

УДК 538.91

ДИНАМИКА ОБРАТИМОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА “ПОЛУПРОВОДНИК–МЕТАЛЛ” В ТОНКИХ ПЛЕНКАХ SmS ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

© 2025 г. И. С. Волчков^{1,*}, Е. Б. Баскаков¹, Д. Р. Хайретдинова¹, В. М. Каневский¹¹Отделение “Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова” Курчатовского комплекса кристаллографии и фотоники НИЦ “Курчатовский институт”, Москва, Россия

*E-mail: volch2862@gmail.com

Поступила в редакцию 13.02.2025 г.

После доработки 27.02.2025 г.

Принята к публикации 27.02.2025 г.

Представлены результаты комплексного исследования динамики фазовых переходов в тонких пленках SmS: механически индуцированного полировкой перехода полупроводниковой фазы в металлическую и термически индуцированного обратного перехода из металлической в полупроводниковую фазу. Обнаружено, что обратный фазовый переход происходит при охлаждении образца в интервале температур 408–373 К. Изменение фазового и элементного состава тонких пленок наблюдается при описываемых фазовых превращениях приповерхностного слоя. Исходя из полученных данных можно рассматривать тонкие пленки SmS как структуры с предсказуемой и требуемой динамикой обратимых фазовых превращений, что в дальнейшем может быть использовано для создания функциональных материалов и элементов датчиков давления широкого спектра.

DOI: 10.31857/S0023476125050067, EDN: VFIGIR

ВВЕДЕНИЕ

Моносulfид самария (SmS) — халькогенидный материал, существующий в двух возможных состояниях: металлическом (также называемом “золотым”) и полупроводниковом (“синем” или “черном”). Переход между этими состояниями является изоструктурным (NaCl–NaCl) скачкообразным переходом и происходит при достижении критической концентрации электронов в зоне проводимости [1]. Переход полупроводник–металл в SmS обусловлен переменной степенью окисления Sm, который имеет две возможные конфигурации основного состояния в SmS: немагнитную Sm^{2+} с конфигурацией $4f^6$ (7F_0) и магнитную Sm^{3+} с конфигурацией $4f^5$ ($^6H_{5/2}$) [2]. Переход полупроводник–металл в SmS возможен при различных механических воздействиях на образец [2–5] и за счет термического воздействия [6, 7]. Также этот процесс может быть индуцирован оптически [1, 7]. Например, переход проявляется при приложенном давлении в 6.5 кбар при комнатной температуре [8, 9]. В объемном SmS при приложении гидростатического давления наблюдается гистерезисный прерывистый возврат в полупроводниковую фазу при снятии давления [10]. Переключение под давлением из полупроводникового состояния в металлическое наблюдается и в тонких пленках SmS.

В этом случае механизм переключения связан с напряжениями, вызванными полировкой и эквивалентными эффекту приложения гидростатического давления [11]. Полировка также может запускать процессы механоактивации поверхности. Данный переход в тонких пленках является стабильным и при снятии давления не показывает релаксации до полупроводниковой фазы [8]. Таким образом, в тонких пленках SmS возможно образование стабильной металлической фазы SmS при механическом воздействии. Однако необходимо учитывать, что металлический SmS может быть стабильным на поверхности образца, а часть SmS в объеме пленки останется в полупроводниковом состоянии, поскольку переключение может происходить по принципу “зерно–зерно” [6]. В таком виде металлическая фаза может быть получена путем полировки, сжатия или царапания поверхности полупроводникового образца SmS. При этом фазовый переход между высокотемпературной (металлической) и низкотемпературной (полупроводниковой) фазой — эндотермический и возможен на этапе охлаждения образца [1, 4, 7].

SmS перспективен в качестве материала для элементов термоэлектрических генераторов *n*-типа [4, 12], полупроводниковых тензо- [13], пьезо- [7] и газовых датчиков [14]. SmS, легированный

такими элементами, как иттрий, используется в качестве материала с огромным отрицательным тепловым расширением и применяется в устройствах контроля теплового расширения в передовых современных отраслях промышленности [15, 16]. Соединения на основе SmS, такие как $\text{Sm}_2\text{O}_2\text{S}$, рассматриваются как поглощающий материал, применимый для погашения лазерного излучения в ближнем ИК-диапазоне длин волн [17, 18]. Все эти приложения возможны благодаря свойствам SmS: высокой термостабильности, значительным значениям термоэлектродвижущей силы (**термоэдс**) (скорость нарастания термоэдс $\alpha \approx 170\text{--}350 \text{ }\mu\text{В/К}$ [19, 20]), электропроводности ($\sim 500 \text{ }\Omega^{-1}\cdot\text{см}^{-1}$ для образцов вблизи стехиометрии при температуре $T = 300 \text{ К}$ [19]), большими значениями пьезо- и тензорезистивного эффектов (коэффициент тензочувствительности $K \sim 40\text{--}50$ для поликристаллических пленок, $K < 260$ — для монокристаллов, коэффициент пьезосопротивления при гидростатическом сжатии $\pi < 6 \cdot 10^{-3} \text{ МПа}^{-1}$) [13, 21]. Как и ряд других полупроводников [22, 23], SmS обладает весьма перспективным свойством — термовольтаическим эффектом [12, 20, 24–26].

Свойства SmS значительно отличаются в зависимости от фазового состояния. Так, в низкотемпературной полупроводниковой фазе наблюдается уменьшение значений термоэдс с увеличением температуры [1]. В высокотемпературной металлической фазе термоэдс SmS мала, ее незначительное увеличение наблюдается с ростом температуры [1]. Удельное электросопротивление SmS может изменяться от $\sim 10^6 \text{ }\Omega \text{ см}$ для полупроводниковой фазы до $10^{-4} \text{ }\Omega \text{ см}$ — для металлической [4, 7, 8]. Изменения электрических свойств имеют зависимость как от давления (до 20 ГПа [27]), так и от температуры [28, 29] и отражают изоструктурный электронный переход из состояния Sm^{2+} в Sm^{3+} (в среднем $\sim \text{Sm}^{2.67+}$ [29–31]) за счет уменьшения с давлением ширины запрещенной зоны между полосами $\text{Sm } 4f$ и $5d$. Смешанный переход немагнитной конфигурации Sm^{2+} в магнитную Sm^{3+} [2] в результате фазового перехода не только определяет область применения соединения SmS, но и делает возможным изменение свойств SmS посредством различных магнитных воздействий [24].

Цель настоящей работы — исследование динамики фазовых переходов полупроводник—металл, индуцированных давлением, и металл—полупроводник, индуцированных температурным воздействием.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Исследуемый образец представлял собой тонкую пленку SmS, нанесенную на стеклокерамическую подложку ситалла марки СТ-50. Тонкую пленку SmS получали методом магнетронного распыления мишени из поликристаллического SmS (с

отношением исходных компонент $\text{Sm} : \text{S} = 1.3 : 1$) на установке вакуумного напыления ВУП-5 (Россия) при давлении $5 \cdot 10^{-5}$ мбар в среде аргона. Напыление SmS осуществляли в течение 10 мин при мощности 120 Вт и температуре подложки 523 К. Процесс напыления проводили при вращении подложки со скоростью 2400 об./мин и расстоянии от мишени до подложки ~ 70 мм. Полученную тонкую пленку раскалывали на два образца по центру. Один образец являлся контрольным, его нагревали до 473 К 1 раз. Второй образец подвергали механическим и термическим воздействиям. Размеры образцов $\sim 5 \times 2$ см.

Перевод приповерхностного слоя образца тонкой пленки SmS из полупроводникового состояния в металлическое осуществляли механической полировкой с использованием алмазного порошка АСМ-1/0.

Состав образцов определяли методом рентгенофазового анализа (**РФА**) на порошковом рентгеновском дифрактометре X'Pert Pro MPD (Panalytical, Нидерланды). Съемку проводили при комнатной температуре в геометрии Брега—Брэнтанго с использованием CuK_α -излучения ($\lambda = 0.154 \text{ нм}$) в диапазоне углов $2\theta = 20^\circ\text{--}60^\circ$. Расшифровку рентгенограмм выполняли с использованием программы HighScore Plus и базы данных ICSD PDF-2014.

Анализ морфологии образцов тонких пленок проводили с помощью растровой электронной микроскопии (**РЭМ**) на приборе JCM-6000 Plus (Jeol, Япония) со встроенной энерго-дисперсионной приставкой. Съемку проводили в режиме вторичных электронов при ускоряющем напряжении 15 кВ. Элементный анализ поверхности образцов проводили методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (**ЭДС**) также с использованием JCM-6000 Plus.

Анализ поверхности образцов тонких пленок SmS после полировки и термического воздействия осуществляли методом атомно-силовой микроскопии (**АСМ**) в связи с низкой шероховатостью тонкой пленки после полировки. АСМ-исследования проводили на приборе Solver-Pro M (NT MDT, Россия) в контактном режиме.

Отжиг образцов проводили в низком вакууме (0.02 мбар) с использованием нагревательной приставки (НПК “СпецТехНаука”, Россия) в четыре этапа, после каждого из которых исследовали образцы тонкой пленки SmS методом РФА. Этапы отжига состояли из нагревов в интервалах температур 323–373, 323–408, 323–448, 323–498 К со скоростью 25 К/ч и скоростью охлаждения не более 25 К/ч.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Методами РЭМ и ЭДС охарактеризованы морфология и элементный состав исходных тонких пленок SmS, а также элементный состав тонких

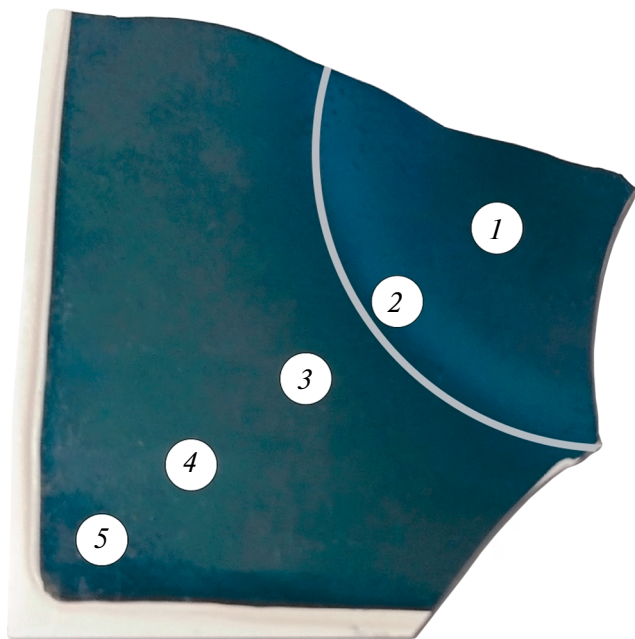


Рис. 1. Схема расположения областей элементного анализа поверхности исследуемого образца методом ЭДС. Отмеченный сектор круга обозначает область пленки, расположенной над зоной эрозии мишени.

пленок после полировки и последующего термического отжига. Исследования показали, что в исходных тонких пленках SmS морфология отличается по площади пленки (рис. 1), и они неоднородны по элементному составу (табл. 1).

Результаты ЭДС (табл. 1) показывают, что в центральной области исходной пленки наблюдаются избыток S и значительное содержание O (рис. 1, области 1, 2). При этом после полировки и температурного отжига элементное соотношение в этих областях постепенно смещается в сторону стехиометрии. Магнетронный метод напыления тонких пленок отличается некоторой особенностью – при использовании подложек большой площади элементное соотношение мишени сохраняется только под зоной эрозии мишени [32], сохранения элементного соотношения на поверхности образца не наблюдается. Это может быть связано с повышенной летучестью атомарной S и ее соединений. В результате даже при окончании процесса напыления на поверхность в областях 1 и 2 пленки могут осажаться не только в виде SmS, но и появляются соединения с избытком S, такие как Sm_2S_3 и Sm_3S_4 . Это объясняет тот факт, что механическое удаление верхнего слоя пленки в ходе полировки, а также дальнейший температурный отжиг,

Таблица 1. Результаты ЭДС-анализа исследуемых образцов тонких пленок SmS

Элемент	До полировки	Sm/S, ат. %	После полировки	Sm/S, ат. %	После термического нагрева до 498 К	Sm/S, ат. %
Область 1						
O, ат. %	10.68		7.23		5.04	
S, ат. %	54.80	38.65/61.35	52.76	43.13/56.87	49.39	47.99/52.01
Sm, ат. %	34.52		40.01		45.57	
Область 2						
O, ат. %	12.54		11.95		5.01	
S, ат. %	53.03	39.36/60.64	49.23	44.09/55.91	49.66	47.72/52.28
Sm, ат. %	34.43		38.82		45.33	
Область 3						
O, ат. %	21.16		13.23		8.40	
S, ат. %	29.94	62.04/37.96	41.37	52.32/47.68	45.25	50.60/49.40
Sm, ат. %	48.90		45.40		46.35	
Область 4						
O, ат. %	24.55		23.62		14.84	
S, ат. %	17.23	77.16/22.84	28.46	62.74/37.26	27.49	67.72/32.28
Sm, ат. %	58.22		47.92		57.67	
Область 5						
O, ат. %	28.60		25.39		19.12	
S, ат. %	19.50	72.70/27.30	16.25	78.22/21.78	19.14	76.34/23.66
Sm, ат. %	51.90		58.36		61.74	

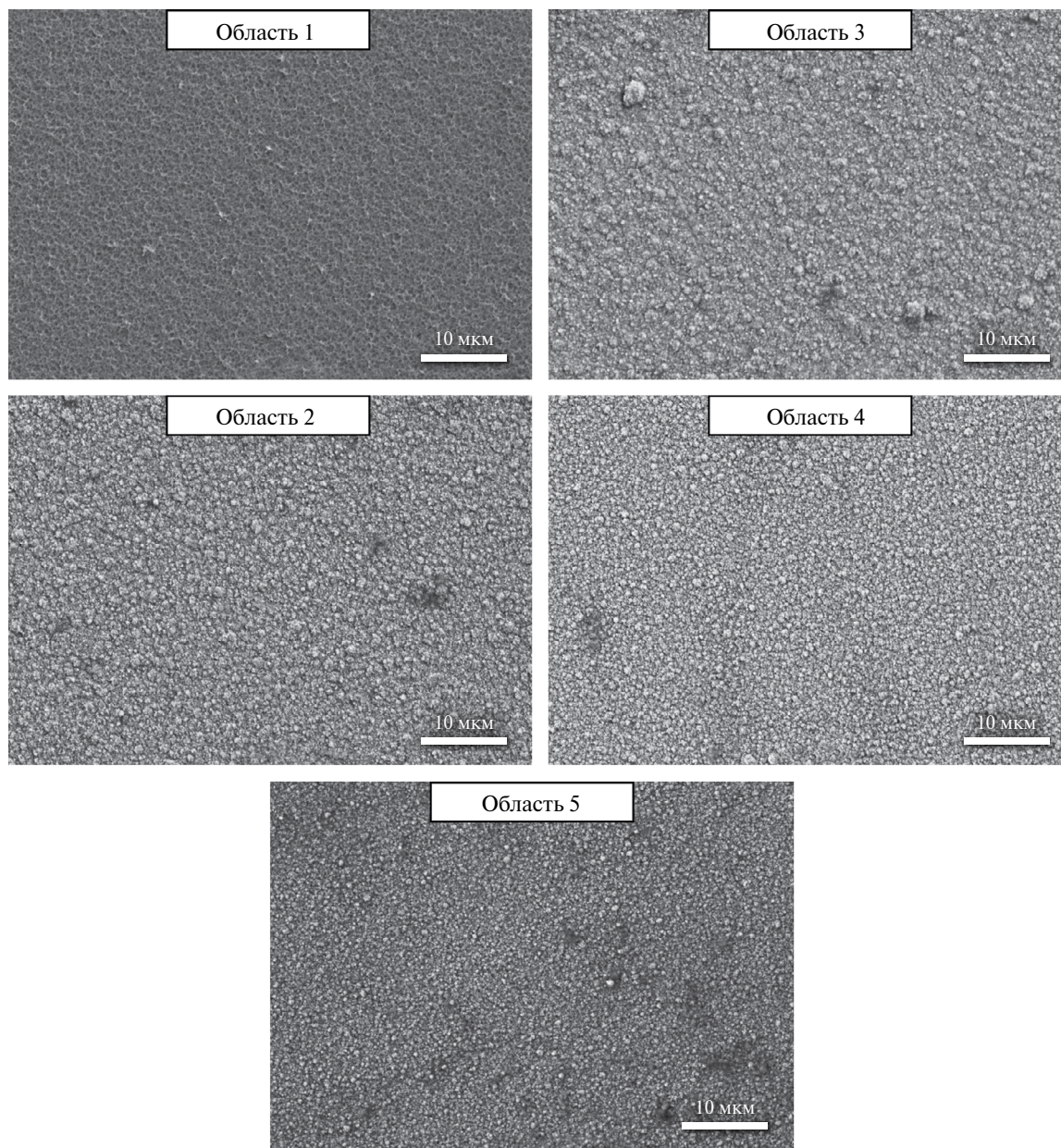


Рис. 2. РЭМ-изображение поверхности исходной тонкой пленки SmS.

способствующий диффузионным процессам, приводят к уменьшению относительного содержания S в приповерхностном слое пленки. Наличие O объясняется образованием оксисульфидов самария (Sm_2OS_2) в процессе роста пленок и присутствием оксидов Sm на поверхности исходных пленок, возникающих из-за окисления поверхности в ходе процесса механической обработки.

Ближе к периферии тонкой пленки, по мере приближения к краю и удалению от зоны эрозии мишени (области 3, 4, 5 на рис. 1), возрастает содержание Sm и O и, как следствие, оксидов Sm, а также металлического Sm. Такая же тенденция

сохраняется как после полировки, так и после термического отжига с уменьшением относительного содержания оксидных соединений, которые, как упомянуто выше, могут удаляться из приповерхностного слоя механически и с помощью термоактивируемой диффузии. Наблюдаемый градиент элементного состава характерен для тонких пленок SmS, полученных методом магнетронного распыления на подложках ситалла [32]. При этом формирование однородной крупной зеренной структуры наблюдается только на границе областей 1 и 2 (рис. 1), что подтверждает предположение об

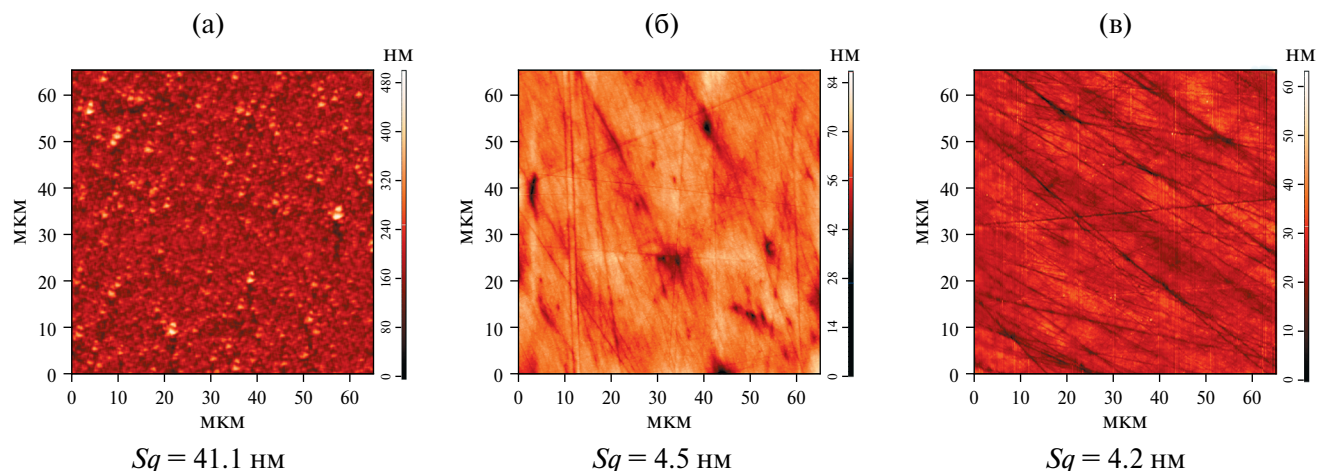


Рис. 3. АСМ-изображения поверхности тонкой пленки SmS: а – до полировки, б – после полировки, в – после термического нагрева до 498 К.

образовании на поверхности дополнительных областей соединений с повышенным содержанием S (рис. 2).

После полировки и термического отжига морфологию поверхности образцов исследовали методом АСМ ввиду низкой шероховатости поверхности, так как на РЭМ-изображении не удалось определить четкой картины изменения зеренной структуры. АСМ-исследования проводили на поверхности образца в зоне областей 1, 2 (рис. 1). В результате методом АСМ была исследована поверхность тонких пленок до полировки, после полировки и после термического нагрева до 498 К (рис. 3). Зеренная структура отсутствует ввиду полировки поверхности пленок. На АСМ-изображении хорошо заметно, что поверхность пленки изменилась после полировки. Поверхности после полировки и последующего термического нагрева практически идентичны. Среднеквадратичная шероховатость поверхности (Sq) практически не изменилась после термического нагрева: $Sq = 4.5$ нм после полировки и $Sq = 4.2$ нм после нагрева.

Исследования методом РФА проводили в центральной области пленки с незначительным захватом области с увеличенным содержанием Sm. Данные исследования показали присутствие фазы Sm_2O_3 в исходных тонких пленках SmS (рис. 4, линия – до полировки). При этом в исходной пленке присутствуют полупроводниковая фаза SmS (S-SmS), фаза Sm_2O_3 , фаза Sm_3S_4 , Sm, незначительное количество металлической фазы SmS (M-SmS), а также фазы Sm_2O_3 и SmO, что подтверждает предположение, сделанные на основе результатов ЭДС-анализа и РЭМ-исследований. Незначительное содержание M-SmS в исходной пленке связано с особенностями метода распыления тонких пленок SmS, так как источником

распыления является прессованная керамика SmS, которая может отличаться некоторой неоднородностью своего состава [33]. В результате в процессе напыления происходит образование областей напряжений на подложке, приводящих к образованию фазы M-SmS. Последняя в случае тонких пленок является стабильной [8].

После полировки образца тонкой пленки SmS наблюдается как изменение ее внешнего вида (рис. 5), так и изменение фазового состава – уменьшается интенсивность пиков S-SmS, увеличивается интенсивность пиков M-SmS. При этом увеличивается интенсивность пиков Sm_2O_3 и металлического Sm, что совпадает с результатами ЭДС-анализа, по данным которого концентрация Sm начинает возрастать. Таким образом, в ходе полировки происходит переход поверхностного слоя пленки SmS в металлическое состояние, а часть образца остается в полупроводниковом состоянии в соответствии с [6]. Нагрев до 373 К не привел к обратному переходу металлической фазы в полупроводниковую. РФА-исследования, проведенные на тонкой пленке SmS после нагрева до 408 К, показали уменьшение интенсивности пика M-SmS и увеличение интенсивности пиков S-SmS. Это позволяет говорить о произошедшем фазовом переходе металл–полупроводник либо на этапе нагрева до 408 К, либо на этапе охлаждения образца с 408 К [1, 4]. Также наблюдается уменьшение интенсивности пиков оксидов Sm, что совпадает с результатами ЭДС-анализа, где концентрация кислорода начинает падать после термического воздействия. Рентгенограммы образца после нагрева до 448 и 498 К показывают превалирование фазы S-SmS, хотя пики фазы M-SmS остаются. Изменение внешнего вида образцов также подтверждает изменение фазы M-SmS золотистого цвета на фазу S-SmS черного цвета. Обратный переход одной

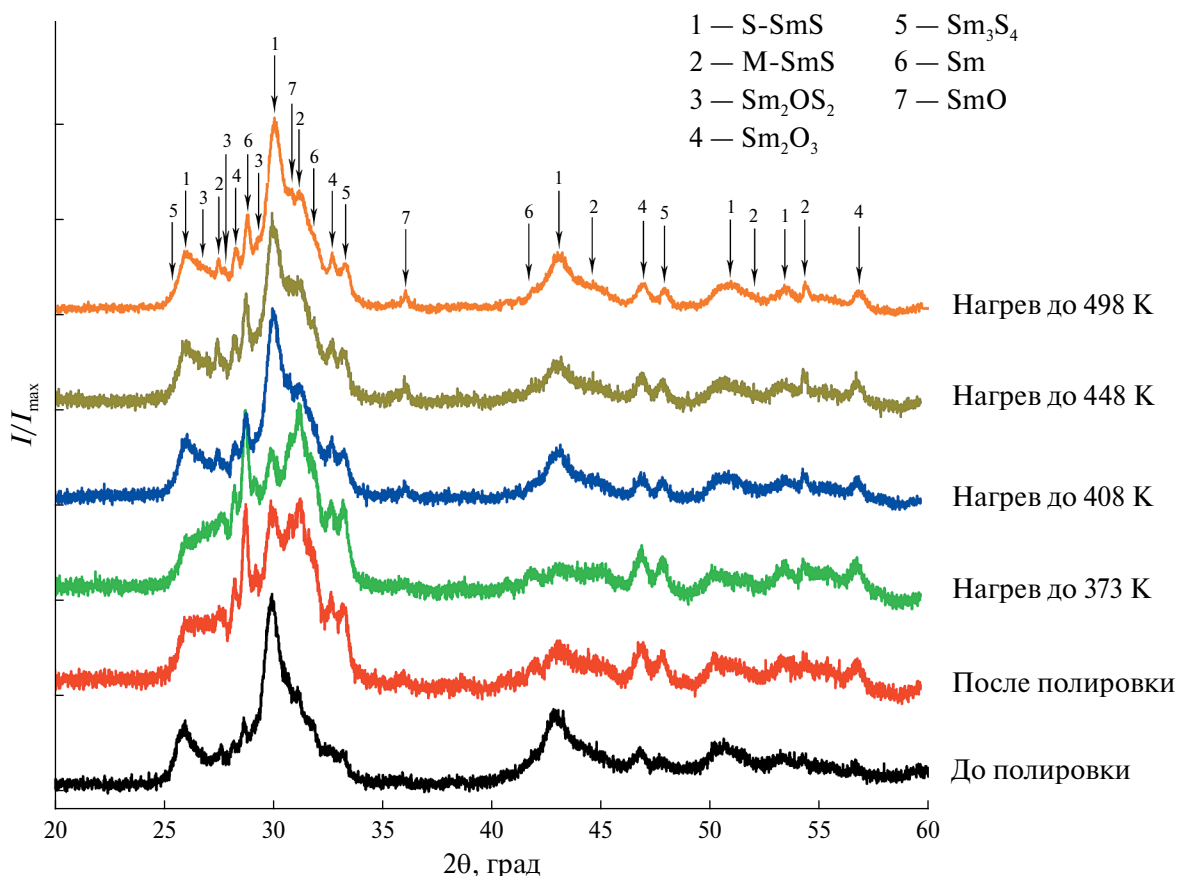


Рис. 4. Рентгенограммы образца тонкой пленки SmS до полировки и после термических воздействий.

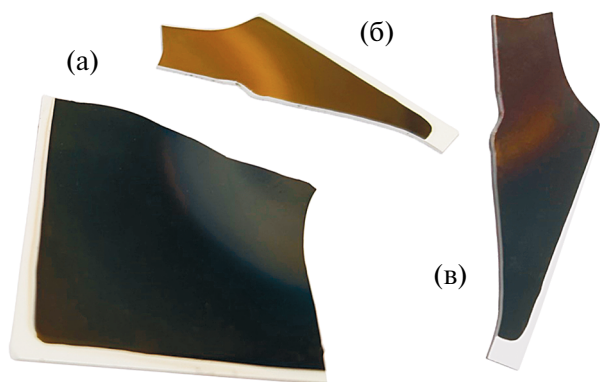


Рис. 5. Внешний вид тонкой пленки SmS до полировки (а), после полировки (б) и после последнего этапа нагрева до 498 К (в).

фазы в другую происходит не полностью, что может подтверждаться наличием регионов золотистого цвета на общем массиве черной области

В результате можно уверенно говорить о переходе части фазы SmS тонкой пленки из полупроводникового состояния в металлическое и обратном, термически индуцированном переходе в полупроводниковое состояние либо на этапе

нагрева до 408 К, либо на этапе охлаждения образца с 408 К. Дальнейшие этапы нагрева–охлаждения показывают стабильность сформировавшейся фазовой структуры. При этом в ходе полировки и отжига происходит уменьшение интенсивности пиков дефектных фаз, а также изменение элементного состава пленки с приближением к стехиометрическому в центральных областях и с наличием градиентного увеличения содержания Sm к периферии пленки, что является необходимым условием для образования градиента содержания ионов Sm, ответственных за возникновение термоэдс в SmS-соединении. Наблюдаемые как прямой, так и обратный фазовые переходы способны приводить к изменению как электрических, так и термоэлектрических характеристик тонких пленок из-за изменения объема решетки и количества ионов Sm^{3+} в системе, сопровождающих изоструктурные переходы. В результате возможно создание структур, в том числе многослойных, с модулируемыми величинами электрической проводимости и термоэдс.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены комплексные исследования динамики фазовых переходов в тонких пленках SmS — механически индуцированного полировкой фазового

перехода S-SmS в M-SmS и термически индуцированного фазового перехода M-SmS в S-SmS. Исследования обратного фазового перехода проводили в четыре этапа нагрев–охлаждение для каждого образца: 323–373–273, 323–408–273, 323–448–273, 323–498–273 К. Элементный и фазовый состав образцов исследовали после каждого этапа. В результате установлено, что фазовое состояние тонких пленок контролируемо и является стабильным. Обратный фазовый переход металл–полупроводник наблюдался при охлаждении образца, в интервале температур 408–373 К. Выполнены исследования элементного состава тонких пленок в динамике фазовых превращений. Установлено, что в ходе механической полировки и последующих этапов термического отжига наблюдается постепенное изменение элементного состава в сторону стехиометрии. В результате, используя различные величины приложенных механических нагрузок и различные условия термического отжига, можно получать на базе одного соединения тонкие пленки (в том числе многослойные) с требуемой динамикой обратимых фазовых превращений, что в дальнейшем может быть использовано для создания функциональных материалов и элементов датчиков давления широкого спектра.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП “Структурная диагностика материалов” Курчатова комплекса кристаллографии и фотоники НИЦ “Курчатовский институт” при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания НИЦ “Курчатовский институт”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Каминский В.В., Соловьев С.М. // ФТТ. 2001. Т. 43. № 3. С. 423.
2. Barla A., Sanchez J.P., Haga Y. et al. // Phys. Rev. Lett. 2004. V. 92. № 6. P. 066401. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.92.066401>
3. Banerjee D., Plekhanov E., Rungger I. et al. // Phys. Rev. B. 2022. V. 105. № 19. P. 195135. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.105.195135>
4. Sousanis A., Smet P., Poelman D. // Materials. 2017. V. 10. № 8. P. 953. <https://doi.org/10.3390/ma10080953>
5. Kaldis E., Wachter P. // Solid State Commun. 1972. V. 11. № 7. P. 907. [https://doi.org/10.1016/0038-1098\(72\)91005-8](https://doi.org/10.1016/0038-1098(72)91005-8)
6. Rogers E., Smet P.F., Dorenbos P. et al. // J. Phys. Condens. Mater. 2010. V. 22. № 1. P. 015005. <https://doi.org/10.1088/0953-8984/22/1/015005>
7. Sousanis A., Poelman D., Detavernier C. et al. // Sensors. 2019. V. 19. № 20. P. 4390. <https://doi.org/10.3390/s19204390>
8. Imura K., Matsubayashi K., Suzuki H.S. et al. // J. Phys. Soc. Jpn. 2009. V. 78. № 1. P. 104602. <https://doi.org/10.1143/JPSJ.78.104602>
9. Jarrige I., Yamaoka H., Rueff J.P. et al. // Phys. Rev. B. 2013. V. 87. № 11. P. 115107. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.87.115107>
10. Kirk J.L., Vedam K., Narayanamurti V. et al. // Phys. Rev. B. 1972. V. 6. № 8. P. 3023. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.6.3023>
11. Виноградов А.А., Каминский В.В., Смирнов И.А. // ФТТ. 1985. Т. 27. № 4. С. 1121.
12. Стрелов В.И., Баскаков Е.Б., Бендрышев Ю.Н. и др. // Кристаллография. 2019. Т. 64. № 2. С. 281. <https://doi.org/10.1134/S0023476119020292>
13. Каминский В.В., Молодых А.А., Степанов Н.Н. и др. // Научное приборостроение. 2011. Т. 21. № 2. С. 53.
14. Bronovets M.A., Volodin N.M., Mishin Y.N. // Mater. Lett. 2020. V. 267. P. 127467. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127467>
15. Takenaka K., Asai D., Kaizu R. et al. // Sci. Rep. 2019. V. 9. № 1. P. 122. <https://doi.org/10.1038/s41598-018-36568-w>
16. Yokoyama Y., Hasegawa H., Mizuno Y. et al. // Phys. Rev. B. 2019. V. 100. № 24. P. 245143. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.100.245143>
17. Zhu K., Ding W., Sun W. et al. // J. Mater. Sci.: Mater. Electron. 2016. V. 27. P. 2379. <https://doi.org/10.1007/s10854-015-4035-7>
18. Sun W., Zhu K., Xu H. et al. // J. Mater. Sci.: Mater. Electron. 2017. V. 28. P. 697. <https://doi.org/10.1007/s10854-016-5578-y>
19. Andreev O.V., Ivanov V.V., Gorshkov A.V. et al. // Eurasian Chem.-Technol. J. 2016. V. 18. № 1. P. 55. <https://doi.org/10.18321/ectj396>
20. Каминский В.В., Молодых А.А., Полухин И.С. и др. // Письма в ЖТФ. 2014. Т. 40. № 11. С. 1.
21. Каминский В.В., Сидоров В.А., Степанов Н.Н. и др. // ФТТ. 2013. Т. 55. № 2. С. 257.
22. Пронин И.А., Якушова Н.Д., Димитров Д.Ц. и др. // Письма в ЖТФ. 2017. Т. 43. № 18. С. 11. <https://doi.org/10.21883/PJTf.2017.18.45028.16754>
23. Каминский В.В., Соловьев С.М., Шаренкова Н.В. // Письма в ЖТФ. 2018. Т. 44. № 23. С. 85. <https://doi.org/10.21883/PJTf.2018.23.47014.17235>
24. Volchikov I., Baskakov E., Strellov V. et al. // J. Rare Earth. 2022. V. 40. № 11. P. 1778. <https://doi.org/10.1016/j.jre.2022.01.008>
25. Каминский В.В., Дидик В.А., Казанин М.М. и др. // Письма в ЖТФ. 2009. Т. 35. № 21. С. 16.
26. Калинин Ю.Е., Чуйко А.Г., Новиков Е.Г. // Альтернативная энергетика и экология. 2015. Т. 3. № 167. С. 28.
27. Щенников В.В., Степанов Н.Н., Смирнов И.А. и др. // ФТТ. 1988. Т. 30. № 10. С. 3105.
28. Imura K., Ikeo Y., Sakamoto K. et al. // New Phys.: Sae Mulli. 2023. V. 73. P. 1094. <https://doi.org/10.3938/NPSM.73.1094>
29. Deen P.P., Braithwaite D., Kernavainis N. et al. // Phys. Rev. B. 2005. V. 71. № 24. P. 245118. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.71.245118>

30. *Watanabe S.* // J. Phys. Soc. Jpn. 2021. V. 90. № 2. P. 023706.
<https://doi.org/10.7566/JPSJ.90.023706>
31. *Глушков В.В., Журкин В.С., Божко А.Д. и др.* // Письма в ЖЭТФ. 2021. Т. 116. № 11. С. 770.
<https://doi.org/10.31857/S1234567822230057>
32. *Баскаков Е.Б., Стрелов В.И.* // Кристаллография. 2021. Т. 66. № 6. С. 925.
<https://doi.org/10.31857/S0023476121060059>
33. *Волчков И.С., Баскаков Е.Б., Стрелов В.И. и др.* // ЖТФ. 2019. Т. 45. № 22. С. 12.
<https://doi.org/10.21883/PJTF.2019.22.48641.17859>

DYNAMICS OF METAL-SEMICONDUCTOR AND REVERSE SEMICONDUCTOR-METAL PHASE TRANSITIONS IN SmS THIN FILMS INDUCED BY MECHANICAL AND THERMAL INFLUENCES

I. S. Volchkov*, E. B. Baskakov, D. R. Khairtdinova, V. M. Kanevsky

*Shubnikov Institute of Crystallography of the Kurchatov Complex Crystallography and Photonics
of the NRC "Kurchatov Institute", Moscow, 119333 Russia*

*E-mail: volch2862@gmail.com

Abstract. The article presents the findings of an investigation of SmS thin films phase transition dynamics, focusing on the semiconductor–metal transition induced by mechanical polishing and the reverse thermally induced metal–semiconductor transition. The results demonstrate that the reverse phase transition occurs during the sample cooling within the temperature range of 408–373 K. The change of phase and element composition of thin films is observed during the aforementioned phase transitions within the surface layer. The findings suggest that SmS thin films can be considered as structures with predictable and required phase transition dynamics, making them promising candidates for engineering functional materials and elements of pressure sensors operating over a wide range.