

Формирование и оптические свойства наночастиц CuInTe_2 в силикатной матрице

© И.В. Боднар, В.С. Гурин*[¶], Н.П. Соловей, А.П. Молочко

Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
220013 Минск, Беларусь

* НИИ физико-химических проблем Белорусского государственного университета,
220080 Минск, Беларусь

(Получена 20 ноября 2006 г. Принята к печати 4 декабря 2006 г.)

Изучены условия образования наночастиц CuInTe_2 в силикатных матрицах методами оптической спектроскопии и электронной микроскопии. Формирование частиц полупроводниковой фазы размером от 15 до 30 нм происходит на стадии охлаждения расплавов и существенно зависит от состава стеклянной матрицы. Изучено оптическое поглощение в ИК- и видимой областях спектра, а также влияние дополнительной термообработки на формирование и оптические свойства наночастиц. Изменения оптических спектров объясняются возможным изменением типа кристаллической решетки сформированных наночастиц.

PACS: 61.46.Df, 71.20.Nr, 78.67.-n

1. Введение

Халькогениды переходных и тяжелых металлов, сформированные в виде наночастиц в диэлектрических матрицах, интенсивно исследуются в последние годы, поскольку для них наблюдаются размерно-зависимые физические свойства, отличные от объемных материалов [1–3]. Размерные эффекты полупроводников вызывают не только научный интерес, но и обуславливают области их практического применения (избирательные фильтры, нелинейно-оптические элементы и устройства опто- и квантовой электроники) [4,5]. К настоящему времени в диэлектрических матрицах (в стеклах для применения в качестве оптических материалов) получены и достаточно хорошо изучены наночастицы бинарных соединений II–VI (II = Zn, Cd, Hg, VI = S, Se, Te) [6–9]; I–VII (I = Cu, VII = Cl, Br, I) [9–11]. Однако возможности таких композиционных материалов могут быть существенно расширены при переходе к наночастицам более сложных соединений: с халькогенами или тройных соединений. В настоящей работе рассматриваются стекла с наночастицами полупроводника класса I–III–VI₂ состава CuInTe_2 . О формировании таких наночастиц в стеклах нами ранее сообщалось [12], но детальное исследование было представлено для наночастиц I–III–VI₂ (I = Cu, III = In, VI = S, Se) и твердых растворов VI = S/Se, Se/Te [12–15].

Полупроводниковые соединения I–III–VI₂ (где I = Cu, Ag; III = Al, Ga, In; VI = S, Se, Te) обладают более широким спектром свойств по сравнению со своими ближайшими аналогами II–VI (которые получают при замене элементов I и III на II = Zn, Cd) и также могут быть получены в виде наночастиц в стеклах [12–15] и коллоидах [16–19], но число таких исследований значительно меньше, чем для II–VI соединений. Ширина запрещенной зоны (E_g) для этого класса тройных соединений изменяется в широких пределах 0.8–3.0 эВ [20–22],

их зонная структура более сложная, но многие из них относятся к прямозонным. Физика этих соединений является предметом интенсивных исследований до настоящего времени [22,23]. Бинарные соединения II–VI кристаллизуются в основном в решетках типа вюрцита и сфалерита при обычных условиях, для тройных соединений характерна решетка халькопирита (тетрагональной симметрии), которая для бинарных II–VI соединений не характерна. Нехалькопиритные фазы для I–III–VI₂ также встречаются [24–28]. Это сфалеритные фазы, например для материалов в виде тонких пленок [24,25], и другие, реализующиеся при проявлении разупорядочения соседних подрешеток халькопирита [26], а также фазы со структурой типа CuAu [28]. Изменения кристаллической решетки при переходе к наночастицам могут обуславливать более сложные проявления размерно-зависимых свойств, нежели зависимости, полученные по модели параболических зон в прямозонных II–VI соединениях.

Из указанного класса тройных полупроводников I–III–VI₂ вызывают интерес соединения CuInX_2 (X = S, Se, Te), свойства которых достаточно хорошо изучены, и они находят широкое применение, например в виде материала для фотоэлектрических преобразователей [22,23]. Среди соединений CuInX_2 (X = S, Se, Te) более полно исследованы сульфиды и селениды. Ранее нами было установлено, что наночастицы CuInS_2 и CuInSe_2 , сформированные в матрице силикатного стекла, могут иметь кубическую кристаллическую решетку, которая не характерна для массивного материала [29]. CuInTe_2 в виде наночастиц изучен в меньшей степени, но также представляет интерес в связи с меньшей шириной запрещенной зоны, чем CuIn(S/Se)_2 , что обычно имеет место при замене S и Se на Te в халькогенидных полупроводниках. Он имеет также более низкую температуру плавления (1060 К) по сравнению с CuInS_2 и CuInSe_2 [30], что оказывает влияние на высокотемпературные процессы формирования частиц в стеклах. Температура фазового перехода, при котором происходит изменение кристаллической решетки макроско-

[¶] E-mail: gurin@bsu.by; gurinvs@lycos.com

пического кристалла CuInTe_2 халькопирит–сфалерит, равна 950 К [31]. Однако квантово-размерные эффекты для этого материала могут быть выражены в большей степени, чем для сульфидов и селенидов, так как теллуриды обычно характеризуются меньшей ионностью связей металл–халькоген и большими значениями борновского радиуса экситона. В то же время, в ряду рассматриваемых халькогенов восстановительные свойства для Te^{2-} выражены в большей степени по сравнению с Se^{2-} и S^{2-} , вследствие чего химическое поведение теллуридов также значительно отличается от селенидов и сульфидов. В случае наночастиц теллурида в стекле это отличие может проявляться во взаимодействии с матрицей и окружающей средой в процессе варки.

Цель настоящей работы — определение условий формирования наночастиц CuInTe_2 в матрице силикатного стекла аналогично использованному для CuInS_2 и CuInSe_2 и изучение оптических свойств стекол. Кроме того, исследовано влияние дополнительной термообработки стекол с наночастицами CuInTe_2 на их оптические свойства.

2. Экспериментальная часть

Для приготовления исследуемых структур использовали стекла системы $\text{SiO}_2\text{—CaO—Na}_2\text{O}$, в которой ранее проведенные исследования [12–14] позволили установить область составов, оптимальных для формирования в них наночастиц этих соединений. Такие стекла прозрачны в видимой и ближней ИК-областях спектра, край их собственного поглощения расположен около $\lambda = 300$ нм, они не кристаллизуются при повторной термообработке, устойчивы при длительном хранении в атмосферных условиях. Однако их состав, в частности содержание щелочных компонентов, оказывает заметное влияние на возможность формирования частиц и их оптические свойства. Использовались следующие составы стеклянной матрицы: с одним щелочным компонентом, содержащим 22.0 масс% Na_2O (матрицы СМ2), и с тремя — 22.0 масс% $\text{Li}_2\text{O} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$ в мольном отношении 1:1:1 (матрица СМ21).

Традиционный метод формирования наночастиц полупроводников в стеклах, обычно используемый для бинарных соединений [32], включает первичное образование оксидов и их превращение в халькогениды после охлаждения и вторичной термообработки стекол (так называемая наводка). Однако этот метод для формирования наночастиц тройных соединений неприемлем ввиду сложности реализации в объеме матрицы химических реакций синтеза полупроводниковых соединений определенного стехиометрического состава и кристаллической модификации. Для синтеза стекол с наночастицами полупроводников предварительно синтезированный поликристаллический CuInTe_2 вводили непосредственно в стеклообразующую смесь компонентов стекла, он растворялся в расплаве и затем на стадии охлаждения расплав кристаллизовался в виде наночастиц, сохраняя первоначальный состав.

Поликристаллический CuInTe_2 синтезировали из элементов в вертикальной однозонной печи при температуре 1050 К с последующим длительным (в течение 240 ч) термическим отжигом для гомогенизации, его кристаллическая структура была идентифицирована рентгенографически. Ширина запрещенной зоны синтезированного CuInTe_2 была определена равной 0.96 эВ по краю собственного поглощения. Шихту для синтеза стекол готовили из кварцевого песка, карбонатов кальция, натрия, лития, калия и CuInTe_2 в мелкодисперсном состоянии. Для предотвращения окисления полупроводника в шихту дополнительно вводили активированный уголь, оптимальная концентрация которого составляла 2.0 масс% (так же, как и при формировании наночастиц CuInS_2 , CuInSe_2). Синтез стекол, содержащих CuInTe_2 , проводили в восстановительных условиях в газопламенной печи при температуре 1650 ± 20 К, с выдержкой при максимальной температуре в течение 1 ч. После варки расплавы охлаждали до температуры стеклования матрицы, затем помещали в муфельную печь, нагретую до температуры размягчения матрицы, и охлаждали вместе с печью до комнатной температуры. В результате были получены образцы стекол высокого оптического качества.

Для проведения дополнительной термообработки (на воздухе) стекла с нанокристаллами CuInTe_2 помещали в холодную муфельную печь, нагревали до температуры 500, 550 или 600 °С, выдерживали в течение 6 ч, затем охлаждали их вместе с печью.

Размеры сформированных в стеклах наночастиц и характер их локализации определяли методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе УЭМВ-100ЛМ путем просмотра „угольных реплик с извлечением“, снимаемых с поверхности свежетравленных образцов стекол, на которые напылялась угольная пленка толщиной 10–20 нм.

Спектры пропускания и поглощения записывали на полированных плоско-параллельных образцах толщиной 2.0 и 0.2 мм соответственно, на спектрофотометре CARY-17D.

3. Результаты и обсуждение

При введении в состав стекла соединения CuInTe_2 матрицы получают окрашенными, что дает основание полагать формирование ультрадисперсных частиц CuInTe_2 , ответственных за поглощение света в стеклянных матрицах, уже на стадии варки и охлаждения. CuInTe_2 имеет температуру плавления, заметно превышающую температуру стеклования матрицы (600–800 °С); его степень разложения при плавлении невелика, поэтому предположение о его кристаллизации из расплава вполне оправдано, однако этот процесс, очевидно, может зависеть как от состава стеклянной матрицы, так и от концентрации CuInTe_2 . Результаты ПЭМ подтверждают факт выделения кристаллической фазы в виде наночастиц, которые отчетливо видны на

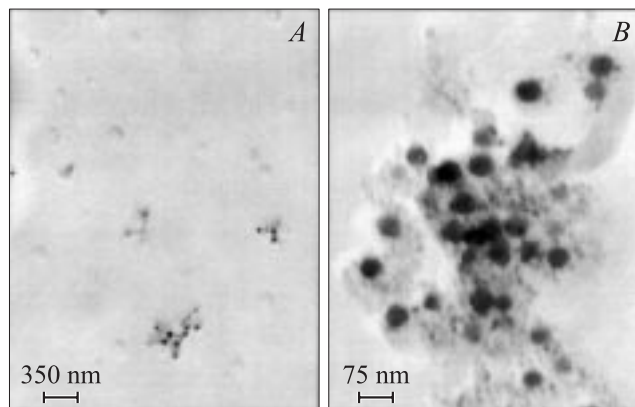


Рис. 1. Микрофотографии частиц, сформированных в исследуемых стеклах при двух разных увеличениях.

фоне рельефа матрицы (рис. 1). Частицы локализованы в характерных полостях, размеры которых превышают размеры частиц. Такие полости могут быть следствием явления ликвации стекла, в результате которого разделяются фазы, содержащие разные количества щелочных компонентов [33]. Полищелочная стеклянная матрица обеспечивает более широкий интервал концентраций CuInTe_2 , при котором образуется однородное прозрачное стекло. В матрице с одним щелочным компонентом (СМ2) наблюдается низкая растворимость CuInTe_2 (не более 0.5 масс%). При увеличении концентрации CuInTe_2 не весь растворяется, а частично выделяется из расплава в виде крупных металлоподобных включений. В матрице с тремя щелочными компонентами (СМ21) растворимость CuInTe_2 увеличивается до 0.75–1.0 масс%. Природа влияния щелочных компонентов на растворимость с последующим образованием наночастиц может быть обусловлена разной активностью ионов щелочных металлов в расплаве и разной вязкостью стекла. Полищелочной эффект — это известное явление в физике и химии стекла [34], и он может быть рассмотрен как аналог влияния степени ионизации растворителя в жидких растворах. В данном случае он является одним из средств регулирования процессов формирования наночастиц, не взаимодействующих химически со стеклянной матрицей.

Из представленных ЭМ-снимков следует, что частицы имеют форму, близкую к сферической, средние размеры их колеблются от 10 до 30 нм, и в ряде случаев частицы сливаются в небольшие агрегаты. При этом характер распределения и локализации наночастиц в матрицах СМ2 и СМ21 существенно не различается. Можно предположить, что формирование наночастиц CuInTe_2 в силикатных матрицах происходит в процессе фазового распада пересыщенного раствора и в целом представляет собой расплавление полупроводника в расплаве стекла при высокотемпературном синтезе с последующим образованием зародышей кристаллической фазы и ростом их до определенных размеров наночастиц при охлаждении расплавов. Размер обусловлен, по-

видимому, концентрацией растворенного полупроводника и возможностью его диффузии к растущим ядрам. В связи с высокотемпературным характером процесса диффузия и рост в исследуемых матрицах протекают эффективно, и в результате формируются наночастицы сравнительно больших размеров. Уменьшение размеров до единиц нанометров может быть достигнуто при существенном снижении концентрации полупроводника (почти на порядок) в случае CuInS_2 [15].

Спектры пропускания стекол показаны на рис. 2, 3 в шкале пропускания для ближней ИК-области и на рис. 4, 5 в шкале оптической плотности (для более тонких образцов) для видимой области. Непосредственно после приготовления в области фундаментального края спектры пропускания стекол СМ2 (0.5 масс% CuInTe_2) и СМ21 (0.5–1.0 масс% CuInTe_2) представляют собой пологие кривые с постепенным увеличением пропускания в сторону длинных волн, т.е. край собственного поглощения полупроводника размыт и начинается при длинах волн менее 1.5 мкм. Размытость края собственного поглощения свидетельствует об усложнении зонной структуры полупроводника либо о других эффектах, создающих дополнительное поглощение света при энергиях фотонов $< E_g$. Кроме того, спектральные кривые существенно смещены в коротковолновую область по сравнению с массивным материалом ($E_g = 0.96$ эВ, $\lambda_g = 1.29$ мкм). Причем при концентрациях CuInTe_2 в стекле 0.5 и 1.0 масс% (СМ21) наблюдается более сильное смещение спектральной кривой и изменяется ее форма: появляется дополнительное поглощение с максимумом в области 0.8–0.9 мкм. Увеличение E_g сформированных наночастиц может быть обусловлено различными факторами, среди которых обычно главным считают эффект размерного ограничения для экситонов, однако для частиц наблюдаемого размера в десятки нанометров он не может быть так значителен.

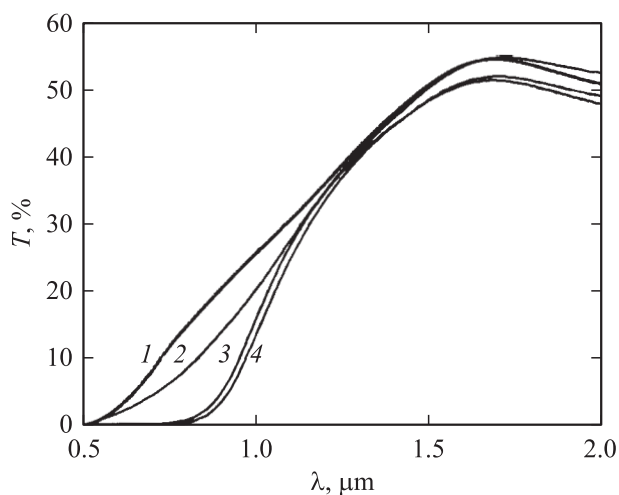


Рис. 2. Спектры пропускания образцов стекол (матрица СМ2) толщиной 2 мм, содержащих наночастицы CuInTe_2 до (кривая 1) и после вторичной термообработки при температурах 500 (2), 550 (3) и 600°C (4) в течение 6 ч.

Среди других возможных факторов, ответственных за высокоэнергетический сдвиг E_g , здесь можно отметить изменение стехиометрии, влияние стеклянной матрицы, изменение кристаллической структуры наночастиц. Для соединений рассматриваемого класса наиболее устойчи-

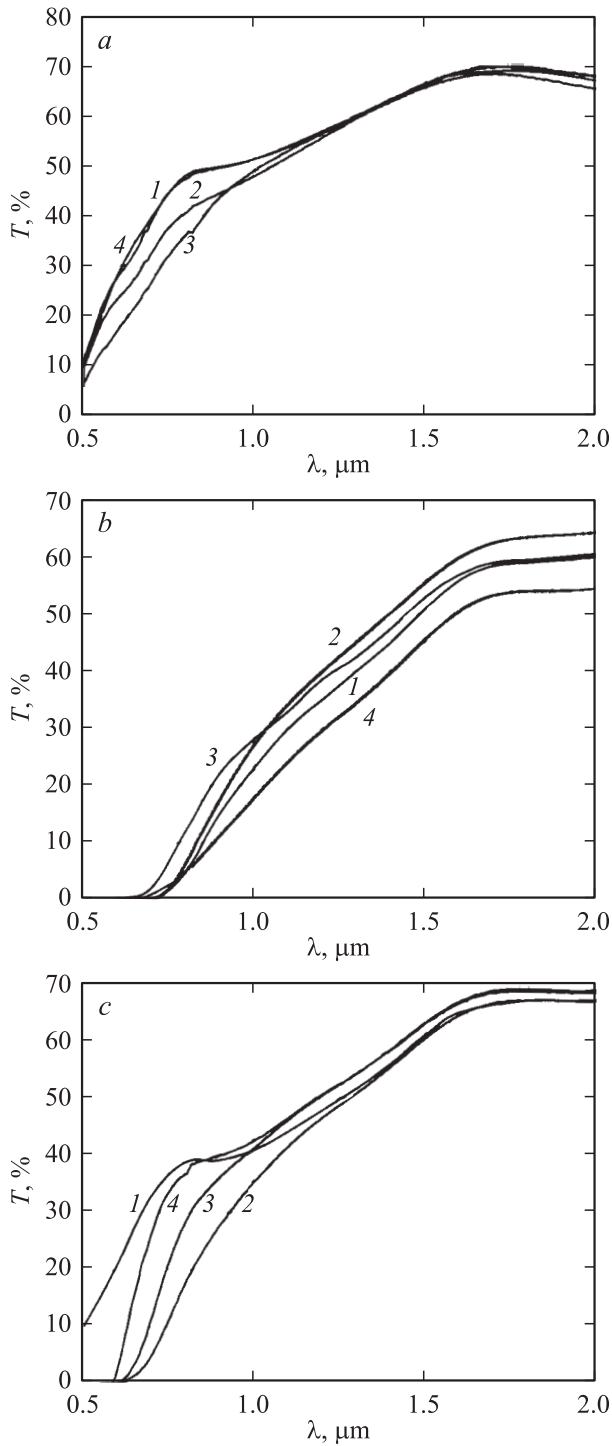


Рис. 3. Спектры пропускания образцов стекол (матрица SM21) толщиной 2 мм, содержащих CuInTe_2 в различной концентрации (масс%): 0.5 (а), 0.75 (б), 1.0 (с) до (кривые 1) и после вторичной термообработки при температурах 500 (2), 550 (3) и 600°C (4) в течение 6 ч.

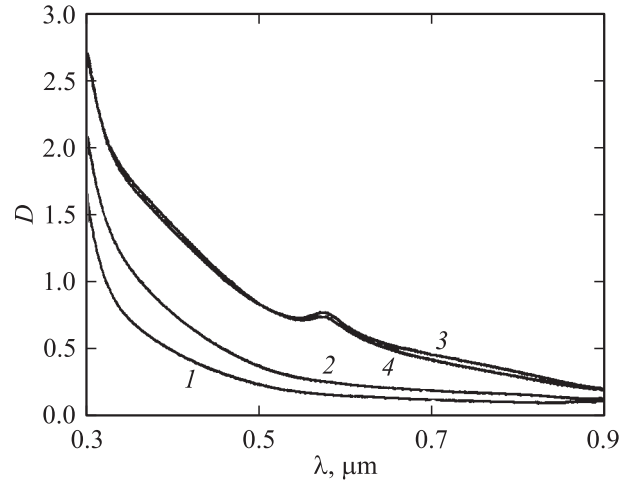


Рис. 4. Спектры поглощения образцов стекол (матрица SM2) толщиной 0.5 мм, содержащих наночастицы CuInTe_2 до (кривая 1) и после вторичной термообработки при температурах 500 (2), 550 (3) и 600°C (4) в течение 6 ч.

вой является структура типа халькопирита. Однако при определенных условиях могут формироваться и другие кристаллические модификации, в частности кубическая структура [24–28]. Можно предположить, что смещение спектральной кривой обусловлено образованием наночастиц с кубической решеткой (типа сфалерита). Рентгенографическое исследование, проведенное нами ранее для CuInS_2 [29], указывает на такую возможность для этого класса соединений.

В видимой области спектры поглощения стекол SM2 и SM21 (без дополнительной термообработки, рис. 4, 5, а) с концентрацией CuInTe_2 0.5 масс% представляют собой ниспадающие пологие кривые (край фундаментального поглощения находится на длинноволновой границе показанного диапазона). В то же время для стекол, содержащих 0.75 и 1.0 масс% CuInTe_2 (стекло SM21), на спектрах в области 550–570 нм хорошо проявляются максимумы, и такой максимум более длинноволновый при 1.0 масс% CuInTe_2 , чем при 0.75 масс%. При интерпретации этих максимумов предполагается связать их с экситонами в наночастицах с эффектом размерного квантования, тогда различное их проявление в зависимости от концентрации CuInTe_2 — это следствие возможного изменения кристаллической решетки между структурами халькопирита и сфалерита (тетрагональной и кубической, соответственно), в которых эффект размерного квантования выражен не одинаково. В сфалеритной структуре с более высокой симметрией решетки плотность экситонных состояний ожидается выше, что может обуславливать наблюдающиеся максимумы поглощения в видимой области спектра. Следует отметить, что образование той или иной кристаллической структуры наночастиц в стекле определяется рядом факторов в процессе их формирования, и структура, получающаяся непосредственно после варки стекла, может не отвечать термодинамически равновесному состоянию.

При большей концентрации полупроводника в стекле это отклонение от равновесия более значительно. Дополнительная термообработка, рассматриваемая далее, изменяет ситуацию с состоянием термодинамического

равновесия для наночастиц в стекле, поскольку в ряде случаев имеет место довольно заметный ее эффект на оптические свойства.

Дополнительная термообработка стекол, содержащих 0.75 масс% CuInTe_2 (СМ21), не вносит существенных изменений в форму спектральной кривой в ИК-области (рис. 3, *b*). Лишь в результате термообработки при 600°C имеется небольшое смещение спектра в область более длинных волн. При меньшей и большей концентрации (0.5 и 1.0 масс%) эффект от термообработки более выражен, и существенно уменьшается присутствующая на них полоса поглощения в области 0.8–1.0 мкм, спектры становятся пологими, подобными таковым для средней концентрации CuInTe_2 . Для стекол СМ2 (рис. 2) более заметно также существенное смещение в длинноволновую область, но нет изменений формы кривой, так как особенности типа максимумов отсутствуют как до, так и после термообработки.

В видимой области спектры поглощения стекол претерпевают изменения, состоящие либо в появлении максимума при 560–580 нм (рис. 4, СМ2), либо в незначительном смещении подобных максимумов, если они имели место до термообработки (рис. 5, *b, c*, СМ21). Указанное смещение более заметно при средней концентрации CuInTe_2 , но оно не монотонно с изменением температуры прогрева стекол (рис. 5, *b*). Интенсивность максимумов также сложно изменяется в зависимости от температуры.

Наблюдаемые термостимулированные изменения можно интерпретировать, принимая во внимание обсуждаемую выше возможность изменения кристаллической структуры CuInTe_2 . Преимущественное формирование той или иной структуры зависит как от концентрации полупроводника, так и от типа стеклянной матрицы. Термообработка способствует трансформации первично образованной неравновесной структуры.

Установленные на спектрах в видимой области максимумы при 560–580 нм можно отнести к проявлению экситонного перехода $1s-1s$, характерного для наночастиц с квантово-размерным эффектом, и тогда его смещение может быть связано с изменением размеров частиц, стимулированным термообработкой стекол. Такое смещение довольно значительно для частиц с размером порядка боровского радиуса экситона, но в исследуемых стеклах сформированные частицы имеют относительно большой размер, и поэтому смещение экситонных максимумов не должно быть велико. Между тем, само появление этих максимумов указывает на то, что в исследуемых стеклах (СМ21 и СМ2 после термообработки) имеет место квантово-размерный эффект, который также может обуславливать высокоэнергетический сдвиг спектральной кривой в целом (т.е. края поглощения, показанного в ИК-области).

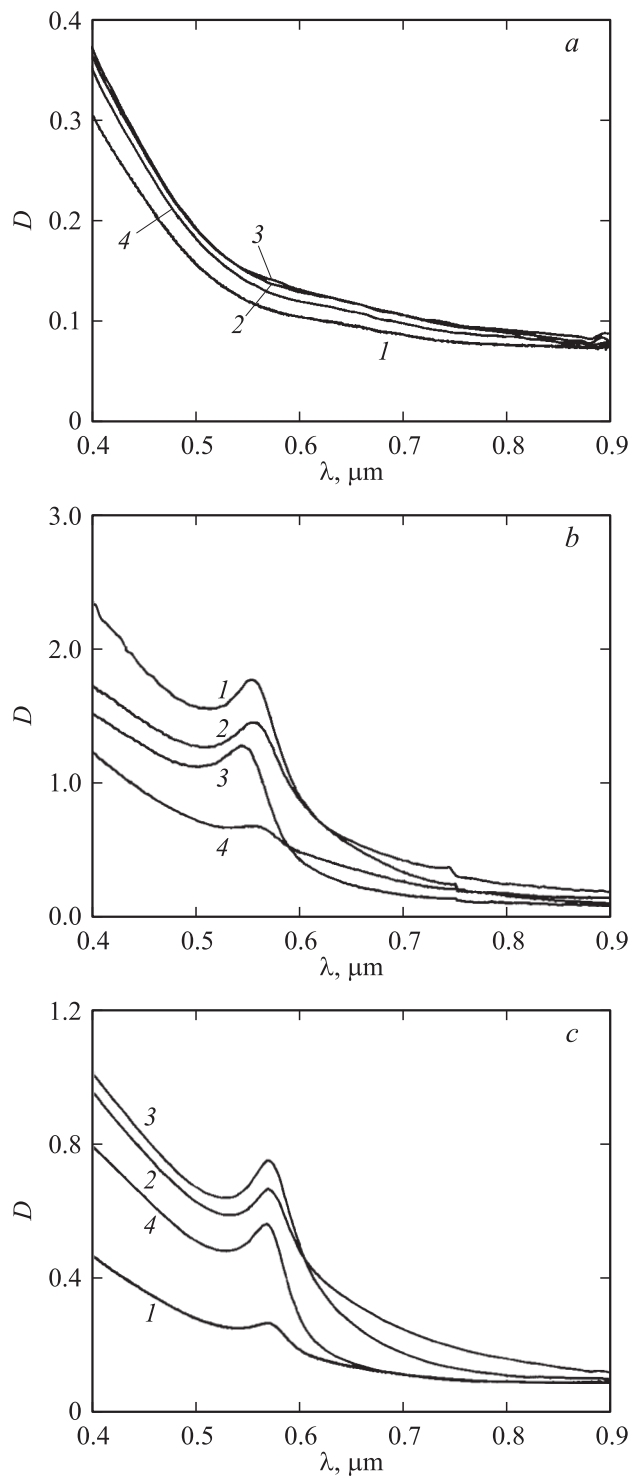


Рис. 5. Спектры поглощения образцов стекол (матрица СМ21) толщиной 0.5 мм, содержащих CuInTe_2 в различной концентрации (масс%): 0.5 (*a*), 0.75 (*b*), 1.0 (*c*) до (кривые 1) и после вторичной термообработки при температурах 500 (2), 550 (3) и 600°C (4) в течение 6 ч.

4. Заключение

1. Получены наночастицы CuInTe_2 в силикатных стеклах, отличающихся природой и концентрацией щелочных компонентов. Показано, что при переходе от натрие-

вой матрицы к матрице с тремя щелочными компонентами увеличивается растворимость поликристаллического прекурсора, и могут быть получены стекла с более широким интервалом концентраций и размеров частиц CuInTe_2 .

2. ЭМ-исследованиями установлен факт формирования наночастиц, их размеры и характер локализации. Частицы образуются непосредственно при охлаждении расплавов, и механизм их образования связан с распадом пересыщенного раствора.

3. Исследованы оптические свойства стекол. Заметные изменения в особенностях поглощения света в стеклах до и после вторичной термообработки связываются с трансформацией кристаллической решетки наночастиц, не характерной для массивного материала. Появление экситонных максимумов может свидетельствовать о проявлении эффекта размерного квантования для наночастиц CuInTe_2 .

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования Республики Беларусь.

Авторы выражают благодарность А.В. Капарихе за помощь в проведении электронно-микроскопического эксперимента.

Список литературы

- [1] A.D. Yoffe. *Adv. Phys.*, **50**, 1 (2001).
- [2] И.П. Суздалев. *Нанотехнология: физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов* (М., КомКнига, 2006).
- [3] А.Л. Строюк, А.И. Крюков, С.Я. Кучмий, В.Д. Походенко. *Теорет. и эксперим. химия*, **41**, 67 (2005).
- [4] *Nanoscale materials in chemistry*, ed. by K.J. Klabunde (Wiley-Interscience, N.Y. etc. 2001).
- [5] *Semiconductor Quantum Dots: Physics, Spectroscopy and Applications*, ed. by Y. Masumoto, T. Takagahara (Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2002).
- [6] М.Н. Yükselci. *J. Phys. Condens. Matter*, **14**, 1153 (2002).
- [7] A.V. Gomonnai, Yu.M. Azhniuk, V.V. Lopushansky, I.G. Megela, I.I. Turok, M. Kranjčec, V.O. Yukhymchuk. *Phys. Rev. B*, **65**, 245 327 (2002).
- [8] Н.В. Боднар, М.С. Бродин, Г.М. Тельбиз. *ФТП*, **40**, 962 (2006).
- [9] U. Woggon, S.V. Gaponenko. *Phys. Status Solidi B*, **189**, 285 (1995).
- [10] П.М. Валов, В.И. Лейман. *ФТТ*, **47**, 2060 (2005).
- [11] М.И. Васильев, Д.К. Логинов, В.В. Голубков. *Физика и химия стекла*, **31**, 927 (2005).
- [12] И.В. Боднар, А.П. Молочко, Н.П. Соловей, В.С. Гурин. *Неорг. матер.*, **33**, 23 (1997).
- [13] И.В. Боднар, А.П. Молочко, Н.П. Соловей. *Неорг. матер.*, **22**, 1226 (1993).
- [14] И.В. Боднар, А.П. Молочко, Н.П. Соловей. *Неорг. матер.*, **36**, 1527 (2000).
- [15] Л.И. Гуринович, В.С. Гурин, В.А. Иванов, А.П. Молочко, Н.П. Соловей. *ЖПС*, **65**, 387 (1998).
- [16] В.С. Гурин, В.В. Свиридов, А.С. Ляхов, Е.А. Тявловская, К.Н. Каспаров. *ЖНХ*, **41**, 5 (1996).
- [17] V.S. Gurin. *Colloids Surf., A* **142**, 35 (1998).

- [18] H. Grisaru, O. Palchik, A. Gedanken, V. Palchik, M.A. Slifkin, A.M. Weiss. *Inorg. Chem.*, **42**, 7148 (2003).
- [19] S.-H. Choi, E.-G. Kim, T. Heyon. *J. Amer. Chem. Soc.*, **128**, 2520 (2006).
- [20] Н.А. Горюнова. *Сложные алмазоподобные полупроводники* (М., Сов. радио, 1968) с. 152.
- [21] И.В. Боднар, И.А. Забелина. *ЖПС*, **60**, 320 (1994).
- [22] Л.Л. Казмерски, С. Вагнер. В кн.: *Современные проблемы полупроводниковой фотоэнергетики*, под ред. Т. Коутса, Дж. Микина (М., Мир, 1988) с. 62.
- [23] *Wide-Gap Chalcopyrites* ed. by S. Siebentritt, U. Rau (Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2006).
- [24] F.J. Pern, R. Noufi, A. Mason, A. Franz. *Thin Sol. Films*, **202**, 1299 (1991).
- [25] J. Vedel, L. Thouin, D. Lincot. *J. Electrochem. Soc.*, **143**, 2173 (1996).
- [26] N. Yamamoto, S. Ishida, H. Horisaka. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **28**, 1780 (1989).
- [27] J.J.M. Binsma, L.J. Giling, J. Bloem. *J. Cryst. Growth*, **50**, 429 (1980).
- [28] J. Alvarez-Garcia, B. Barcones, A. Perez-Rodriguez, A. Romano-Rodriguez, J.R. Morante, A. Janotti, Su-Huai Wei, R. Scheer. *Phys. Rev. B*, **71**, 054 303 (2005).
- [29] И.В. Боднар, В.С. Гурин, А.П. Молочко, Н.П. Соловей, П.В. Прокошин, К.В. Юмашев. *ЖПС*, **67**, 350 (2000).
- [30] *Физико-химические свойства полупроводниковых веществ*. Справочник (М., Наука, 1979) с. 165.
- [31] *Physics of Ternary Compounds*. Landolt-Boernstein, New Series, Group III, V. 17-h. 1985 (Springer-Verlag, Berlin) p. 47.
- [32] А.А. Аппен. *Химия стекла*. (Л., Химия, 1974) с. 354.
- [33] С.А. Кутолин, А.И. Нейч. *Физическая химия цветного стекла* (М., Стройиздат, 1988).
- [34] J.R. Hendrikson, P.J. Bray. *Phys. Chem. Glasses*, **13**, 43 (1972).

Редактор Л.В. Беляков

Formation and optical properties of CuInTe_2 nanoparticles in the silicate matrix

I.V. Bodnar, V.S. Gurin*, N.P. Solovej, A.P. Molochko

Belarusian State University
of Informatics and Radioelectronics,
220013 Minsk, Belarus

* Physico-Chemical Research Institute,
Belarusian State University,
220080 Minsk, Belarus

Abstract The conditions of CuInTe_2 nanoparticles formation in the silicate glass matrices are studied by optical spectroscopy and electronic microscopy. Formation of the semiconductor phase particles of 15–30 nm in size occurs at the step of melts cooling and depends essentially on the glass matrix composition. Optical absorption in the IR- and visible spectral ranges is studied together with the effect of the secondary heat treatment upon creation and optical features of the nanoparticles. The spectral variations are interpreted as possible change of crystal lattice of the nanoparticles formed within glasses.