

ФЛУКТУАЦИИ ПЛОТНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ ВАКАНСИЙ В ТОНКОПЛЕНОЧНОЙ ФАЗЕ СУЛЬФИДА ИНДИЯ НА ПОДЛОЖКАХ InAs

© 2015 Е. В. Руднев¹, А. В. Буданов², Ю. Н. Власов², Е. А. Татохин², Э. П. Домашевская¹

¹Воронежский государственный университет, Университетская пл., 1, 394006 Воронеж, Россия
e-mail: rudnev@phys.vsu.ru

²Воронежский государственный университет инженерных технологий, пр. Революции, 19,
394036 Воронеж, Россия
e-mail: budanova9@gmail.com

Поступила в редакцию 12.10.2015 г.

Аннотация. Показано существование флуктуаций плотности распределения стехиометрических вакансий (СВ) в тонкопленочной фазе In_2S_3 , которая относится к полиморфным модификациям соединений $\text{A}_2\text{M}^{\text{III}}\text{C}_3\text{VI}$ с упорядоченными вакансиями. Слои сульфида индия получены на подложках арсенида индия в квазизамкнутом объеме методом гетеровалентного замещения. Установлено влияние флуктуаций плотности распределения СВ на кинетику формирования слоёв сульфида индия. Скопления СВ в катионной подрешётке могут выступать в качестве центров локализации заряда.

Ключевые слова: стехиометрические вакансии, сульфид индия, квазизамкнутый объем, метод гетеровалентного замещения.

ВВЕДЕНИЕ

В системах типа $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}-\text{A}_2\text{M}^{\text{III}}\text{C}_3\text{VI}$ даже незначительные количества $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ приводят к получению изоморфных твёрдых растворов с тетраэдрическими sp^3 -гибридными связями. Различные полиморфные модификации соединений $\text{A}_2\text{M}^{\text{III}}\text{C}_3\text{VI}$ (в том числе сульфиды индия α - и β - In_2S_3) могут иметь изоморфную (СВ — структурный элемент решётки) с соединениями $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ (InAs) кристаллическую решетку. Модификации различаются расположением СВ, степенью упорядочения СВ в катионной подрешётке и возможным сдвигом атомов из узлов идеальных кристаллических решеток. Большинство соединений $\text{A}_2\text{M}^{\text{III}}\text{C}_3\text{VI}$ в качестве одной из своих модификаций имеют кубическую решетку дефектного сфалерита со стохастически распределенными СВ. К ним относятся низкотемпературные модификации α - Ga_2S_3 ($a=5,17\text{Å}$); α - Ga_2Se_3 ($a=5,42\text{Å}$); α - In_2S_3 ($a=5,36\text{Å}$) [1]; высокотемпературные модификации — γ - Ga_2S_3 ($a=5,46\text{Å}$ [2]), β - Ga_2Te_3 ($a=5,9\text{Å}$ [1]) и β - In_2Te_3 ($a=6,16\text{Å}-6,17\text{Å}$ [3]). Модификации $\text{A}_2\text{M}^{\text{III}}\text{C}_3\text{VI}$ имеют близкие параметры изотипной кристаллической решётки с соединениями InSb ($a=6,479\text{Å}$), InAs ($a=6,058\text{Å}$), InP ($a=5,868\text{Å}$) и GaAs

($a=5,653\text{Å}$) [4]. Разная степень упорядочения СВ в образцах даёт разную интерпретацию микроструктуры для β - In_2S_3 , α - In_2Se_3 и β - In_2Se_3 [1]. Частичное упорядочение вакансий в кристаллах β - Ga_2Te_3 интерпретируется также решёткой типа сфалерита ($a=5,9\text{Å}$). Помимо структур дефектного сфалерита и дефектного вюртцита модификации халькогенидов галлия и индия по этим же причинам имеют и другую структуру: β -фаза In_2S_3 — типа дефектной шпинели на основе кубической ячейки с удвоенным параметром решётки $a=10,72\text{Å}$; β - In_2S_3 структуру на основе тетрагональной ячейки с $a=10,77\text{Å}$ и $c=32,32\text{Å}$ и β - In_2S_3 на основе тетрагональной трёхблочной ячейки; гексагональную β - In_2S_3 ($a=4,025\text{Å}$, $c=19,235\text{Å}$), гексагональную слоистую β - In_2S_3 ($a=4,020\text{Å}$ и $c=19,12\text{Å}$) и гексагональную вюртцитную сверхструктуру ($a=16,06\text{Å}$, $c=19,24\text{Å}$) с высокой степенью упорядочения катионной подрешётки. Аналогично β - In_2Se_3 имеет сверхструктуру с тригональной ячейкой ($a=4,00\text{Å}$ и $c=19,235\text{Å}$), сверхструктуру β - In_2Se_3 с тригональной ячейкой ($a=4,025\text{Å}$ и $c=28,762\text{Å}$, сверхструктуру β - In_2Se_3 на базе дефектного вюртцита ($a=7,10\text{Å}$, $c=19,31\text{Å}$). Модификации α - Ga_2Te_3

и $\alpha\text{-In}_2\text{Te}_3$ являются сверхструктурами дефектного сфалерита, $\gamma\text{-Ga}_2\text{S}_3$ — сверхструктурой дефектного вюртцита [1—4]. Структурные различия свидетельствуют об изменении степени упорядочения СВ, которые зависят от технологических особенностей синтеза образцов. Процесс упорядочения СВ (полиморфные превращения) в соединениях из группы $\text{A}_2\text{III}\text{C}_3\text{VI}$ зависит от различия в способах гомогенизации образцов, например, температуры и продолжительности отжига, дополнительных термических обработок, температур и скоростей зонной очистки кристаллов $\text{A}_2\text{III}\text{C}_3\text{VI}$ и исходных компонентов, наличия различных сопутствующих газовых сред, газотранспортных условий, отличия градиентов температур в реакционных камерах. Влияние условий формирования на структуру полиморфных модификаций тонкоплёночных фаз ряда халькогенидов, полученных методом гетеровалентного замещения, в том числе и сульфида индия, на подложках InAs описаны в работах [5—7]. Влияние флуктуации плотности распределения и степени упорядочения стехиометрических вакансий на кинетику формирования тонкоплёночных фаз In_2S_3 обсуждается впервые.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Синтез гетероструктур на основе InAs со слоями сульфида индия проводился методом гетеровалентного замещения, преимущества которого подробно изложены в работе [8]. В экспериментах использовались подложки в виде пластин, вырезанных из монокристаллов арсенида индия марок ИМЭА-1а $\langle 100 \rangle$ и ИМЭА-1а $\langle 111 \rangle$ с концентрацией свободных носителей заряда n менее $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, толщиной $(350 \pm 5) \text{ мкм}$ с плотностью дислокаций не более $5 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$, а также ИМЭО-а $\langle 100 \rangle$ и ИМЭО-а $\langle 111 \rangle$ с $n = (2\text{—}5) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, $n = 5 \cdot 10^{17}\text{—}9 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, соответственно, и толщиной $(400 \pm 5) \text{ мкм}$. Перед формированием плёнок $\text{A}_2\text{III}\text{C}_3\text{VI}$ подложки InAs ориентаций $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ подвергались отмывке в толуоле (марки ОСЧ), спирте (марки ОСЧ) и химико-динамическому полированию (ХДП). В качестве компонентов травителя использовались азотная (HNO_3 — особой чистоты с содержанием основного вещества не менее 70 % марок ОСЧ 21-4 или ОСЧ 21-3) как окислитель, плавиковая (HF — марки ОСЧ 27-5) и серная (H_2SO_4 — особой чистоты двух марок ОСЧ 12-4 и ОСЧ 5-4) кислоты в качестве среды. Диаграмма Гиббса строилась при изменении соотношения компонентов травителя от 0.5 до 4 объёмных частей. Требуемая глубина ХДП (50 мкм) и качество

травления подложек InAs, характеризующееся микрорельефом, контролировалось с помощью оптического микроскопа МБС-200, микроинтерферометра МИИ-4 по методу ступеньки при последовательном травлении, сканирующего зондового атомно-силового микроскопа (АСМ) Solver P47-Pro или FEMTOSCAN-001 и методом сканирующей (растровой) электронной (РЭМ) микроскопии (СЭМ) на JSM-6380 LV или JSM-840 по изображениям поверхности InAs, полученным в режиме отраженных электронов. Измерения методом АСМ проводились с использованием двухпроходной методики и пакета программ, прилагаемым к мультимикроскопу. Отработка режимов ХДП сопровождалась контролем состава подложек методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на энергодисперсионном спектрометре (чувствительность порядка 0.2 вес. %) JSM-6380 LV INCA Energy-250. Ориентация и фазовый состав приповерхностной области подложек InAs после ХДП определялись методом электронно-микроскопического анализа на электронном микроскопе (ПЭМ) Hitachi H-800 при ускоряющих напряжениях 100 и 200 кВ от разных точек поверхности вдоль края отверстия сферического шлифа, который выполнялся со стороны подложки. Углубление сферической формы (радиус кривизны $7\text{—}8 \text{ мм}$) делалось на установке DimpleGrinder — 656 фирмы Gatan путём шлифовки. Ионно-аргонное распыление материала в области шлифа проводилось в вакууме $6 \cdot 10^{-4} \text{ Па}$ на установке IonTech Ltd-700 с помощью ионных пушек при токе ионного пучка 50 мкА и ускоряющем напряжении 5 кВ. Наиболее приемлемыми для ХДП подложек InAs являются травители из интервала соотношений реагентов от $1 \text{ HNO}_3 : 1 \text{ HF} : 1 \text{ H}_2\text{SO}_4$ до $2.5 \text{ HNO}_3 : 2 \text{ HF} : 2 \text{ H}_2\text{SO}_4$, которые хорошо (микрорельеф $0.001\text{—}0.002 \text{ мкм}$) полируют обе стороны $(111)_\text{A}$ и $(111)_\text{B}$ InAs и (100) InAs со скоростью съёма нарушенного слоя порядка 25 мкм/мин и скорости вращения (для отвода продуктов реакции) держателя подложки 120 оборотов в минуту. Термическая нестабильность кислородосодержащих соединений (оксидов и гидроксидов), образующих фрактальную структуру неровностей на поверхности InAs после ХДП, определила низкотемпературный интервал (423—523) К отжига подложек соединений InAs перед нанесением плёнок.

Учитывая, что отжиг при температурах из диапазона 400—500 К приводит к восстановлению стехиометрии подложек InAs (рис. 1), а также то, что таких температур достаточно для образования

гетероструктур $\text{In}_2\text{S}_3 - \text{InAs}$ и то, что в ряду твёрдых растворов $(\text{In}_2\text{S}_3)_x - (\text{InAs})_{1-x}$ изотипные кубические решётки на основе сфалерита имеют близкие параметрами, были проведены отжиги подложек InAs в парах серы при температурах подложки ($T_{\text{пл}}$) 473—573 К. Измерения толщины плёнок проводились интерференционным методом на МИИ-4 с точностью до 10 нм, по сколам в сканирующем микроскопе JSM-840 и по величине высокочастотной ёмкости (1 МГц) тестовых структур

$\text{Al-In}_2\text{S}_3 - \text{InAs}$. Металлические контакты к плёнкам наносились вакуумным напылением через молибденовую маску, имеющую фиксированную перфорацию ($S=0.5 \div 0.3 \text{ мм}^2$) правильной квадратной формы. Для нанесения использовался алюминий высокой чистоты А995D. Электрический контакт со стороны подложки осуществлялся за счёт механического прижатия подложки к предметному металлическому столику через индий-галлиевую эвтектику.

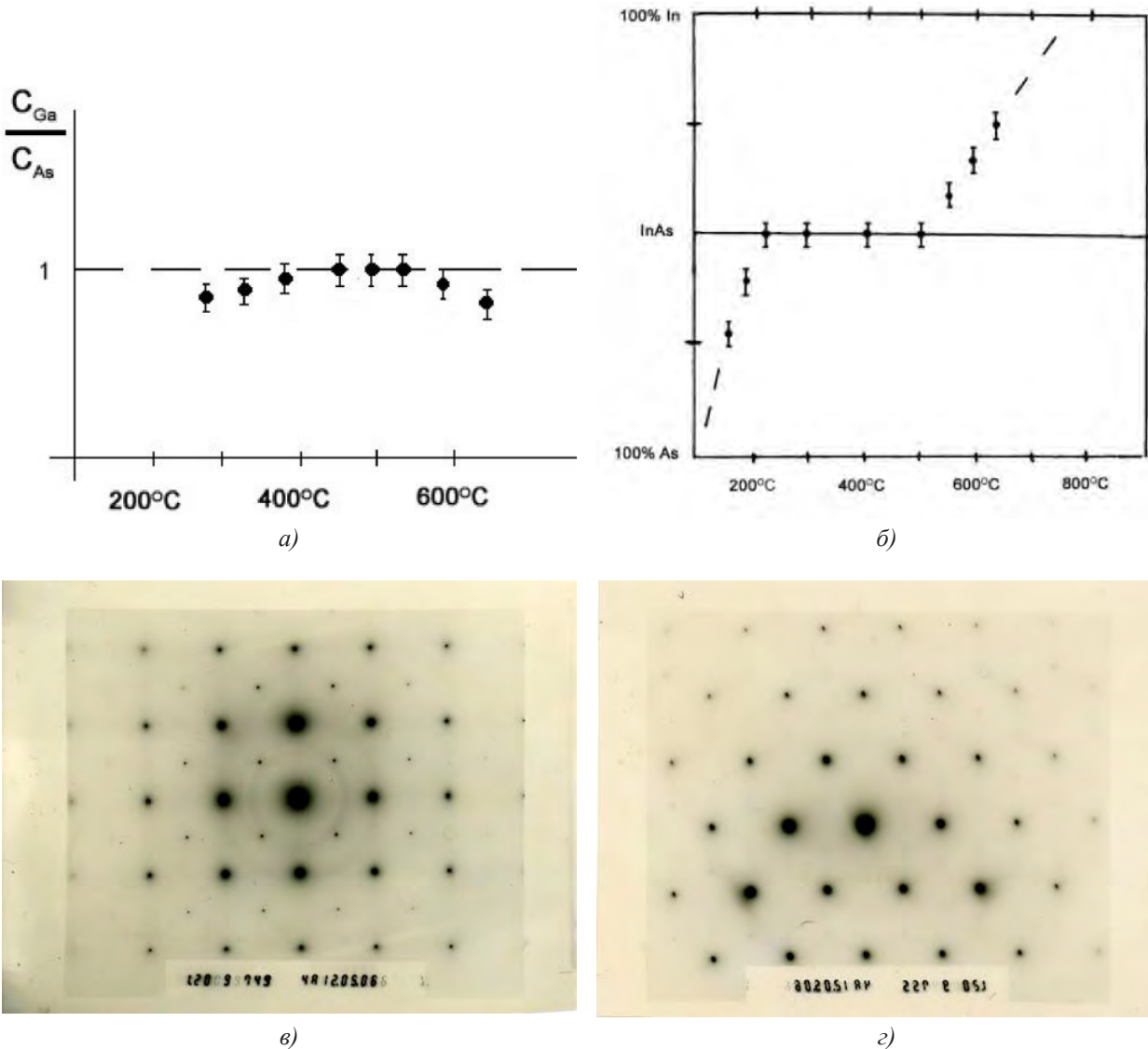


Рис. 1. Изменение соотношения концентраций компонентов A^{III} и B^{V} при отжигах подложек $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ в КЗО — а) и б); структура подложек InAs (100) — в) и InAs (111) — д) после ХДП

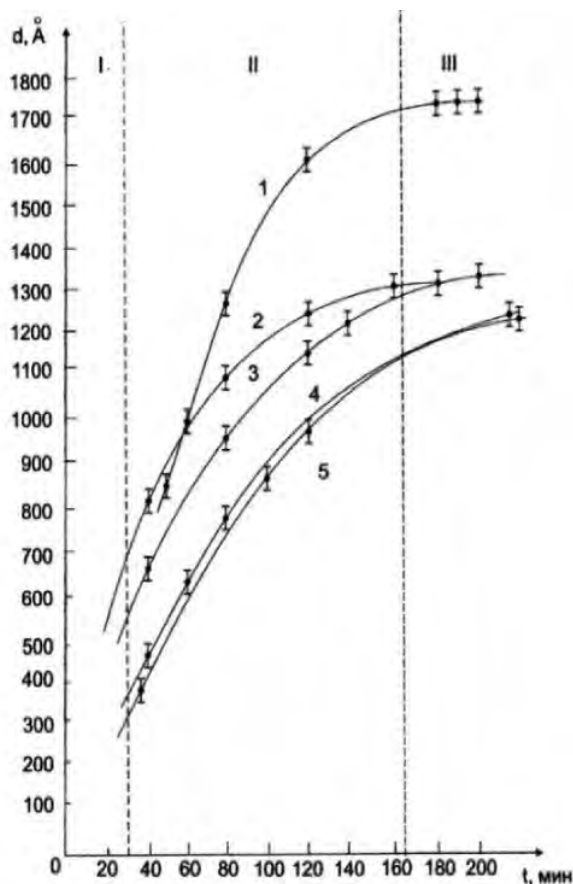
РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены кинетические зависимости процесса гетеровалентного замещения (ГВЗ) для различных режимов отжигов в парах разных

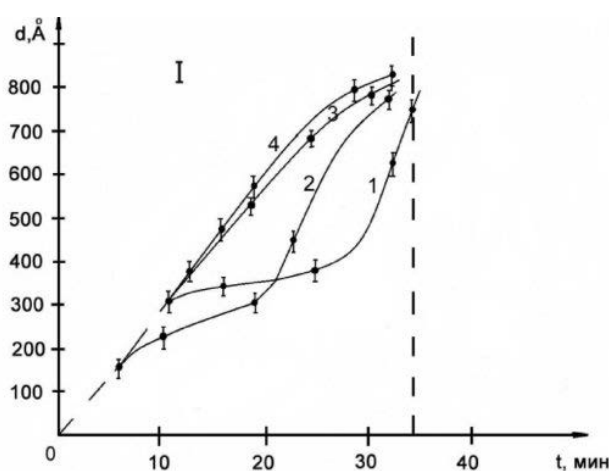
серы подложек InAs. Из анализа экспериментальной зависимости толщины слоя от времени процесса $d(t)$ методом нелинейной регрессии с помощью системы компьютерной математики SciLab

установлена (рис. 2а) пропорциональность $d \sim t^{\beta}$, предполагающая ограничение скорости роста

плёнки диффузией компонентов через образовавшийся на поверхности InAs слой In_2S_3 .



а)



б)

Рис. 2. Кинетические зависимости образования плёнок In_2S_3 :

(а) — 1 — $T_{\text{II}}=500$ К, $P_{\text{S}} \sim 10^{-1}$ мм рт. ст.; 2 — $T_{\text{II}}=500$ К, $P_{\text{S}} \sim 10^{-2}$ мм рт. ст.; 3 — $T_{\text{II}}=473$ К, $P_{\text{S}} \sim 10^{-1}$ мм рт. ст.; 4 — $T_{\text{II}}=473$ К, $P_{\text{S}} \sim 10^{-2}$ мм рт. ст. на $(111)_{\text{B}}$ InAs; 5 — $T_{\text{II}}=473$ К, $P_{\text{S}} \sim 10^{-2}$ мм рт. ст.; (б) — 1 на $(111)_{\text{B}}$ InAs (без предварительного отжига) $T_{\text{II}}=500$ К при $P_{\text{S}} \sim 10^{-1}$ мм рт. ст.; 2 — на $(111)_{\text{B}}$ InAs (предварительный отжиг в присутствии As) $T_{\text{II}}=500$ К, $P_{\text{S}} \sim 10^{-1}$ мм рт. ст.; 3, 4 — на (100) InAs (4 — предварительный (10 мин) отжиг в вакууме при 473 К) $T_{\text{II}}=500$ К, $P_{\text{S}} \sim 10^{-1}$ мм рт. ст. Точками показаны экспериментальные значения; сплошная линия — линия регрессии

В области II (рис. 2а) она описывается соотношением:

$$d = [P_{\text{S}} \cdot D_0 \cdot t \cdot \exp(-U/kT)]^{1/2}, \quad (1)$$

где d — толщина плёнки, P_{S} — давление паров серы на поверхности плёнки, $U(E_{\text{Dif}})$ — энергия активации, D_0 — эффективный коэффициент диффузии серы, T — температура (температура подложки T_{II}) процесса ГВЗ. Индекс детерминации для участка II $R=0.986753 \div 0.987438$ близок к 1. Очень близкое значение R получено для области I кинетической зависимости процесса формирования тонких плёнок In_2Te_3 , полученных методом ГВЗ на подложках InAs, плёнок In_2Se_3 на подложках InAs и Ga_2S_3 на GaAs во всём временном интервале. В области I на

рис. 2а индекс детерминации R зависимости (1) заметно ($R_1 \approx 0.5867$; $R_2 \approx 0.5678$; $R_3 \approx 0.5567$) отличается от 1 для случаев формирования слоёв In_2S_3 на поверхности $(111)_{\text{B}}$ InAs, как известно, обогащённой мышьяком. Это может быть связано в целом с трудностями определения толщины тонких, порядка 10 нм, слоёв, полученных методом ГВЗ на поверхности $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$. Сопоставляя значения толщин, полученных разными методами, можно утверждать, что в этом случае наблюдаются так называемые сигмовидные участки кинетической зависимости процесса (рис. 2б — кривые 1, 2), по-видимому, возникающие из-за недостатка индия, образующегося по причине термической диссоциации InAs. Генерация вакансий V_{As} в анионной

подрешётке и, одновременно с этим, появление несвязанного с решёткой In, на мышьяковой поверхности $(111)_B$ происходит с некоторой задержкой по времени, поэтому кинетические зависимости в области I и II будут отличаться в случае формирования плёнок на $(111)_B$ InAs. Предварительный отжиг подложек в вакууме стимулирует процессы диссоциации InAs. Отжиги подложек в парах мышьяка даже с незначительными давлениями $P \sim 10^{-3}$ мм рт. ст. подавляют диссоциацию InAs. Кинетика процесса ГВЗ на подложках $(111)_A$ InAs и (100) InAs в области I (рис. 2) определяется соотношением (1). Кинетические зависимости $d(t)$ роста плёнок In_2S_3 во всём временном интервале, включая области I, II и III, имеют индексы детерминации $R=0.7862 \div 0.8871$ с зависимостью (1) или пропорциональностью $d \sim t^{1/2}$, характерной для классической диффузионно-ограниченной кинетики [4]. Это свидетельствует о том, что зависимость (1) описывает в целом кинетику процесса ГВЗ лишь примерно. Лучшее, из оценок по R , совпадение наблюдается лишь на отдельных участках зависимостей, а также для отдельных режимов формирования гетероструктур. Наибольшие индексы детерминации ($R_i=0,9930 \div 0,9941$) в областях I и II определяются для зависимости $d \sim t^\gamma$, где $\gamma=0.570 \div 0.575$.

Для многих изобарно-изотермических кинетических зависимостей (рис. 2б — область III) существует такая толщина плёнки, при которой процесс ГВЗ практически останавливается (область плато на изотермах), что также не характерно для классического диффузионно-ограниченного гетерогенного процесса (например, в системе Si-SiO₂ [4]), при котором тоже происходит замедление реакции на границе раздела слой-подложка, но остаётся пропорциональность $d \sim t^{1/2}$.

Материал плёнки содержит большое ($5.5 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-3}$) количество СВ и поэтому, с энергетической точки зрения, эти вакансии являются основным каналом диффузии для атомов халькогена (серы), мышьяка и индия через объём формируемого слоя [9]. Если одна элементарная ячейка может содержать только целое число структурных элементов [3], то элементарные ячейки двух типов, стохастически распределённые в решётке с сохранением стехиометрии соединения, содержат, соответственно, одну и (или) две СВ. При условии того, что на одну элементарную ячейку, содержащую две СВ (33.33 % элементарных ячеек) приходится две ячейки, содержащих одну СВ (66.66 % ячеек), то в среднем по объёму будет соблюдаться соотноше-

ние: 1.33СВ в одной ячейке. Следовательно, должны наблюдаться флуктуации плотности распределения СВ по объёму тонкоплёночной фазы, что скажется на характере диффузионного перераспределения атомов и кинетике диффузионного процесса. При этом будет изменяться процесс диффузионного переноса массы, а за счёт самодиффузии СВ возможно образование квазиодномерных кластеров или скоплений электронейтральных СВ (показано В. М. Кошкиным [3]), вдоль направления, совпадающего с направлением роста плёнки и состоящего из элементарных ячеек, на которые приходится две СВ. Это приведёт к образованию сверхдиффузионного (показатель γ больше $1/2$) канала доставки халькогена и отвода продуктов реакции ГВЗ. Поток компонентов по этому кластеру будет значительно больше, чем потоки в среднем по объёму плёнки. По этой причине перенос массы в гетероструктурах со слоями $A_2^{III}C_3^{VI}$ не может быть описан уравнением Фика, ставшим уже классическим. Так как потоки продуктов реакции направлены навстречу друг другу по одному каналу, то встречная диффузия будет ограничивать процесс ГВЗ, в том числе и вследствие корреляционного эффекта [4]. Явления конкуренции или кооперации атомов разных сортов могут сопровождаться немонотонностью процесса сегрегации, а также сильной задержкой его темпа вплоть до образования промежуточных неравновесных долгоживущих фаз. При закрытии этого канала встречными потоками размытие соответствующих градиентов концентраций осуществляется по классическим диффузионным механизмам. Поскольку скорость такой диффузии значительно меньше, чем скорость переноса массы по СВ, то на кинетических изотермах процесса ГВЗ наблюдается замедление скорости формирования плёнок соединений $A_2^{III}C_3^{VI}$. Когда же концентрация свободного мышьяка на интерфейсе плёнка-подложка достигает уровня растворимости в решётке, реакция ГВЗ практически останавливается. Обнаружено, что сегрегация атомов мышьяка наблюдается в образцах с толстыми (длительность процесса ГВЗ не менее 2 часов) слоями в условиях изобарно-изотермического термостимулированного ГВЗ.

Ранее, из температурных зависимостей дифференциальных проводимости и емкости $G_m(T)$ и $C_m(T)$ в диапазоне $f=200 \text{ Гц} \div 20 \text{ кГц}$ и $T_m=(150 \div 425) \text{ К}$ и частотных зависимостей $G_p(\omega)$ для гетероструктур $Al-In_2S_3-n-InAs$, $Al-In_2S_3-InSb$, $Al-In_2Se_3-InAs$, $Al-In_2Te_3-n-InAs$ со слоями, полученными методом ГВЗ, $Al-In_2Te_3-InAs$, $Al-In_{2x}Ga_{2(1-x)}Te_3-$

InAs с напылёнными слоями, было установлено наличие и определены параметры центров локализации заряда и, соответствующих им глубоких уровней в запрещенной зоне тонкоплёночных фаз $A_2^{III}C_3^{VI}$ [10—13]. Концентрация центров зависит от условий формирования слоёв, соответственно от степени упорядочения СВ. Природа центров обусловлена разупорядочением и скоплениями СВ в фазах $A_2^{III}C_3^{VI}$ [14, 15].

ВЫВОДЫ

Анализ кинетических зависимостей дополнительно подтверждает наличие флуктуаций в распределении СВ в тонкоплёночных фазах $A_2^{III}C_3^{VI}$, относящихся к различным полиморфным модификациям и, следовательно, различную степень их упорядочения. Показано существенное влияние указанных флуктуаций на кинетику образования вакансий мышьяка. Отсутствие таких вакансий приводит к задержке процесса гетеровалентного замещения на межфазной границе парогазовой фазы и подложки. Таким образом, превалирует химическая реакция, а не диффузионный процесс. Скопления вакансий приводит к отклонению от квадратичной зависимости и возникновению «аномальной» диффузии вплоть до возникновения перколяционного эффекта.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ в рамках научного проекта 15-52-61017 Египет_а

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Абрикосов Н. Х., Банкаина В. Ф., Порецкая Л. В., Скуднова Е. В., Чижевская С. Н. *Полупроводниковые халькогениды и сплавы на их основе*, Москва, Наука, 1975, 219 с.

2. Палатник Л. С., Белова Е. К. // *Изв. АН СССР. Неорг. Материалы*, 1966, т. 2, № 4, с. 770—771.

3. Кошкин В. М., Палатник Л. С. // *Известия АН СССР. Неорганические материалы*, 1968, т. 4, № 11, с. 1835—1839.

4. Палатник Л. С., Сорокин В. К. *Основы плёночного полупроводникового материаловедения*. Москва, Энергия, 1973, 296 с.

5. Сысоев Б. И., Безрядин Н. Н., Буданов А. В., Прокопова Т. В., Агапов Б. Л. // *Неорганические материалы*, 1995, т. 31, № 7, с. 891—895.

6. Безрядин Н. Н., Буданов А. В., Татохин Е. А., Агапов Б. Л., Линник А. В. // *Неорганические материалы*, 2000, т. 36, № 9, с. 1037—1041.

7. Буданов А. В., Татохин Е. А., Стрыгин В. Д., Руднев Е. В. // *Неорганические материалы*, 2009, т. 45, № 10, с. 1167—1172.

8. Безрядин Н. Н., Буданов А. В., Татохин Е. А., Шлык Ю. К. // *Приборы и техника эксперимента*, 1998, № 5, с. 150—152.

9. Буданов А. В. // *Конденсированные среды и межфазные границы*, 2003, т. 5, № 4, с. 376—381.

10. Postnikov V. S., Sysoev B. I., Budanov A. V., Bezryadin N. N., Shlyk Yu. K., Agapov B. L. // *Phys. Stat. Sol.*, 1988, vol. 109, pp. 463—467.

11. Sysoev B. I., Bezryadin N. N., Budanov A. V., Prokopova T. V., Shlyk Yu. K. // *Phys. Stat. Sol. (a)*, 1991, vol. 124, pp. 177—181.

12. Сысоев Б. И., Безрядин Н. Н., Буданов А. В., Шлык Ю. К. // *Микроэлектроника*, 1990, т. 19, вып. 6, с. 591—594.

13. Безрядин Н. Н., Татохин Е. А., Арсентьев И. Н., Буданов А. В., Линник А. В. // *ФТП*, 1999, т. 33, вып. 12, с. 1447—1449.

14. Буданов А. В., Татохин Е. А., Руднев Е. В., Семёнов М. Е. // *Вестник Вор. гос. ун-та. Сер.: Физика. Математика*, 2009, № 1, с. 17—27.

15. Буданов А. В., Татохин Е. А., Руднев Е. В., Семёнов М. Е. // *Вестник Вор. гос. ун-та, Сер.: Физика. Математика*, 2009, № 1, с. 28—36.

DISTRIBUTION DENSITY FLUCTUATIONS OF STOICHIOMETRIC VACANCIES IN THE THIN FILM INDIUM SULFIDE PHASE ON InAs SUBSTRATES

© 2015 E. V. Rudnev¹, A. V. Budanov², Yu. N. Vlasov², E. A. Tatokhin², E. P. Domashevskaya¹

¹Voronezh State University, Universitetskaya sq., 1, 394006 Voronezh, Russia
e-mail: rudnev@phys.vsu.ru

²Voronezh State University of Engineering Technologies, pr. Revolution, 19, 394036 Voronezh, Russia
e-mail: budanova9@gmail.com

Received 12.10.2015 г.

Abstract. The presence of density fluctuations in the distribution of stoichiometric vacancies (SV) in thin In_2S_3 film phase which belongs to polymorphs of the $\text{A}_2\text{M}^{\text{III}}\text{C}_3\text{VI}$ compounds with ordered vacancies was shown. The layers of indium sulfide were grown on indium arsenide substrates by the heterovalent substitution method in a quasi-closed volume. The influence of fluctuations in the SV distribution density on the indium sulfide layer formation kinetics was found. SV accumulations in the cationic sublattice can act as charge localization sites.

Keywords: stoichiometric vacancies, indium sulfide, quasi-closed volume, heterovalent substitution method.

REFERENCES

1. Abrikosov N. H., Bankina V. F., Poretskaya L. V., Skudnova E. V., Chizhevskaya S. N. *Poluprovodnikovye halkogenidy i splavy* [Semiconductor chalcogenides and their alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1975, 219 p.
2. Palatnik L. S., Belova E. K. *Izvesiya AN SSSR. Neorganicheskie materialy* [Proceedings of the Academy of Sciences of the USSR. Inorganic materials], 1966, vol. 2, no. 4, pp. 770—771.
3. Koshkin V. M., Palatnik L. S. *Izvesiya AN SSSR. Neorganicheskie materialy* [Proceedings of the Academy of Sciences of the USSR. Inorganic materials], 1968, vol. 4, no. 11, pp. 1835—1839.
4. Palatnik L.S., Sorokin V. K. *Osnovy plynochnogo poluprovodnikovogo materialovedeniya* [Basics of Semiconductor Film Materials Science]. Moscow, Energiya Publ., 1973, 296 p.
5. Sysoev B. I., Bezryadin N. N., Budanov A. V., Prokopova T. V., Agapov B. L. *Neorganicheskie materialy* [Inorganic Materials], 1995, vol. 31, no. 7, pp. 891—895.
6. Bezryadin N. N., Budanov A. V., Tatokhin E. A., Agapov B. L., Linnik A. V. *Neorganicheskie materialy* [Inorganic Materials], 2000, vol. 36, no. 9, pp. 864—867. DOI: 10.1007/BF02758692
7. Budanov A. V., Tatokhin E. A., Strygin V. D., Rudnev E. V., *Neorganicheskie materialy* [Inorganic Materials],

2009, vol. 45, no. 10, pp. 1087—1091. DOI:10.1134/S0020168509100033

8. Bezryadin N. N., Budanov A. V., Tatokhin E. A., Shlyk Yu.K., *Pribory i tehnika eksperimenta* [Instruments and Experimental Techniques], 1998, no. 5, pp. 150—152.
9. Budanov A. V. *Kondensirovannye sredy i mezhfaznye granitsy*, 2003, vol. 5, no. 4, pp. 376—381.
10. Postnikov V. S., Sysoev B. I., Budanov A. V., Bezryadin N. N., Shlyk Yu.K., Agapov B. L. *Phys. Stat. Sol.*, 1988, vol. 109, pp. 463—467.
11. Sysoev B. I., Bezryadin N. N., Budanov A. V., Prokopova T. V., Shlyk Yu. K. *Phys. Stat. Sol. (a)*, 1991, vol. 124, pp. 177—181. DOI: 10.1002/pssa.2211240116
12. Sysoev B. I., Bezryadin N. N., Budanov A. V., Shlyk Yu.K., *Mikroelektronika* [Microelectronics], 1990, vol. 19, no. 6, pp. 591—594.
13. Bezryadin N. N., Tatokhin E. A., Arsent'ev I.N., Budanov A. V., Linnik A. V., *FTP* [Semiconductors], 1999, vol. 33, no. 12, pp. 1447—1449. Available at: <http://journals.ioffe.ru/ftp/1999/12/p1447—1449.pdf>
14. Budanov A. V., Tatokhin E. A., Rudnev E. V., Semenov M. E. *Vestnik Vor. Gos. Un.-ta, ser.: Fizika, Matematika* [Bulletin of the Voronezh State University — Ser.: Physics. Mathematics], 2009, no. 1, pp.17—27.
15. Budanov AV, Tatokhin E. A., Rudnev E. V., Semenov M. E. *Vestnik Vor. Gos. Un. — ta, ser.: Fizika, Matematika* [Bulletin of the Voronezh State University — Ser.: Physics. Mathematics], 2009, no. 1, pp. 28—36.

Руднев Евгений Владимирович — к. ф.-м. н., доцент кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; тел.: +7(473) 2590440, e-mail: rudnev@phys.vsu.ru

Буданов Александр Владимирович — д. ф.-м. н., зав. кафедрой физики, теплотехники и теплоэнергетики, Воронежский государственный университет инженерных технологий; тел.: +7(903) 8527719, e-mail: budanova9@gmail.com

Власов Юрий Николаевич — к. ф.-м. н., доцент кафедры физики, теплотехники и теплоэнергетики, Воронежский государственный университет инженерных технологий

Rudnev Evgeniy V. — Can. Sci. (Phys.-Math.), Associate Professor of the Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; ph.: +7 (473) 2590440, e-mail: rudnev@phys.vsu.ru

Budanov Alexander V. — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Head of Physics, Heat and Power System Department, Voronezh State University of Engineering Technologies; ph.: +7 (903) 8527719, e-mail: budanova9@gmail.com

Vlasov Yurii N. — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Associate Professor of the Physics, Heat and Power System Department, Voronezh State University of Engineering Technologies; ph.: +7(905) 6448098, e-mail: vyn.vsu@mail.ru

Татохин Евгений Анатольевич — к. ф.-м. н., доцент кафедры физики, теплотехники и теплоэнергетики, Воронежский государственный университет инженерных технологий; тел.: +7(920) 2186892, e-mail: tea.vsu@mail.ru

Домашевская Эвелина Павловна — д. ф.-м. н., профессор, зав. кафедрой физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; тел.: +7(473) 2208363, e-mail: ftt@phys.vsu.ru

Tatokhin Evgeny A. — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Associate Professor of the Physics, Heat and Power System Department, Voronezh State University of Engineering Technologies; ph.: +7(920) 2186892, e-mail: tea.vsu@mail.ru

Domashevskaya Evelina P. — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Full Professor, Head of Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; ph.: +7(473) 2208363; e-mail: ftt@phys.vsu.ru