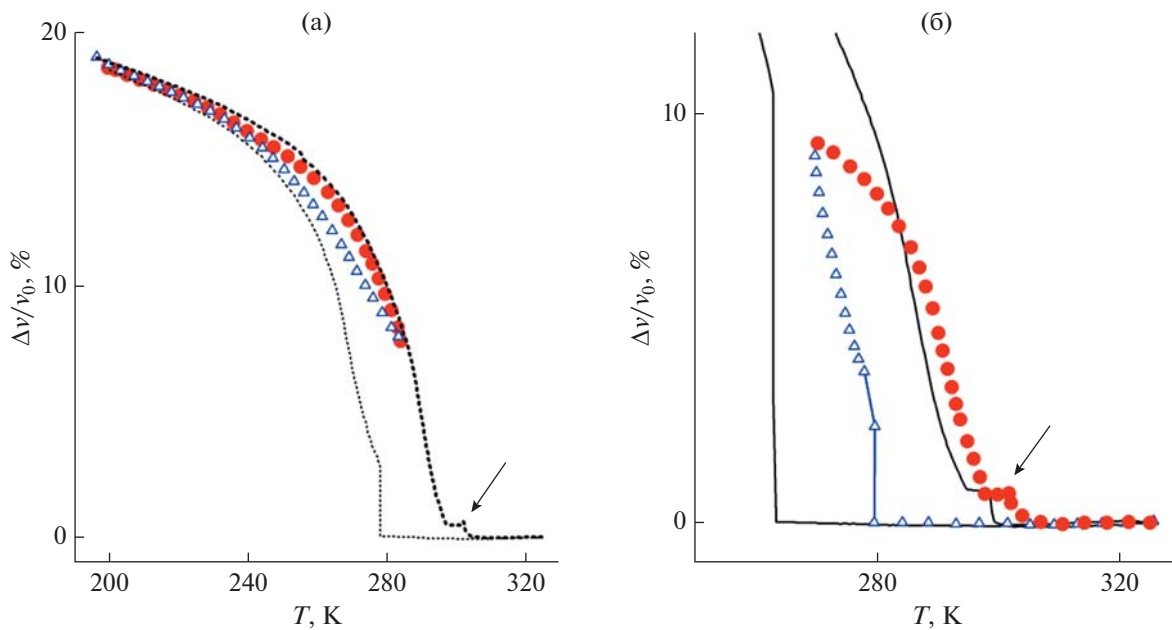


Рис. 5. Температурные зависимости относительного изменения скорости ультразвука для образца C-Ag1.5 при частичных циклах. Стрелками указаны аномалии, обсуждаемые в тексте. (а) Тонкая пунктирная линия – предварительное охлаждение до 199.8 К, красные кружки – нагрев до 283.9 К, синие треугольники – охлаждение после стабилизации температуры до 196.4 К, жирная пунктирная линия – нагрев. (б) Синие треугольники – охлаждение от 325.4 до 269.8 К, красные кружки – нагрев после стабилизации температуры до 324.8 К. Сплошной линией обозначена часть третьего полного цикла, показанного на рис. 4.

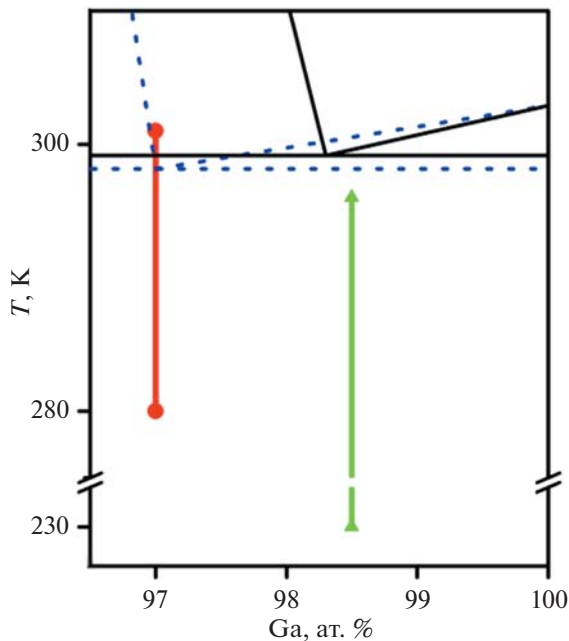


Рис. 6. Фрагмент фазовой диаграммы объемного сплава Ag–Ga по данным работ [24] (синие пунктирные линии) и [25] (черные сплошные линии) и интервалы плавления сплава в порах для образцов C-Ag3 (красные кружки и жирная линия) и C-Ag1.5 (зеленые треугольники и жирная линия). Символы обозначают границы интервалов плавления.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные ультразвуковые исследования процессов плавления и кристаллизации эвтектических сплавов галлий–серебро с долей серебра 1.5 и 3 ат. % в пористых стеклах с размером пор около 13 нм показали, что при разных составах основная часть сплавов в порах кристаллизуется с образованием различных обогащенных галлием сегрегатов. Выявлено значительное уширение интервалов плавления и кристаллизации, в основном за счет понижения температур начала этих процессов. Сравнение полученных результатов с фазовой диаграммой объемного сплава Ag–Ga позволило сделать предположение о понижении температуры солидуса для сегрегатов со структурой α -Ga, находящихся в нанопорах, и о близости сплава с концентрацией серебра 1.5 ат. % к эвтектической точке. Выявлена частичная обратимость плавления и кристаллизации в обоих исследованных нанокompозитах. Проведенные исследования подтверждают высокую информативность ультразвуковых методов при исследованиях фазовых переходов в наноструктурированных материалах.

Определение характеристик пористых матриц методом азотной порометрии проводилось на оборудовании Ресурсного центра СПбГУ “Центр диагностики функциональных материалов для медицины, фармакологии и нанoeлектроники”.

Жидкий азот предоставлен Криогенным отделом Научного парка СПбГУ.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 21-72-20038.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Huber P.* Soft matter in hard confinement: phase transition thermodynamics, structure, texture, diffusion and flow in nanoporous media // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2015. V. 27. Art. №. 103102.
2. *Christenson H.K.* Confinement effects on freezing and melting // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2001. V. 13. № 11. P. R95–R133.
3. *Alba-Simionesco C., Coasne B., Dosseh G., Dudziak G., Gubbins K.E., Radhakrishnan R., Sliwinska-Bartkowiak M.* Effects of confinement on freezing and melting // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2006. V. 18. P. R15–R68.
4. *Jackson C.L., McKenna G.B.* The melting behavior of organic materials confined in porous solids // *J. Chem. Phys.* 1990. V. 93. № 12. P. 9002–9011.
5. *Molz E., Wong A.P.Y., Chan M.H.W., Beamish J.R.* Freezing and melting of liquids in porous glasses // *Phys. Rev. B.* 1993. V. 48. № 9. P. 5741–5750.
6. *Dereppe J.M., Борисов Б.Ф., Чарная Е.В., Шеляпин А.В., Нассар М.М., Кумзеров Ю.А.* Акустические исследования плавления и затвердевания галлия, введенного в матрицу опала // *ФТТ.* 2000. Т. 42. № 1. С. 184–187.
7. *Charnaya E.V., Tien C., Lee M.K., Kumzerov Yu.A.* NMR studies of metallic tin confined within porous matrices // *Phys. Rev. B.* 2007. V. 75. № 14. Art. № 144101.
8. *Charnaya E.V., Tien C., Lee M.K., Kumzerov Yu.A.* Slowdown of self-diffusion induced by partial freezing in confined liquid indium // *Phys. Rev. B.* 2007. V. 75. № 21. Art. № 212202.
9. *Charnaya E.V., Plotnikov P.G., Michel D., Tien C., Borisov B.F., Sorina I.G., Martynova E.I.* Acoustic studies of melting and freezing for mercury embedded into Vycor glass // *Physica B.* 2001. V. 299. № 1–2. P. 56–63.
10. *Чарная Е.В.* Акустические исследования фазовых переходов в кристаллах и наноккомпозитах // *Акуст. журн.* 2008. Т. 54. № 6. С. 926–938.
11. *Kofman R., Cheyssac P., Aouaj A., Lereah Y., Deutscher G., Ben-David T., Penisson J.M., Bourret A.* Surface melting enhanced by curvature effects // *Surf. Sci.* 1994. V. 303. P. 231–246.
12. *Charnaya E.V., Tien C., Lee M.K., Kumzerov Yu.A.* Superconductivity and structure of gallium under nanoconfinement // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2009. V. 21. № 45. Art. № 455304.
13. *Lee M.K., Tien C., Charnaya E.V., Sheu H.-S., Kumzerov Yu.A.* Structural variations in nanosized confined gallium // *Phys. Lett. A.* 2010. V. 374. № 13–14. P. 1570–1573.
14. *Пирозерский А.Л., Чарная Е.В., Латышева Е.Н., Недбай А.И., Кумзеров Ю.А., Бугаев А.С.* Акустические исследования плавления и кристаллизации индий-галлиевого сплава в пористом стекле // *Акуст. журн.* 2011. Т. 57. № 5. С. 618–622.
15. *Латышева Е.Н., Пирозерский А.Л., Чарная Е.В., Кумзеров Ю.А., Фокин А.В., Недбай А.И., Бугаев А.С.* Полиморфизм сплавов Ga-In в условиях наноконфайнмента // *ФТТ.* 2015. Т. 57. № 1. С. 124–128.
16. *Пирозерский А.Л., Чарная Е.В., Lee M.K., Chang L.J., Недбай А.И., Кумзеров Ю.А., Фокин А.В., Самойлович М.И., Лебедева Е.Л., Бугаев А.С.* Акустические и ЯМР исследования плавления и кристаллизации индий-галлиевых сплавов в порах синтетических опаловых матриц // *Акуст. журн.* 2016. Т. 62. № 3. С. 295–301.
17. *Pirozerskii A.L., Nedbai A.I., Kumzerov Yu.A., Fokin A.V., Lebedeva E.L.* Melting and crystallization of a Ga-In alloy confined in a porous glass // *IJAER.* 2017. V. 12. № 21. P. 11107–11113.
18. *Пирозерский А.Л., Чарная Е.В., Недбай А.И.* Акустические исследования фазовых переходов плавления и кристаллизация в индий-галлиевых сплавах, внедренных в поры мезопористых силикатных матриц // *Изв. Росс. Акад. наук. Сер. физич.* 2020. Т. 84. № 6. С. 803–807.
19. *Uskov A.V., Charnaya E.V., Kuklin A.I., Lee M.-K., Chang L.-J., Kumzerov Y.A., Fokin A.V.* SANS studies of the gallium–indium alloy structure within regular nanopores // *Nanomaterials.* 2022. V. 12. № 13. Art. № 2245.
20. *Xiong Y., Lu X.* Metallic Nanostructures. From Controlled Synthesis to Applications // Springer International Publishing: Cham, Switzerland. 2015.
21. *Pirozerski A.L., Charnaya E.V., Baryshnikov S.V., Nedbai A.I., Borisov B.F., Mikushev V.M., Lebedeva E.L., Khomutova A.S., Dolgova M.V.* Acoustic studies of the ferroelastic phase transition in LiCsSO₄/MCM-41 nanocomposite using longitudinal ultrasonic waves // *IJAER.* 2016. V. 11. № 5. P. 3309–3313.
22. *Гутис М.Б., Михайлов И.Г., Шутилов В.А.* Измерение температурной зависимости скорости звука в твердых образцах малых размеров // *Акуст. журн.* 1969. Т. 15. № 1. С. 28–32.
23. *Сорина И.Г., Тien C., Чарная Е.В., Кумзеров Ю.А., Смирнов Л.А.* Структурные особенности твердого галлия в микропористом стекле // *ФТТ.* 1998. Т. 40. № 8. С. 1552–1553.
24. *Weibke F., Meisel K., Weigels L.* Das Zustandsdiagramm des systems Silber-Gallium // *Z. Anorg. Allg. Chem.* 1932. V. 226. P. 201–208.
25. *Predel B., Stein D.W.* Bildungsenthalpien binarer verbindungen des galliums mit kupfer, silber und gold sowie analyse der thermodynamischen eigenschaften von 3/2-elektronen-erbindungent // *Metallurgica.* 1972. V. 20. P. 681–692.
26. *Baren M.R.* The Ag-Ga (Silver-Gallium) System // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams.* 1990. V. 11. № 4. P. 334–339.
27. *Okamoto H.* Ag-Ga (Silver-Gallium) // *J. Phase Equilibria.* 1992. V. 13 № 3. P. 324–325.
28. *Zhang Y., Li J.-B., Liang J.K., Liu Q.L., Xiao Y.G., Zhang Q., Rao G.H., Li C.R.* Thermodynamic assessment of the Ag–Ga system // *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry.* 2006. V. 30. P. 316–322.