

05;06;12

Термофотовольтаические преобразователи на основе соединений арсенида индия

© В.А. Геворкян,¹ В.М. Арутюнян,¹ К.М. Гамбарян,¹ А.О. Аракелян,¹ И.А. Андреев,²
Л.В. Голубев,² Ю.П. Яковлев²

¹ Ереванский государственный университет,
375025 Ереван, Армения

e-mail: vgev@ysu.am

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия

e-mail: igor@iropt9.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 8 февраля 2006 г.)

Исследованы термофотовольтаические (ТФВ) преобразователи на основе многокомпонентных твердых растворов соединений A^3B^5 и их гетероструктур InAs/InAsSbP ($E_g = 0.35-0.6$ eV) для температурного диапазона эмиттеров излучения 1000–2000°C. Применение узкозонных гетероструктур позволяет продлить чувствительность элементов в длинноволновую область и эффективно использовать тепловую энергию низкотемпературных источников. Представлены новые физические и технические подходы к разработке эпитаксиальной технологии получения четверных твердых растворов InAsSbP на основе InAs с низкой концентрацией носителей и к созданию гетероструктур с резкими границами. Преимущество систем на основе четверных твердых растворов InAsSbP — возможность выращивания более совершенных изопериодных с подложками структур, отсутствие напряжений на границе раздела, лучшие электрические и фотоэлектрические свойства (низкие темновые токи, высокий внешний квантовый выход), возможность гибкого управления шириной запрещенной зоны путем изменения состава твердого раствора. Показано, что пленки InAsPSb, полученные на подложке InAs методом жидкостной эпитаксии из переохлажденного раствора-расплава и методом электрожидкостной эпитаксии с подпиткой ростового раствора-расплава компонентами выращиваемого слоя, имеют однородный состав и высокое совершенство кристаллической структуры. ТФВ диодные гетероструктуры n -InAs/ p -InAsPSb, полученные по данным технологиям, имеют значения обратных токов насыщения, близкие к теоретическим. Диодные структуры имеют широкую область спектральной чувствительности, что делает их весьма перспективными для ТФВ-элементов.

PACS: 81.05.Hd

Введение

Современная технология возобновляемых источников энергии в настоящее время представляет экономически доступную альтернативу традиционным источникам энергии. Помимо традиционных солнечных, фотовольтаические элементы (ФВЭ) в последнее время все большее практическое применение находят в термофотовольтаических (ТФВ) преобразователях теплового излучения. Идея ТФВ-конверторов была предложена более 30 лет назад [1] и стала практически реализуемой благодаря развитию технологии получения высокоэффективных ФВЭ на основе узкозонных полупроводников.

В общем случае ТФВ-конвертор состоит из источников тепла, инфракрасного излучателя, селективного оптического фильтра и самого ФВЭ (рис. 1). Источником ИК-излучения является эмиттер, разогретый до 1000–2000°C. Для разогрева материала эмиттера используется как концентрированное солнечное излучение, так и другие источники тепловой энергии (водород, природный газ, пропан, бензин). Обычно используемый в качестве материала эмиттера карбид кремния имеет спектр излучения, близкий к спектру излучения черного тела. Заметная доля этого излучения приходит-

ся на длинноволновую часть спектра ($h\nu < E_g$), которая не поглощается в полупроводниковом материале ТФВ-элемента. В отличие от солнечных элементов, в ТФВ-генераторах используется селективный оптический фильтр, отражающий неиспользуемую часть излучения обратно на эмиттер, это позволяет уменьшить расход энергии на поддержание высокой температуры эмиттера и в то же время уменьшает разогрев самого ФВЭ. Для этой же цели используется отражающая зеркальная поверхность, создаваемая на тыльной стороне подложки ФВЭ. Такая зеркальная поверхность отражает обратно к эмиттеру фотоны, энергия которых меньше ширины запрещенной зоны полупроводника.

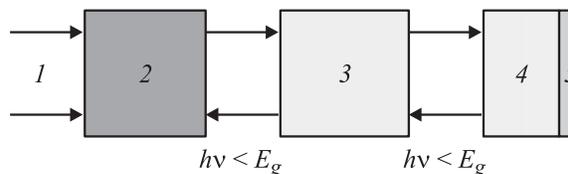


Рис. 1. Блок-схема основных элементов ТФВ-генератора: 1 — источник тепла; 2 — нагретое тело (эмиттер), 1000–2000°C; 3 — отражающий оптический фильтр; 4 — ТФВ-элемент (E_g); 5 — задняя отражающая поверхность.

Лежащий в основе работы ТФВ-генераторов принцип возвращения эмиттеру той части излучения, которая лежит вне области спектральной чувствительности фотоэлемента и не может быть использована, позволяет заметно увеличить КПД преобразования ТФВ-генераторов, который определяется как отношение мощности на выходе ТФВ-элемента к мощности, исходящей от источника тепла.

В отличие от солнечных элементов, в ТФВ-системах источник излучения можно расположить очень близко к ФВЭ, обеспечив тем самым большую плотность мощности падающего излучения (в 100–1000 раз больше, чем в солнечных элементах). Соответственно здесь возможно достижение электрической мощности от 2 до 10 [2] и от 5 до 80 W/cm² [3].

Принципиальное отличие ТФВ-генераторов от солнечных батарей состоит в следующем. Эффективность обычных солнечных элементов определяется заданным солнечным спектром и солнечной энергией, падающей на единицу земной поверхности. Дальнейшее повышение КПД солнечных элементов помимо использования концентрированного солнечного излучения возможно лишь за счет увеличения области спектральной чувствительности этих элементов. Решение этой задачи, например, путем использования тандемных структур с несколькими *p-n*-переходами, использования *p-n*-переходов с квантовыми точками [4] или принципа двухступенчатого поглощения за счет введения в запрещенную зону „intermediate band“ (промежуточной зоны) [5] интересно, но требует использования более дорогих технологий и повышает стоимость таких солнечных элементов.

Отмеченный выше иной подход преобразования солнечной энергии в ТФВ-конверторах позволяет решить два принципиально важных вопроса. Во-первых, оптимально согласовать ширину запрещенной зоны ФВЭ со спектром излучателя путем выбора как полупроводникового материала, так и температуры эмиттера. Во-вторых, от источника излучения селективным образом можно отбирать лишь ту часть энергии, которая может быть преобразована ФВЭ. Все это в целом позволит реально увеличить КПД фотоэлектрического преобразователя до 40%. Следует отметить, что ТФВ-генераторы представляются перспективными и по таким позициям, как возможность их круглосуточной работы за счет сочетания солнечной и топливной энергии, низкий уровень загрязнения окружающей среды, малый вес, компактные размеры и бесшумность работы.

Материалы для термофотовольтаических элементов

Как уже отмечалось, для обеспечения высокой эффективности ТФВ-генераторов необходимо, чтобы область спектральной чувствительности ФВЭ была бы согласована со спектром излучения эмиттера. Для области

температур эмиттера 1000–2000°С наиболее подходящими являются узкозонные материалы с шириной запрещенной зоны 0.4–0.7 eV. Такими материалами являются Ge ($E_g = 0.66$ eV), GaSb (0.7), InGaAs (0.74), InGaAsSb (0.5–0.6) и InAsPSb (0.36–0.6). Технология получения InGaAs достаточно хорошо отработана, поскольку гетеросистема In_{0.53}Ga_{0.47}As/InP успешно используется для излучателей и детекторов в волоконной оптике. Твердый раствор In_xGa_{1-x}As при $x = 0.53$ имеет ширину запрещенной зоны $E_g = 0.74$ eV и постоянную решетку, соответствующую постоянной решетки InP, что обеспечивает высокое качество эпитаксиальных слоев на совершенных и коммерчески доступных подложках InP. Однако для ТФВ-применения оптимальной является меньшая ширина запрещенной зоны ($x = 0.68–0.7$). Смещение в сторону малой ширины запрещенной зоны (больших значений x) приводит к увеличению дислокаций несоответствия и уменьшению эффективности преобразования. Для снижения плотности дислокаций требуется выращивание переходного буферного слоя с плавным или ступенчатым увеличением x [6]. Так, например, за счет выращивания 5–6 переходных слоев общей толщиной несколько микрометров удастся снизить несоответствие решеток лишь до 1% при увеличении x от 0.53 до 0.67 [7,8].

Альтернативными материалу InGaAs являются соединения на основе Sb — GaInSb и GaInSbAs на подложке GaSb. Как и в случае InGaAs, для GaInSb существует проблема несоответствия постоянных решеток подложки и эпитаксиального слоя. Так, например, для получения ширины запрещенной зоны 0.55 eV в Ga_{1-x}In_xSb должно быть $x = 0.2$, что приводит к несоответствию решеток в 1.1% с подложкой GaSb. Для снижения плотности дислокаций с необходимостью требуется создание переходных слоев.

Проблема согласования постоянной решетки пленки и подложки GaSb может быть решена выращиванием четырехкомпонентных соединений GaInSbAs или InAsPSb. Более совершенны пленки на основе GaInSbAs. Как известно, введение четвертой компоненты позволяет независимо менять ширину запрещенной зоны эпитаксиального слоя и постоянную его решетки. Соответствие постоянных решеток пленки Ga_{1-x}In_xSb_{1-x}As_x и подложки GaSb имеет место при выполнении условия $y = 0.867x/(1 - 0.048x)$, а зависимость ширины запрещенной зоны от состава определяется соотношением [9]:

$$E_g(x, y) = 0.726 - 0.961x - 0.501y + 0.08xy + 0.415x^2 + 1.2y^2 + 0.021x^2y - 0.62xy^2. \quad (1)$$

Ширина запрещенной зоны в большей степени определяется концентрацией индия, в то время как концентрация мышьяка более заметно влияет на постоянную решетки. Однако возможности вариации ширины запрещенной зоны Ga_{1-x}In_xSb_{1-x}As_x ограничены областью несмешиваемости данного твердого раствора [10,11]. На подложках GaSb с ориентацией (100)

из жидкой фазы молекулярного состава воспроизводимо были получены эпитаксиальные слои твердого раствора $\text{Ga}_{0.78}\text{In}_{0.22}\text{As}_{0.18}\text{Sb}_{0.82}$ ($x = 0.22$ на границе области несмешиваемости) при $T_e = 600^\circ\text{C}$. В работе [12] было проведено исследование влияния ориентации подложки GaSb на состав твердых растворов $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{As}_y\text{Sb}_{1-y}$, полученных вблизи границы области несмешиваемости. Обнаружено, что подложка GaSb с ориентацией (111) В оказывает стабилизирующее влияние, что позволяет получить твердые растворы с наибольшим содержанием индия в твердой фазе ($x = 0.24$). При выращивании этого материала в области несмешиваемости методом равновесной эпитаксии (например, методом жидкостной эпитаксии ЖЭ) имеет место выделение фазы, смещенной в сторону GaSb или InSb. Поэтому для получения этого соединения предпочтительны методы неравновесной эпитаксии (например, газофазная из металлоорганических соединений, MOVPE, [13] или молекулярно-лучковая МБЕ, [14]).

Недавние теоретические расчеты максимальной эффективности ячеек ТФВ [15] показывают, что при температуре источника излучения в интервале от 1200 до 2500 К оптимальными являются полупроводниковые материалы с шириной запрещенной зоны в интервале 0.2–0.5 eV с максимумом выходной мощности от 5 до 80 W/cm². Этот интервал энергий меньше ширины запрещенных зон отмеченных полупроводниковых материалов, традиционно используемых для ТФВ-элементов. Альтернативными этим материалам и наиболее перспективными для данного интервала энергий являются твердые растворы $\text{InAs}_{1-x}\text{P}_x$ [16] и $\text{InAs}_x\text{P}_y\text{Sb}_{1-x-y}$ на подложке InAs [17–19].

Целью данной работы является создание альтернативных термофотовольтаических элементов на основе узкозонных гетероструктур $n\text{-InAs}/p\text{-InAs}_x\text{P}_y\text{Sb}_{1-x-y}$ для преобразования как высокоэнергетического, так и низкоэнергетического теплового излучения. Поскольку данные узкозонные гетероструктуры являются альтернативным материалом для более широкозонной структуры GaSb/GaInAsSb, то представляется интересным подробно исследовать узкозонные $\text{InAs}/\text{InAs}_x\text{P}_y\text{Sb}_{1-x-y}$ структуры в качестве элементов ТФВ.

Методика выращивания $n\text{-InAs}/p\text{-InAs}_x\text{P}_y\text{Sb}_{1-x-y}$ диодных ТФВ-структур

Рассматриваемые в работе ТФВ-структуры выращивались методами жидкостной и электрожидкостной эпитаксии (ЭЖЭ). Нами применялась новая разновидность метода ЭЖЭ с контролируемой подпиткой ростового раствора-расплава компонентами выращиваемого слоя [20]. Для реализации данной разновидности ЭЖЭ использовалась ростовая ячейка, схематически представленная на рис. 2.

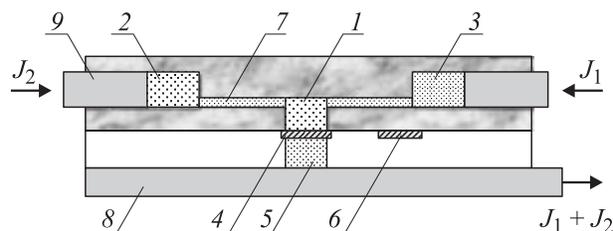


Рис. 2. Схематический вид ростовой ячейки для новой разновидности ЭЖЭ с использованием „жидких источников“ [20]: 1 — ростовой раствор-расплав; 2, 3 — „жидкие источники“ (растворы-расплавы, насыщенные компонентами выращиваемого твердого раствора); 4 — ростовая подложка; 5 — гокоподводящий расплав; 6 — подложка для донасыщения расплава; 7 — разделительный канал; 8, 9 — электроды.

Рост эпитаксиального слоя проводился на подложке 4 из ростового раствора-расплава 1, для подпитки которого использовались один или два „жидких источника“, представляющих собой отдельные растворы-расплавы 2 и 3, насыщенные компонентами выращиваемого твердого раствора. „Жидкие источники“ отделены от ростового раствора-расплава посредством длинных и тонких каналов. Размерные характеристики канала, а именно его длина и отношение площади его поперечного сечения к площади сечения ростового раствора-расплава выбирались таким образом, чтобы за время процесса роста практически предотвратить неконтролируемое диффузионное перемешивание между компонентами растворов-расплавов 1 и 2 (3). При пропускании постоянного электрического тока заданной величины и полярности через кристаллизационную ячейку происходит электроперенос компонентов жидкого источника в ростовой раствор-расплав. Это приводит к смещению ростового раствора-расплава от фазового равновесия в сторону его пересыщения и к росту пленки на подложке. Количество каждой i -й компоненты, поступающей из жидкого источника в ростовой раствор-расплав, определяется выражением

$$N_i = \mu_i \rho j C_i S t = \mu_i \rho J C_i t, \quad (2)$$

где μ_i — подвижность i -й компоненты в жидкой фазе, ρ — удельное сопротивление раствор-расплава, j — плотность электрического тока в канале, J — величина тока, пропускаемого через жидкий источник и ростовой раствор-расплав, C_i — концентрация i -й компоненты в жидком источнике, S — площадь поперечного сечения канала, t — время пропускания электрического тока.

Как видно из (1), при заданном значении тока и времени его пропускания, количество каждой компоненты, поступающей в ростовой раствор-расплав зависит от ее электроподвижности и концентрации в жидком источнике. Отсюда следует, что, например, при использовании только одного жидкого источника в ростовом растворе-расплаве будет увеличиваться концентрация той ком-

поненты, которая имеет большую электроподвижность. Для исследуемого нами соединения InAsPSb в расплаве In электроподвижность P приблизительно в два раза больше электроподвижности As, а Sb практически равна нулю. Благодаря данной особенности „жидкоисточниковой“ разновидности ЭЖЭ можно выращивать пленки InAsPSb с постоянным или увеличивающимся по направлению роста содержанием фосфора. Методом обычной жидкофазной эпитаксии с понижением температуры очень трудно получать пленки постоянного состава. При использовании данной технологии слои InAsPSb получают с уменьшающимся по направлению роста содержанием фосфора и соответственно шириной запрещенной зоны [21].

При использовании двух жидких источников с разными концентрациями растворенных в них компонент можно выращивать как отдельные варизонные слои InAsP, InAsPSb [20], так и двуслойные структуры InAsPSb с разными значениями ширины запрещенной зоны и типа проводимости.

В настоящей работе гетероструктуры n -InAs/ p -InAsPSb выращивались методом ЭЖЭ с использованием одного жидкого источника и методом ЖЭ из переохлажденного раствора-расплава. В качестве подложек использовались нелегированные пластины n -InAs с ориентацией (100), толщиной $400 \mu\text{m}$, концентрацией носителей заряда $n = 4 \cdot 10^{16} \text{cm}^{-3}$ и плотностью дислокаций $N_D \leq 5 \cdot 10^4 \text{cm}^{-2}$. Рост пленки осуществлялся в ростовой cassette пенального типа при температуре эпитаксии 580°C в потоке водорода, очищенного с помощью палладиевых фильтров. Нижний электрический контакт к обратной стороне подложки создавался с помощью расплава In, насыщенного InAs. Изначальный состав ростового раствора-расплава определялся из диаграммы состояния для четырехкомпонентного соединения InAsPSb с учетом соответствия постоянных решеток выращиваемой пленки InAsPSb и подложки InAs [22]. Жидкий источник имел тот же состав, что и ростовой раствор-расплав, который перед процессом выдерживался в контакте с дополнительной подложкой b для получения идеального термодинамически равновесного с подложкой InAs раствора-расплава. Затем данный раствор-расплав приводился в контакт с рабочей подложкой 4 и проводился рост пленки InAsPSb при постоянной температуре за счет пропускания постоянного электрического тока через ростовую ячейку.

Гетероструктуры n -InAs/ p -InAsPSb выращивались также методом ЖЭ из пересыщенного раствора-расплава. Пересыщение создавалось за счет снижения температуры насыщенного раствора-расплава, полученного описанным выше методом. При выбранных нами условиях роста (температура процесса, состав жидкой фазы и др.) наиболее совершенные пленки InAsPSb толщиной 4 – $6 \mu\text{m}$ получались при снижении температуры насыщенного раствора-расплава на 5 – 10°C .

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Нами исследовались эпитаксиальные пленки p -InAsPSb, выращенные на подложке n -InAs методами ЭЖЭ и ЖЭ. Исследования границы раздела p -InAsPSb/ n -InAs гетероперехода, морфологии поверхности и состава пленок проводились методом сканирующей электронной микроскопии (SEM-EDX) на установке SEM Zeiss DSM 962. SEM-изображение поперечного скола подложка–пленка и морфология поверхности пленки, снятая на оптическом микроскопе „Olympus“, приведены на рис. 3 и 4. Как видно из этих рисунков, пленки InAsPSb имеют такую же зеркальную поверхность, как и поверхность исходной подложки, и планарную с подложкой границу раздела.

На рис. 5 приведены типичные вольт-амперные характеристики (ВАХ) диодных p -InAsPSb/ n -InAs гетероструктур, измеренные в интервале температур от -20 до $+20^\circ\text{C}$. Диодные мезоструктуры имели активную поверхность диаметром 0.4 – 0.5mm . Нижний омический контакт к подложке создавался напылением Au(Ge), а к пленке — напылением Cr/Au, которые затем вжигались в атмосфере водорода.

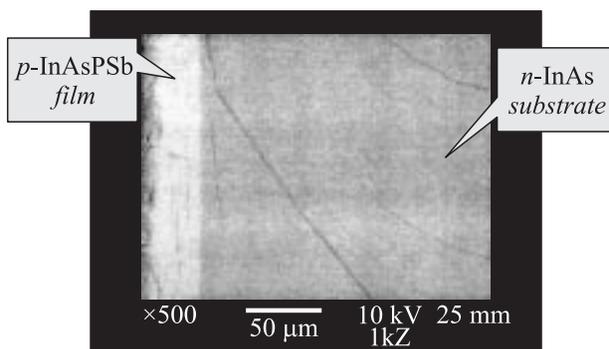


Рис. 3. SEM-EDX-изображение поперечного скола p -InAsPSb/ n -InAs.

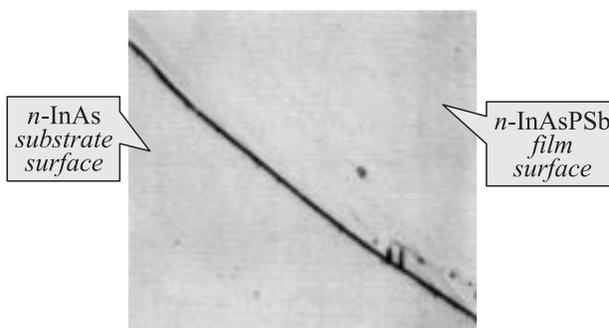


Рис. 4. Фотография морфологии поверхности пленки InAsPSb.

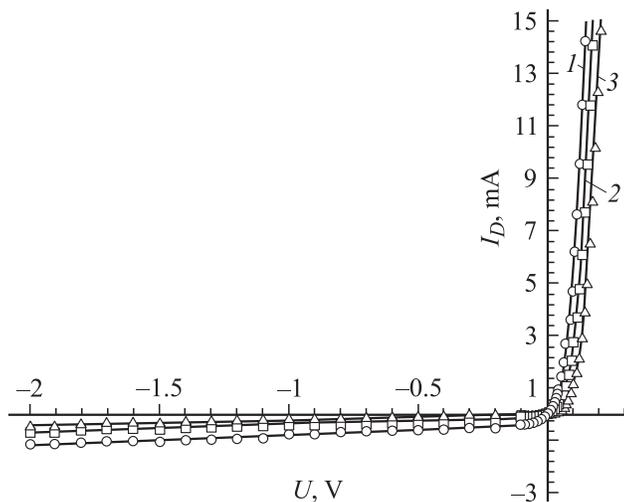


Рис. 5. Темновая ВАХ ТФВ диодной мезоструктуры p -InAsPSb/ n -InAs. (1 — $t = +20^\circ\text{C}$, 2 — 0°C , 3 — -20°C).

Экспериментальные значения темновых токов на ВАХ хорошо описываются зависимостью вида

$$J(V) = J_S \left[\exp\left(\frac{e(V - JR_S)}{nkT}\right) - 1 \right] + \frac{V - JR_S}{R_{Sh}}, \quad (3)$$

где J — ток, протекающий через диод, J_S — ток насыщения, V — напряжение на диоде, n — коэффициент неидеальности, k — постоянная Больцмана, T — температура, R_{Sh} — шунтирующее сопротивление, R_S — сопротивление базы и контактов.

В таблице приведены значения параметров гетеродиодов, полученные в результате аппроксимации экспериментальных данных зависимостью (3), представлены значения контактной разности потенциала p - n -перехода V_k для разных температур, рассчитанных по экспериментальным данным ВАХ.

Результаты измерений показывают, что коэффициент неидеальности диода близок к единице, что свидетельствует о диффузионном механизме токопрохождения в p - n -переходе вплоть до температуры в -20°C . Для случая тонкого p - n -перехода, согласно диффузионному механизму переноса тока, плотность тока насыщения I_S диода определяется выражением

$$I_S = I_{SP} + I_{SN} = en_p \sqrt{\frac{D_N}{\tau_N}} + ep_n \sqrt{\frac{D_P}{\tau_P}}, \quad (4)$$

где D_N , D_P и τ_N , τ_P — коэффициенты диффузии и времена жизни неосновных носителей заряда соответственно в

$T, ^\circ\text{C}$	J_S, mA	n	R_S, Ω	R_{Sh}, Ω	V_k, V
+20	0.37	1.07	2	2500	0.14
+10	0.22	1.15	2.12	3000	0.156
0	0.11	1.2	2.2	3650	0.167
-10	0.057	1	2.23	4200	0.18
-20	0.022	0.97	2.25	4560	0.19

p - и n -типах полупроводников, n_p и p_n — концентрации электронов и дырок соответственно в p - и n -областях.

Для определения τ_N , τ_P и D_N , D_P использовались соотношения

$$\tau_P = \tau_r^n = 2 \frac{n_i}{n_n} \tau_{ir}, \quad \tau_n = \tau_r^p = 2 \frac{n_i}{p_p} \tau_{ir},$$

$$D_n = \frac{kT}{e} \mu_n, \quad D_p = \frac{kT}{e} \mu_p, \quad (5)$$

$$n_i = 4.9 \cdot 10^{15} \left(\frac{m_n^* m_p^*}{m_0} \right)^{3/4} T^{3/2} \exp\left(-\frac{E_g}{2kT}\right), \quad (6)$$

где τ_{ir} — время жизни носителей в собственном полупроводнике, n_i — концентрация носителей в собственном полупроводнике, μ_n и μ_p — подвижности электронов и дырок, E_g — ширина запрещенной зоны полупроводника.

Полагая, что параметры пленок $\text{InAs}_x\text{P}_y\text{Sb}_{1-x-y}$ при малых концентрациях P и Sb незначительно отличаются от параметров InAs, и используя в выражениях (5) и (6) следующие значения параметров для InAs: $m_n^* = 0.023m_0$, $m_p^* = 0.33m_0$, $\mu_n = 22600$, $\mu_p = 200 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$, $\tau_{ir} = 0.24 \mu\text{s}$, $E_g = 0.35 \text{ eV}$, $T = 300 \text{ K}$, $n_i = 7.28 \cdot 10^{14}$, $n_n = 4.9 \cdot 10^{16}$, $p_p = 2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, для τ_N , τ_P и D_N , D_P получим $\tau_P = 0.76 \cdot 10^{-8}$, $\tau_n = 1.87 \cdot 10^{-10} \text{ s}$, $D_n = 587$, $D_p = 5.2 \text{ cm}^2/\text{s}$.

Подставив полученные значения τ_n , τ_P , D_n , D_P , n_n , p_p в (4), для тока насыщения получим

$$I_S = 15.5 \cdot 10^{-2} \text{ A/cm}^2.$$

Экспериментальное значение плотности тока насыщения реальной диодной структуры n -InAs/ p -InAsPSb при $t = +20^\circ\text{C}$ составляет

$$I_S = \frac{0.37 \text{ mA}}{S_d = 0.1256 \text{ mm}^2} = 29 \cdot 10^{-2} \text{ A/cm}^2.$$

Экспериментальное значение I_S близко к теоретически получаемому результату, что свидетельствует о хорошем качестве созданных методами ЭЖЭ и ЖЭ гетероструктур n -InAs/ p -InAsPSb.

На рис. 6 приведена спектральная зависимость тока короткого замыкания n -InAs/ p -InAsPSb ТФВ диодной структуры. Как видно из рис. 6, данные диодные структуры имеют довольно широкую область спектральной чувствительности, определяемую шириной запрещенных зон InAs и твердого раствора InAsSbP. Медленный спад фоточувствительности при смещении в коротковолновую область спектра, по-видимому, обусловлен малой скоростью безызлучательной рекомбинации на поверхности пленки. Измеренная монохроматическая ампер-ваттная чувствительность в максимуме спектра показала значения 1–1.3 А/Вт, что соответствует квантовой эффективности в 40–50%.

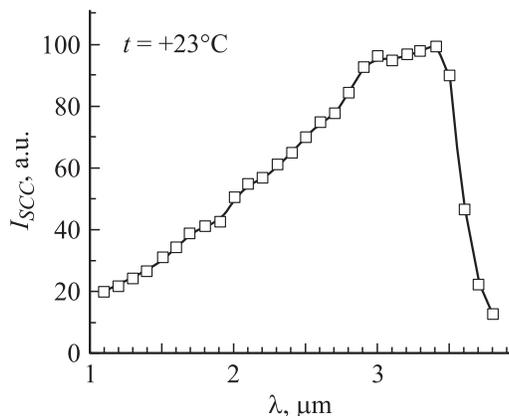


Рис. 6. Спектральная зависимость тока короткого замыкания (I_{scc}) n -InAs/ p -InAsPSb ТФВ диодной структуры.

Заключение

Показано, что пленки InAsPSb, полученные на подложке InAs методом ЖЭ из переохлажденного раствора-расплава и методом ЭЖЭ с подпиткой ростового раствора-расплава компонентами выращиваемого слоя, имеют однородный состав и высокое совершенство кристаллической структуры. Значения обратных токов насыщения ТФВ-гетероструктур n -InAs/ p -InAsPSb, полученных данными методами, близки к теоретическим величинам. Диодные структуры обладают широкой областью спектральной фоточувствительности, что делает их весьма перспективными для создания ТФВ-элементов.

Работа выполнена в рамках IPP–CRDF проекта ARP-2-10831-YE-04 и Национальной программы по полупроводниковой наноэлектронике Армении. Работа также выполнялась при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 05-08-50200а).

Список литературы

- [1] *Wedlock B.D.* // Proc. IEEE. 1963. Vol. 51. P. 694.
- [2] *Coutts T.J., Wanlass M.W., Ward J.S., Jonson S.* // Proc. of 25th IEEE Photovolt. Specialists Conf. Washington, USA. 1966. P. 25.
- [3] *Cody G.D.* // Termophotovoltaic Generation of Electricity: Fourth NREL Conf. 1999. P. 58.
- [4] *Aroutiounian V., Petrosyan S., Khachatryan A., Touryan K.* // J. of Appl. Phys. 2001. Vol. 89. P. 2268.
- [5] *Luque A.* et al. // 19th Europ. Photovoltaic Solar Energy Conf. and Exhibition. Paris, France. 7–11 Jule, 2004.
- [6] *Wanlass M.V., Ward J.S., Emery K.A.* et al. // Solar Energy Materials and Solar Cels. 1996. Vol. 41/42. P. 405.
- [7] *Wojtczuk S.* // Proc. of 31st Intersociety Energy Conversion Conf. (IECEC). Washington D.C, USA. 11–16 August, 1966. P. 974.
- [8] *Sharps P.R., Timmons M.L., Venkat R.* et al. // Proc. of AIP Conf. 1995. Vol. 321. P. 194.
- [9] *Wang C.A., Choi H.K. and Charache G.W.* // IEE Proc. of Optoelectron. 2000. Vol. 147. P. 193.

- [10] *Гусейнов А.А., Джуртанов Б.Е., Литвак А.М.* и др. // Письма в ЖТФ. 1989. Т. 15. Вып. 12. С. 67–73.
- [11] *Баранов А.Н., Гусейнов А.А., Литвак А.М.* и др. // Письма в ЖТФ. 1990. Т. 16. Вып. 5. С. 33–39.
- [12] *Андреев И.А., Куницына Е.В., Михайлова М.П., Яковлев Ю.П.* // ФТП. 1999. Т. 33. Вып. 2. С. 249–253.
- [13] *Wang C.A., Choi H.K., Ransom S.L.* et al. // Appl. Phys. Lett. 1999. Vol. 75. P. 1305.
- [14] *Choi H.K., Eglash S.J. and Turner G.W.* // J. of Appl. Phys. Lett. 1994. Vol. 64. P. 2474.
- [15] *Cody G.D.* // Termophotovoltaic Generation of Electricity: Fourth NREL Conf. / Ed. by N.J. Coumts, J.P. Benner, and C.S. Allman. AIP Conf. Proc. 1999. Vol. 450. P. 58–67.
- [16] *Gevorkyan V.A., Aroutiounian V.M., Gambaryan K.M.* // World Renewable Energy Congress–VII. Cologne, Germany. 29 June–5 July, 2002.
- [17] *Gevorkyan V.A., Aroutiounian V.M., Gambaryan K.M.* et al. // Thin Solid Films. 2004. Vol. 451–452. P. 124–127.
- [18] *Gevorkyan V.A., Aroutiounian V.M., Gambaryan K.M.* et al. // World Renewable Energy Congress–VIII. Denver, Colorado, USA. August 28–September 3, 2004.
- [19] *Mauk M.G., Shellenbarger Z.A., Cox J.A.* et al. // J. of Crystal Growth. 2000. Vol. 211. P. 189–193.
- [20] *Gevorkyan V.A.* // J. of Crystal Growth. 2003. Vol. 249. P. 149–158.
- [21] *Yongzhen W., Changchun J., Guijin L.* // J. of Crystal Growth. 1998. Vol. 187. P. 194–196.
- [22] *Wilson M.R., Krier A. and Mao Y.* // J. of Electronic Materials. 1996. Vol. 25. N 9.