ФИЗИКА И ХИМИЯ СТЕКЛА **2024, том 50, № 5, с. 453–463**

УДК 54.03

ПЛАСТИЧНЫЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ AG_2S-AG_2SE

© 2024 г. Тверьянович Ю. С.[1, *], Смирнов Е. В.[1], Тверьянович А. С.[1], Глумов О. В.[1], Толочко О. В.[2], Касаткин И. А.[1], Томаев В. В.[1, 3], Абрамович А. А.[1]

[1] Институт химии Санкт-Петербургского государственного университета, Университетский пр., 26, 198504, Санкт-Петербург, Россия

[2] Санкт-Петербургский политехнический университет, ул. Политехническая, 29 литера Б, Санкт-Петербург, 195251, Россия

[3] Санкт-Петербургский технологический институт, Московский проспект, 24-26/49 литера А, Санкт-Петербург, 190013, Россия

**e-mail: y.tveryanovich@spbu.ru*

Поступила в редакцию 7.06.24 г.
После доработки 10.09.24 г.
Принята к публикации 13.09.24 г.

Изучены полупроводниковые твердые растворы в системе Ag_2S-Ag_2Se. Показано, что моноклинные твердые растворы на основе Ag_2S имеют пластичность, превышающую пластичность сульфида и селенида серебра. Продемонстрирована возможность получения из них холодной прокаткой проволоки и фольги. Изучены концентрационные зависимости оптической ширины запрещенной зоны и коэффициента Зеебека. Показано, что интенсивная деформация (холодная прокатка) не приводит к изменению параметров температурных зависимостей электропроводности.

Ключевые слова: халькогениды серебра, твердые растворы, пластичные полупроводники, полупроводниковая проволока, полупроводниковая фольга

DOI: 10.31857/S0132665124050085, **EDN:** NSKSIN

ВВЕДЕНИЕ

Интенсивное развитие гибкой электроники нуждается в создании новых полупроводниковых материалов. Полупроводниковые материалы, применяемые в настоящий момент в гибкой электронике, могут быть разделены на три основные группы: неорганические нанокристаллические (включая углеродные), неорганические аморфные и органические полупроводники. Первая группа материалов обладает относительно высокой стабильностью функциональных свойств, но малой гибкостью и пластичностью. Органические полупроводники достаточно пластичны, но их свойства сравнительно быстро деградируют. Аморфные полупроводники, представленные в основном аморфным кремнием, занимают промежуточное положение в этом ряду и имеют трудно регулируемые электронные свойства. Поэтому обнаружение пластичности характерной для металлов у кристаллических полупроводников Ag_2S [1] и Ag_2Se [2, 3] открывает новое направление разработки полупроводниковых материалов для гибкой электроники. Важность этого направления определяется еще тем, что вся имеющаяся электронная промышленность адаптирована к работе с кристаллическими неорганическими

полупроводниками и изменение этой ее направленности сопряжено с огромными проблемами.

Существование пластичных неорганических кристаллических полупроводниковых материалов является парадоксальным. Действительно, полупроводниковые свойства обеспечиваются ковалентным межатомным взаимодействием. Ковалентные связи, как известно, направленные и короткодействующие. Поэтому образованные ими вещества должны быть хрупкими. В [2, 3] этот парадокс объяснен сосуществованием в кристаллах двух подсистем межатомных связей: ковалентные связи металл-халькоген и металлофильные связи металл-металл. Каждая из этих подсистем формирует трехмерную непрерывную сетку. Важность именно природы химического взаимодействия для появления пластичности полупроводниковых веществ подтверждается тем, что введение Ag_2Se в состав халькогенидных стекол также приводит к существенному возрастанию их пластичности [4].

Интерес к системе Ag_2S-Ag_2Se обусловлен следующими причинами. Важным фактором для использования полупроводникового соединения в электронике является наличие областей твердых растворов, позволяющих формировать гетеропереходы. Поэтому для перспектив использования Ag_2S в гибкой электронике имеет большое значение существование обширной области твердых растворов с Ag_2Se (до 60 мол. % Ag_2Se) [5, 6]. Особенно важно то, что Ag_2S в монолитном состоянии имеет ширину запрещенной зоны ΔE_g= 1 эВ, а Ag_2Se – около 0.1 эВ [7, 8]. Это позволяет менять величину ΔE_g в твердых растворах в широком интервале значений. Интерес к халькогенидам серебра обусловлен также тем, что важным параметром для электроники вообще и гибкой в частности является подвижность носителей. Ее рост позволяет не только повысить быстродействие, но и увеличить разрешение дисплеев. Так, увеличение подвижности носителей в устройствах на основе сложного оксида индия, галлия и цинка (IGZO) по сравнению с традиционно используемым в гибкой электронике аморфным кремнием в 20–50 раз позволило фирме Sharp выпустить в 2016 г. гибкие дисплеи с разрешением 10^3 пикселей на дюйм. Подвижность носителей в IGZO быстро возрастает при увеличении концентрации свободных носителей (n) и стремится к 15 $см^2/В{\cdot}с$ при $n = 10^{18}$–$10^{19} см^{-3}$ [9]. Подвижность электронных носителей в Ag_2Se при комнатной температуре почти на два порядка выше (1000 $см^2/В{\cdot}с$ [10, 11]).

Знание свойств халькогенидов серебра имеет особое значение для разработки халькогенидных стекол – полупроводниковых материалов ИК оптики. Введение в их состав указанных соединений позволяет не только повысить пластичность стекол [4], способность к релаксации механических напряжений, но и сохранить относительно высокие значения температуры размягчения [12]. Такое сочетание термических и механических свойств стекол существенно повышает их эксплуатационные характеристики.

МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЙ

Синтез халькогенидов серебра проводился из элементарных компонентов: серебра, серы и селена. Качество и марка исходных компонентов приведены в табл. 1.

Исходные компоненты были взвешены на аналитических весах с точностью $\pm 10^{-4}$ г и помещены в запаянные кварцевые ампулы, из которых был откачан воздух до вакуума 10^{-4} мм. рт. ст. Синтез производился в муфельной печи при

Таблица 1. Чистота использованных реактивов

Вещество	Марка реактива	Чистота, %	Вероятные примеси
Серебро	Аффинированное	99.99	Cu, Pt, Pd, Fe
Селен	осч 17-3	99.997	S, Al, Sn
Сера	осч 16-4	99.9998	Se, Al, P

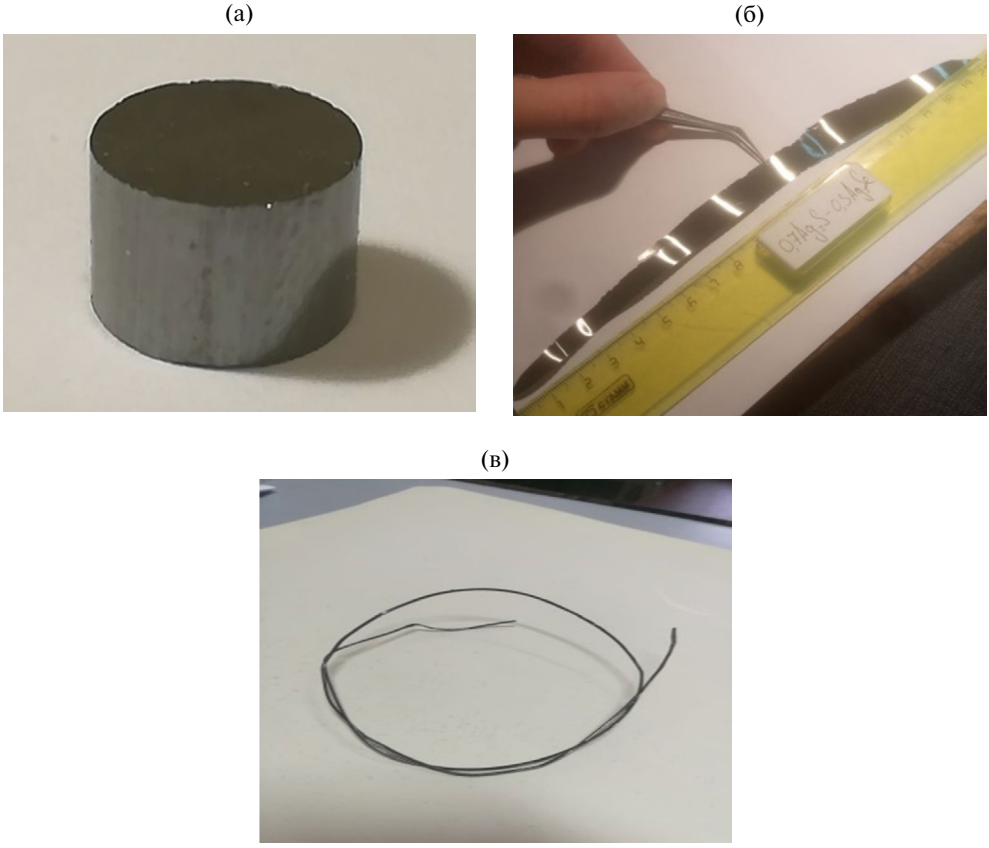

Рис. 1. Образцы твердых растворов в виде цилиндра, полученного прессованием (а), а также в виде фольги (б) и проволоки (в), полученных холодной прокаткой.

температуре 900 °C при постоянном перемешивании в течение 3 ч. Охлаждение ампул проводилось на воздухе.

Для получения цилиндрических образцов полученные слитки подвергались прессованию под давлением 20 МПа. Пример полученного образца приведен на рис. 1а.

Образцы в виде фольги (рис. 1б) и проволоки (рис. 1в) были получены холодной прокаткой. Минимальная толщина фольги составляла 30 мкм и была ограничена точностью регулировки устройства для прокатки.

Метод измерения микротвердости по Виккерсу заключается во вдавливании в образец правильной четырехгранной алмазной пирамиды и измерении

диагонали полученного отпечатка. Микротвердость по Виккерсу определяется по следующей формуле: $H_V = \frac{2P \cdot \sin\frac{\alpha}{2}}{d^2}$, где: α – угол между противоположными ребрами пирамиды, d – длина диагонали отпечатка, P – величина нагрузки. Время выдержки нагрузки 100 г составляло 10 сек. В качестве результата бралось среднее значение микротвердости для серии из 10 измерений.

Плотность (r) исследуемых образцов стекол массой 3–4 г определялась методом гидростатического взвешивания в толуоле при температуре 25 °C. Плотность толуола была предварительно определена с помощью эталонного образца, в качестве которого использовался монокристаллический германий. Каждый образец взвешивался несколько раз, величиной плотности считалось среднее значение по сумме всех измерений. Точность определения плотности составляет ±0.001 г/см^3.

Для измерения скорости ультразвуковых волн использовался импульсно-фазовый метод. Рабочие частоты зондирующих импульсов составляли 4 МГц для измерения скоростей продольных волн и 2.3 МГц для измерения скоростей поперечных волн. Такой выбор частот обеспечивал согласованность размеров образцов и длин волн.

Образцами для снятия спектров оптического поглощения в видимой и инфракрасных областях спектра служила фольга, полученная холодной прокаткой. В области коротких длин волн (от 500 до 3000 нм) измерения проводились на приборе Shimadzu UV-3600, ширина щели –5.0. В длинноволновой области (3–25 мкм) измерения проводились на спектрофотометре Bruker Tensor 27.

Измерения РФА проводились на дифрактометре D8 Discover (Bruker, Germany) с использованием монохроматизированного параллельного пучка Cu$K\alpha_1$ излучения. Обработка дифрактограмм методом полнопрофильного моделирования проводилась при помощи ПО Topas 5.0 (Bruker). Микроструктурные характеристики определялись с учетом инструментальных аберраций при помощи эталонирования по стандартному образцу LaB_6 (NIST SRM 660a), снятому в аналогичных условиях. Под размером кристаллитов здесь понимается объемно-взвешенная средняя длина элементарных колонок (когерентная длина), усредненная по всем направлениям.

Измерения коэффициента Зеебека на цилиндрических образцах диаметром 4.5 мм и высотой 3–4 мм проводились на установке системы PPMS (the Physical Property Measurement System from Quantum Design) с использованием опции теплового переноса (Thermal Transport option). К одному из концов образца подводилось тепло от нагревательного элемента, при этом эффект Зеебека оценивался как отношение разности потенциалов на концах образца к разности температур. Кроме того, измерения коэффициента Зеебека проводились на полученной вальцеванием проволоке сечением 1 мм и длиной 0.5 м. Температура одного из концов поддерживалась на уровне 0 °C, другого – 100 °C. К обоим концам присоединялась проволока хромели или алюмели, на которых измерялась разность потенциалов при помощи обычного цифрового мультиметра.

Исследование электропроводности образцов проводилось методом импедансной спектроскопии в диапазоне частот 1 МГц–100 Гц. Для этого использовали потенциостат/гальваностат Autolab PGSTAT302. Объемные образцы для измерений имели цилиндрическую форму: диаметр 4.5 мм, высота 3–4 мм, пленочные образцы были размером 8.5 × 6.5 мм^2, толщиной 50–150 мкм. Для получения

Ag-электродов использовали серебряную пасту марки Degussa. Измерения импеданса проводились в диапазоне температур 20–150 °C в ячейке из кварцевого стекла на воздухе. Температура в измерительной ячейке поддерживалась микропроцессорным измерителем-регулятором ТРМ101 (ОВЕН) с точностью ±0.1 °C и контролировалась цифровым вольтметром 34420A (Agilent) с хромель-алюмелевой термопарой.

Величину сопротивления образцов находили экстраполяцией спектра импеданса на ось активных сопротивлений с использованием программы ZView Scribner Associates, Inc (Version 3.3c). Электропроводность рассчитывали по формуле: $\sigma=\frac{l}{SR}$, где R – сопротивление образца, l – его толщина, S – площадь поперечного сечения.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Высокотемпературным синтезом были получены поликристаллические сплавы системы (1-x)Ag_2S-$x$$Ag_2Se$. При x от 0 до 0.6 они образуют твердые растворы с моноклинной структурой на основе Ag_2S (твердые растворы I). При x от 0.7 до 1 они образуют твердые растворы с орторомбической структурой на основе Ag_2Se (твердые растворы II) [5, 6]. С целью изучения механических свойств этих сплавов были исследованы концентрационные зависимости скорости распространения поперечных (V_t) и продольных (V_l) ультразвуковых волн, плотности (r), а также микротвердости по Виккерсу (H_V) (рис. 2а). Исходя из этих данных, с использованием нижеследующих уравнений были рассчитаны (1–3) коэффициент Пуассона (n), модуль Юнга (E), параметр Грюнайзена (γ). Эти параметры приведены в табл. 2. Рассчитанная с помощью уравнения (4) пластичность (d_H) по Мильману [13] приведена на рис. 2в.

$$\nu = \frac{2-a}{2(1-a)};\ a = \left(\frac{V_l}{V_t}\right)^2 \tag{1}$$

$$E = \frac{V_l^2 \rho(1+\nu)(1+2\nu)}{1-\nu} = 2V_t^2\rho(1+\nu) \tag{2}$$

$$\gamma = \frac{3}{2}\left(\frac{1+\nu}{2-3\nu}\right) \tag{3}$$

$$\delta H = 1 - 14.3\left(1-\nu-2\nu^2\right)\frac{Hv}{E} \tag{4}$$

Микротвердость H_V твердых растворов I уменьшается при введении Ag_2Se вплоть до x = 0.6. В то время как введение Ag_2S в Ag_2Se приводит к существенному росту микротвердости (рис. 2а). Это дало основание полагать, что твердые растворы I с моноклинной кристаллической решеткой обладают аномально высокой пластичностью, превосходящей пластичность Ag_2S. Твердые же растворы II, по-видимому, обладают меньшей пластичностью. Интересно сопоставить полученную концентрационную зависимость микротвердости с концентрационной зависимостью энтальпии смешения твердых растворов [5].

Из рис. 2а видно, что при увеличении молярной доли Ag_2Se в твердых растворах (1-x)Ag_2S-$x$$Ag_2Se$ от x = 0 до 0.6 абсолютная величина энергии смешения

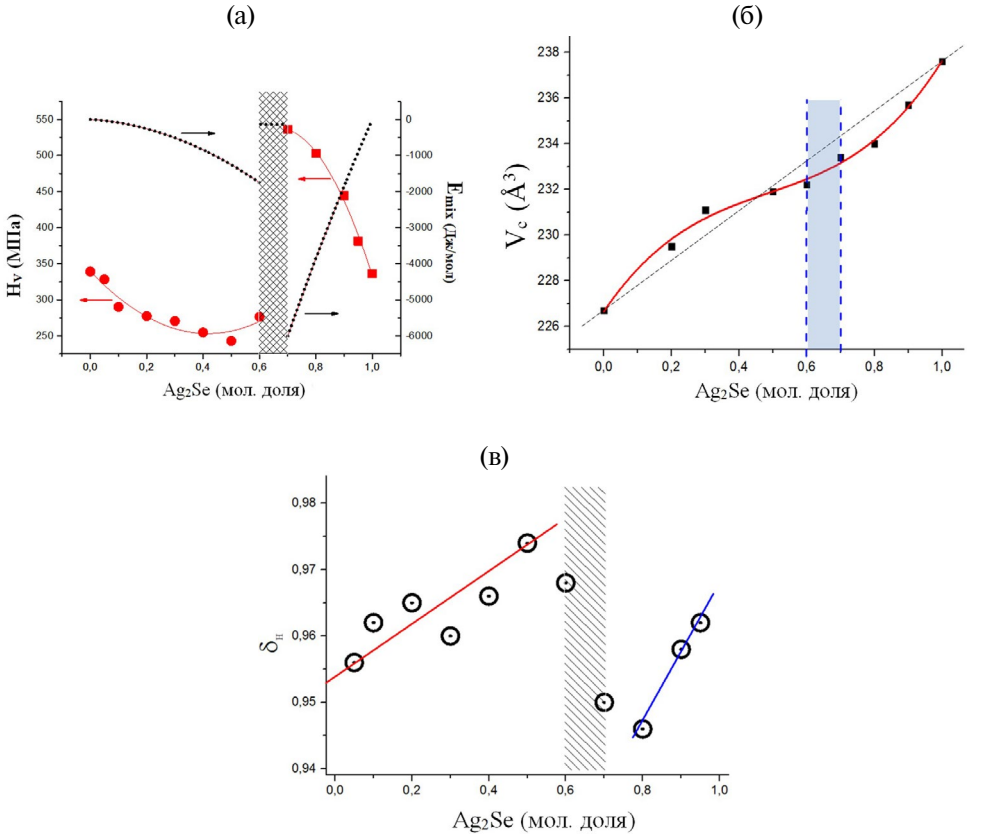

Рис. 2. а – Красные кружки и квадраты – концентрационная зависимость микротвердости для двух областей твердых растворов (наши данные). Пунктирные черные линии – энергия смешения для твердых растворов (I) и (II) при 298 K [5]. Заштрихованная область разделяет твердые растворы на основе Ag_2S и твердые растворы на основе Ag_2Se. б – Концентрационная зависимость объема элементарной ячейки для двух областей твердых растворов [6]. в – Концентрационная зависимость пластичности по Мильману (наши данные).

(взаимодействия) компонентов увеличивается слабо [5]. Сам факт ее увеличения обусловлен тем, что соотношение смешиваемых компонентов стремится к 1. То же самое, но в гораздо большей степени, происходит в диапазоне от $x = 0.7$ до 1. От $x = 0.6$ до 0.7 компоненты системы не смешиваются, энергия смешения равна нулю. В силу того, что наклон графика в области твердых растворов II гораздо больше, чем в области I можно сделать вывод о том, что раствор на основе Ag_2Se характеризуются более сильным взаимодействием компонентов (и, следовательно, большей степенью их упорядоченности), чем твердый раствор на основе Ag_2S. Это и приводит к уменьшению объема элементарной ячейки по сравнению с аддитивной зависимостью (рис. 2б), в то время как в области твердых растворов I наблюдается, наоборот, некоторое увеличение объема элементарной ячейки. Такое поведение энергии смешения и объема элементарной ячейки хорошо коррелирует с ростом микротвердости при введении Ag_2S в Ag_2Se (область твердых растворов II, см. рис. 2а). В то время как введение Ag_2Se в Ag_2S приводит к некоторому снижению микротвердости. Закономерным результатом такого поведения

Таблица 2. Свойства сплавов в системе (1-*x*)Ag_2S-*x*Ag_2Se (составы, принадлежащие области твердых растворов на основе Ag_2S, выделены жирным шрифтом)

x	V_l, м/сек	V_s, м/сек	Плотность (ρ), г/см^3	Коэффициент Пуассона (ν)	Модуль Юнга (*E*), ГПа	Параметр Грюнайзена (γ)
0.95	3200	1230	8.20	0.41	35.2	2.8
0.9	3320	1310	8.10	0.41	39.1	2.7
0.8	3140	1270	8.10	0.40	36.4	2.7
0.7	3350	1240	7.92	0.42	34.7	2.9
0.6	3010	1090	7.86	0.42	26.8	2.9
0.5	3140	1100	7.77	0.43	26.7	3.0
0.4	2860	1080	7.70	0.42	25.4	2.8
0.3	2780	1090	7.50	0.41	25.3	2.7
0.2	2950	1140	7.60	0.41	28.0	2.8
0.1	2930	1150	7.50	0.41	28.2	2.7
0.05	2930	1120	7.25	0.42	25.6	2.8

перечисленных свойств является рост пластичности в области твердых растворов I и ее падение в области твердых растворов II (рис. 2в). Поэтому, твердые растворы I могут быть подвергнуты всем видам механической обработки, включая холодную прокатку (рис. 1б, в). Твердые растворы II разрушаются при попытке холодной прокатки, но могут быть подвергнуты прессованию и сверлению.

В работах [14–16] указывается на прямую взаимосвязь между коэффициентом Пуассона и пластичностью не только металлов, но и других материалов. В частности, для металлов наблюдается значительное увеличение пластичности при коэффициенте Пуассона больше 0.32. В этой связи следует отметить, что все значения коэффициента Пуассона, приведенные в табл. 2, превышают это значение. Максимальное значение этого параметра достигает 0.43, что приближается к значению коэффициента Пуассона для абсолютно несжимаемых материалов, таких, например, как вода ($\nu = 0.5$).

Исследуемые материалы представляют интерес не только благодаря своей высокой пластичности. Они являются полупроводниками. Причем, как отмечено во введении, значения ширины запрещенной зоны для крайних компонентов изучаемой системы различаются на порядок. В сочетании с существованием протяженной области твердых растворов I это позволяет надеяться на получение гетеропереходов. Этим объясняется интерес к изучению полупроводниковых свойств указанных материалов.

Изучение спектров оптического поглощения в ближней, средней и дальней ИК области спектра было выполнено на образцах фольги, полученной холодной прокаткой (рис. 3). Их толщина не превышала 150 мкм. Это позволило достичь высоких коэффициентов оптического поглощения и корректно определить край фундаментального поглощения по Тауцу. Определенная таким образом концентрационная зависимость оптической ширины запрещенной зоны для прямых межзонных переходов действительно демонстрирует ее существенное изменение от 0.9 эВ для чистого Ag_2S до 0.45 эВ для эквимолярного твердого раствора (рис. 3).

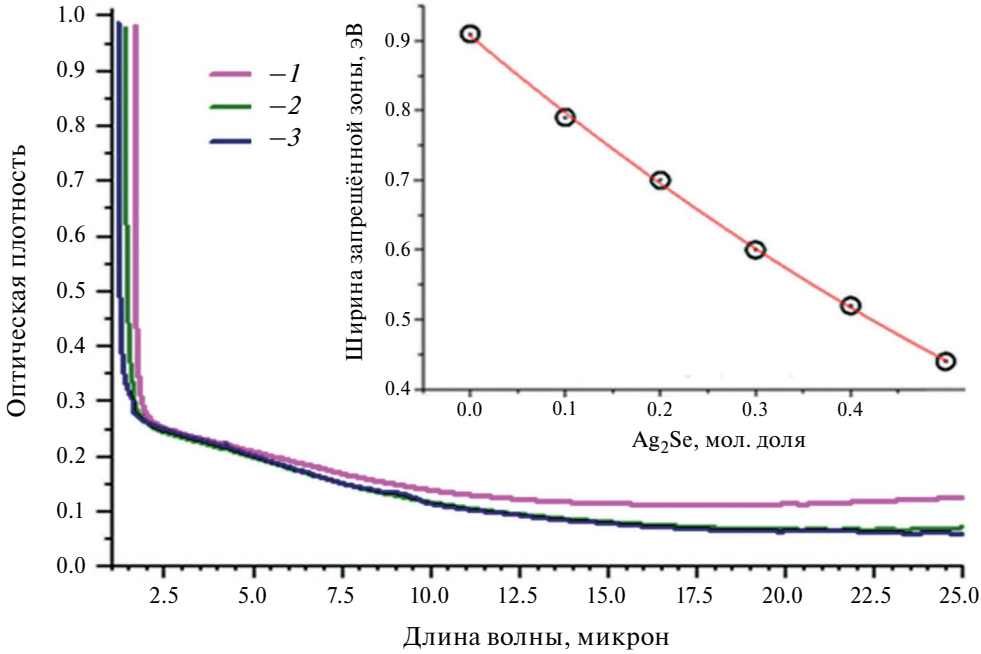

Рис. 3. Обзорный спектр оптического поглощения в ИК диапазоне. 1 – 0.2 Ag_2Se, 2 – 0.1 Ag_2Se, 3 – 0 Ag_2Se. На вставке – концентрационная зависимость оптической ширины запрещенной зоны.

Спектр оптического поглощения демонстрирует широкую область прозрачности вплоть, по крайней мере, до 25 мкм. Результаты исследования комбинационного рассеяния халькогенидов серебра не обнаруживают Рамановских полос в высокочастотной области вплоть до 200 $см^{-1}$ [17]. Поэтому нельзя исключить, что область прозрачности простирается вплоть до 50 мкм. В интервале длин волн от края фундаментального поглощения до 10 мкм наблюдается хвост рассеяния на кристаллических зернах. Это согласуется с результатами исследования дифракции рентгеновских лучей (табл. 3), согласно которым наиболее вероятным размером кристаллических зерен является 100 нм.

На рис. 4а приведена концентрационная зависимость параметра Зеебека исследуемых твердых растворов. Отрицательный знак свидетельствует об электронной проводимости. Абсолютная величина коэффициента Зеебека, как и следовало ожидать, возрастает с ростом ширины запрещенной зоны. Звездочкой на рисунке отмечено значение коэффициента Зеебека для эквимолярного твердого раствора, полученное классическим методом. А именно, холодной прокаткой было получено несколько метров полупроводниковой проволоки. Эта проволока затем была использована для изготовления классических термопар в сочетании с проволоками из различных металлов, для которых известны величины коэффициента Зеебека. Измеренные ТЭДС изготовленных термопар позволили определить величину коэффициента Зеебека полупроводниковой проволоки.

Особый интерес представляют результаты, представленные на рис. 4б. На нем проведено сравнение температурных зависимостей удельной электропроводности

Таблица 3. Сравнение параметров кристаллической решетки для монолитных слитков и для полученной из них холодной прокаткой фольги по данным дифракции рентгеновских лучей

Состав	$Ag_2(S_{0.8}Se_{0.2})$		Ag_2S	
Параметр	слиток	прокат	слиток	прокат
Степень кристалличности, %	86	89	86	93
Размер кристаллических зерен, нм	120(70)	70(20)	160(80)	98(10)
Напряжения, относ. ед.	$8(2)\cdot10^{-4}$	$7(2)\cdot10^{-4}$	$5.3(1)\cdot10^{-4}$	$6.4(1)\cdot10^{-4}$
Параметры элементарной ячейки				
a, Å	4.2382(7)	4.2330(6)	4.2261(2)	4.2330(5)
b, Å	6.9374(8)	6.9456(9)	6.9278(4)	6.9107(6)
c, Å	8.3332(10)	8.3229(9)	8.2831(4)	8.2905(7)
β, °	110.340(4)	110.279(5)	110.563(3)	110.699(5)
Объем элементарной ячейки, $Å^3$	229.74(5)	229.53(5)	227.06(2)	226.87(4)

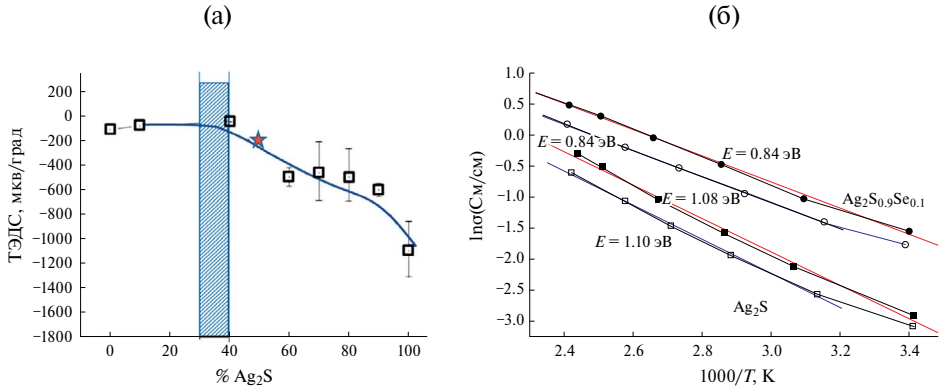

Рис. 4. а – Концентрационная зависимость константы Зеебека. Звездочкой отмечен результат, полученный измерением ТЭДС термопар, скрученных из проволоки изучаемого полупроводника и проволок референтных металлов. б – Температурные зависимости удельной проводимости объемных образцов (светлые квадраты и кружки) и полученных из них прокаткой пленочных образцов (темные кружки и квадраты). Состав образцов и энергии активации проводимости указаны на рисунке.

исходных слитков твердых растворов и фольги, полученной из них холодной прокаткой.

Обращает на себя внимание то, что холодная прокатка не привела к изменению ни энергии активации электропроводности, ни ее абсолютной величины. Это означает, что даже столь жесткая деформация не приводит к формированию электрически активных дефектов кристаллической решетки. Нельзя исключить и возможность того, что такие дефекты возникают непосредственно в процессе деформации, но достаточно быстро релаксируют при комнатной температуре.

Об отсутствии значимых изменений кристаллической структуры при механической деформации говорят и результаты исследования дифракции рентгеновских лучей (табл. 3 и рис. 5). Можно говорить о тенденции уменьшения размера областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей и увеличения степени кристалличности

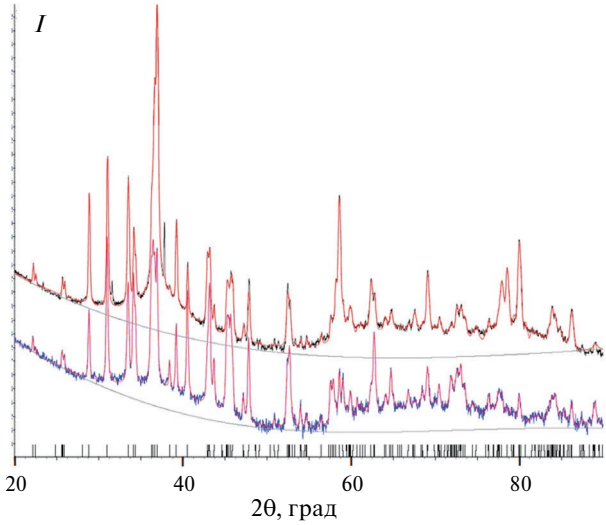

Рис. 5. Сравнение дифрактограмм исходного слитка Ag_2S (нижняя) и фольги, полученной из него холодной прокаткой (верхняя).

в результате механической обработки. Такое изменение морфологии является ожидаемым. Не происходит при этом и значимых изменений микронапряжений кристаллической решетки. Обращает на себя внимание отличная от 1 степень кристаллличности образцов. По-видимому, и сульфид и селенид серебра, благодаря металлофильным взаимодействиям, обладают некоторой склонностью к стеклообразованию. В этой связи следует отметить, что авторы [18] наблюдали высокодисперсные ликвационные области в стеклах системы $(Ge_xSe_{1-x})_{1-y}$-Ag_y, химический состав которых совпадал с соединением Ag_2Se. В работах [19, 20] лазерным напылением были получены стехиометрические пленки Ag_2Se, которые в исходном состоянии были аморфными. Их аморфное состояние является стабильным, и для кристаллизации требуются нагрев до температуры не ниже 150 °C и последующее охлаждение.

ФИНАНСИРОВАНИЕ

Работа поддержана РНФ, грант № 24-23-00140. Измерения выполнены в рамках Научного парка СПБГУ.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Shi X., Chen H., Hao F., Liu R., Wang T., Qiu P., Chen L.* Room-temperature ductile inorganic semiconductor. // Nature Materials, 2018. V. 17. N 5. P. 421–426.
2. *Tveryanovich Y.S., Fazletdinov T.R., Tverjanovich A.S., Fadin, Y. A.; Nikolskii A. B.* Features of Chemical Interactions in Silver Chalcogenides Responsible for Their High Plasticity. // Russ. J. Gen. Chem. 2020. V. 90. № 11. P. 2203–2204.

3. *Evarestov R.A., Panin A.I., Tverjanovich Y.S.* Argentophillic Interactions in Argentum Chalcogenides: First Principles Calculations and Topological Analysis of Electron Density.// J. Comput. Chem. 2021. V. 42. № 4. P. 242–247.
4. *Tveryanovich Y.S., Fazletdinov T.R., Tverjanovich A.S., Pankin D. V., Smirnov E. V., Tolochko O.V., Panov M.S., Churbanov M.F., Skripachev I.V., Shevelko M.M.* Increasing the Plasticity of Chalcogenide Glasses in the System $Ag_2Se–Sb_2Se_3–GeSe_2$ // Chem. Mater. 2022. V. 34. № 6. P. 2743–2751.
5. *Pal'Yanova G.A., Chudnenko K.V., Zhuravkova T.V.* Thermodynamic properties of solid solutions in the system Ag2S–Ag2Se.// Thermochim. Acta. 2014. V. 575. P. 90–96.
6. *Pingitore N.E., Ponce B.F., Eastman M.P., Moreno F., Podpora C.* Solid solutions in the system Ag2S-Ag2Se // J. Mater. Res. 1992. V. 7. № 8. P. 2219–2224.
7. *Dalven R., Gill R.* Energy Gap in b-Ag2Se // PhysRev. 1967. V. 159. P. 645–649.
8. *Zhao Z., Wei H., Mao W.L.* Pressure tuning the lattice and optical response of silver sulfide.// Appl. Phys. Lett. 2016. V. 108. № 26. 261902.
9. *Kimura M., Kamiya T., Nakanishi T., Kenji N., Hideo H.* Intrinsic carrier mobility in amorphous In–Ga–Zn–O thin-film transistors determined by combined field-effect technique. // Appl. Phys. Lett. 2010. V. 96. № 26. 262105.
10. *Somogyi K., Panine P., Sáfrán G.* Temperature dependence of the carrier mobility in Ag2Se layers grown on NaCl and SiOx substrates. // Acta Phys. Hungarica. 1994. V. 74. № 3. P. 243–255.
11. *Mi W., Qiu P., Zhang T., Lu Y., Shi X., Chen L.* Thermoelectric transport of Se-rich Ag2Se in normal phases and phase transitions. // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 104. № 13. 133903.
12. *Tver'yanovich, Y.S., Fazletdinov, T.R., Tomaev, V.V.* Peculiarities of the Effect of Silver Chalcogenides on the Glass-Formation Temperature of Chalcogenide Glasses with Ionic Conduction.// Russ J Electrochem. 2023. V. 59. P. 567–572.
13. *Milman Y.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V. Golubenko A.A.* // Prog. Phys. Met. 2018. V. 19. № 3. P. 271–280.
14. *Gu X.J., McDermott A.G., Poon S.J., Gary J. S.* Critical Poisson's ratio for plasticity in Fe–Mo–C–B–Ln bulk amorphous steel.// Appl. Phys. Lett. 2006. V. 88. № 21. 211905.
15. *Yang G.N., Sun B.A., Chen S.Q., Gu J. L., Shao Y., Wang H., Yao K. F.* Understanding the effects of Poisson's ratio on the shear band behavior and plasticity of metallic glasses. // J. Mater. Sci. 2017. V. 52. № 11. P. 6789–6799.
16. *Sanditov D.S., Mantatov V.V., Sanditov B.D.* Poisson ratio and plasticity of glasses. // Tech. Phys. 2009. V. 54. № 4. P. 594–596.
17. *Ge J.P., Li Y.D.* Ultrasonic synthesis of nanocrystals of metal selenides and tellurides. // J. Mater. Chem. 2003. V. 13. № 4. P. 911–915.
18. *Mitkova M., Wang Y., Boolchand P.* Dual Chemical Role of Ag as an Additive in Chalcogenide Glasses. // Phys. Rev. Lett. 1999. V. 83. № 19. P. 3848–3851.
19. *Tveryanovich Y.S., Razumtcev A.A., Fazletdinov T.R. A. S. Tverjanovich, E. N. Borisov.* Fabrication of stoichiometric oriented Ag2Se thin film by laser ablation.// Thin Solid Films. 2018. V. 666. P. 172–176.
20. *Tveryanovich Y.S., Razumtcev A.A., Fazletdinov T.R., Krzhizhanovskaya M.G., Borisov E.N.*. Stabilization of high-temperature Ag_2Se phase at room temperature during the crystallization of an amorphous film. // Thin Solid Films. Elsevier. 2020. V. 709. № 138187.