

ПЛЕНОЧНЫЕ СОЛНЕЧНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au

Г. С. Хрипунов, А. В. Пирогов, Н. А. Ковтун, А. Л. Хрипунова, Д. А. Кудий
*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,
 Харьков, Украина*

Поступила в редакцию 15.10.2014

С целью оптимизации конструктивно-технологических решений фронтальных электродов были проведены сопоставительные исследования выходных параметров и световых диодных характеристик пленочных солнечных элементов ITO/CdS/CdTe/Cu/Au и SnO₂:F/CdS/CdTe/Cu/Au. Установлено, что большее напряжение и больший фактор заполнения солнечных элементов при использовании в конструкции пленок SnO₂:F обусловлены меньшими значениями плотности диодного тока насыщения и последовательного сопротивления, что обусловлено устойчивостью кристаллической структуры и электрических свойств этих пленок к «хлоридной» обработке базового слоя при изготовлении приборной структуры. В тоже время солнечные элементы с фронтальным электродом ITO имеют большую плотность тока короткого замыкания, что обусловлено большим средним коэффициентом пропускания слоев ITO. Использование в конструкции фронтальных контактов ITO наноразмерных слоев SnO₂ позволяет увеличить эффективность солнечных элементов на основе CdS/CdTe до 11,4 % за счет стабилизации кристаллической структуры и электрических свойств пленок ITO, а также возможности снижения толщины слоя сульфида кадмия без шунтирования приборной структуры.

Ключевые слова: «хлоридная» обработка, фронтальный электрод ITO, шунтирование, фактор заполнения.

ПЛІВКОВІ СОНЯЧНІ ЕЛЕМЕНТИ ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au

Г. С. Хрипунов, О. В. Пирогов, Н. А. Ковтун, А. Л. Хрипунова, Д. А. Кудий

З метою оптимізації конструктивно-технологічних рішень фронтальних електродів були проведені порівняльні дослідження вихідних параметрів і світлових діодних характеристик плівкових сонячних елементів ITO/CdS/CdTe/Cu/Au та SnO₂:F/CdS/CdTe/Cu/Au. Встановлено, що більша напруга і більший фактор заповнення сонячних елементів при використанні у конструкції плівок SnO₂:F обумовлені меншими значеннями густини діодного струму насичення і послідовного електроопору, що обумовлено стійкістю кристалічної структури та електричних властивостей цих плівок до «хлоридної» обробки базового шару при виготовленні приладової структури. У той же час сонячні елементи з фронтальним електродом ITO мають велику густину струму короткого замикання, що обумовлено великим середнім коефіцієнтом пропускання шарів ITO. Використання у конструкції фронтальних контактів ITO нанорозмірних шарів SnO₂ дозволяє збільшити ефективність сонячних елементів на основі CdS/CdTe до 11,4 % за рахунок стабілізації кристалічної структури та електричних властивостей плівок ITO, а також можливість зниження товщини шару сульфиду кадмію без шунтування приладової структури.

Ключові слова: «хлоридна» обробка, фронтальний електрод ITO, шунтування, фактор заповнення.

FILM SOLAR CELLS ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au

G. S. Khrypunov, O. V. Pirohov, N. A. Kovtun, A. L. Khrypunova, D. A. Kudiy

For optimization of the design and technological solutions frontal electrodes comparative research external parameters and light diode characteristics thin film solar cells ITO/CdS/CdTe/Cu/Au and SnO₂:F/CdS/CdTe/Cu/Au has been provided. It was found that higher open circuit voltage and higher fill factor of solar cells for using SnO₂:F frontal electrodes due to lower values of the saturation diode current density and the series resistance in result resistant crystal structure and electrical properties of this films to the «chloride» treatment CdTe base layer at manufacture of the device structure. At the same time solar cells with ITO front electrode have a higher short-circuit current density due to the high average transmittance layers of ITO. Using contacts in the design of the ITO frontal electrodes nanoscale SnO₂ layers increase the efficiency solar cells of CdS/CdTe base up to 11,4 % due to the stabilization of the crystal structure and electrical properties of films of ITO, as well as the possibility

of reducing the thickness of the layer of cadmium sulfide without shunting device structure.

Keywords: «chloride» treatment, the front electrode of ITO, shunting, the filling factor.

ВВЕДЕНИЕ

Пленочные солнечные элементы (СЭ) на основе теллурида кадмия и диселенидов меди, индия и галлия, благодаря экономичности, низкой энерго- и материалоемкости [1—2] являются альтернативой традиционным приборным структурам на основе кристаллического кремния. Несмотря на достигнутые значения КПД, пленочные СЭ с базовым слоем теллурида кадмия существенно уступают СЭ с базовым слоем диселенида меди, индия и галлия по величине плотности тока короткого замыкания, что наряду с различием в ширине запрещенной зоны этих абсорберов обусловлено значительными оптическими потерями света при его прохождении к базовому слою теллурида кадмия [3—4]. При мощности солнечного излучения 100 мВт/см^2 максимальная теоретическая плотность тока короткого замыкания для солнечного элемента с базовым слоем CdTe составляет $30,8 \text{ мА/см}^2$ [5]. Приблизительно ($4—7$) мА/см^2 плотности тока короткого замыкания приходится на электрический ток, обусловленный генерацией неравновесных носителей заряда в результате поглощения фотонов с энергией, превышающей ширину запрещенной зоны CdS в гетеросистеме glass/SnO₂(ITO)/CdS [6]. Таким образом, рекомбинация неравновесных носителей заряда в слое CdS может оказывать достаточно существенное негативное влияние на величину тока короткого замыкания, снижая вклад в формирование фото-э. д. с. от неравновесных носителей заряда, генерированных под действием фотонов в спектральном интервале (300—520) нм. Кроме того, в слое сульфида кадмия наблюдается внутризонное поглощение фотонов с энергией меньше ширины запрещенной зоны, обусловленное развитым энергетическим спектром собственных точечных дефектов. Поэтому, уменьшение толщины слоя сульфида кадмия в результате роста плотности потока фотонов, поступающих в базовый слой, может приводить к увеличению плотности тока короткого замыкания

[7]. Однако при снижении толщины слоя сульфида кадмия также может наблюдаться шунтирование основного сепарирующего барьера в результате контакта базового слоя с тыльным электродом за счет наличия пор в сульфиде кадмия [8] или за счет расхождения сульфида кадмия на образование варизонной прослойки твердого раствора CdS_xTe_{1-x} [9]. Для предотвращения шунтирования в конструкции тыльных электродов СЭ обычно используют тонкие прослойки нелегированного оксида олова [10].

В работе для увеличения эффективности СЭ на основе CdS/CdTe традиционной конструкции: на стеклянных подложках и гибких приборных структурах на подложках из пленок полиимида толщиной 15 мкм проведены сопоставительные исследования влияния наноразмерных прослоек оксида олова на эффективность фотоэлектрических процессов.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Пленочные СЭ на основе CdS/CdTe тыльной конфигурации, при реализации которой освещение света осуществлялось при освещении со стороны прозрачной подложки, формировались на стеклянных пластинках и гибких полиимидных пленках фирмы Upilex с фронтальными электродами ITO. Толщина пленок ITO составляла 120 нм соответственно. В вакуумной установке ВУП — 5 М на слои ITO методом неактивного магнетронного распыления на постоянном токе при температуре подложки 300 °С наносились тонкие пленки нелегированного оксида олова толщиной от 50 нм до 100 нм. На поверхности фронтальных электродов ITO/SnO₂ в модернизированной вакуумной установке УВН методом термического вакуумного испарения при температуре подложки 200 °С осаждались пленки сульфида кадмия толщиной $d_{\text{cds}} = (0,2—0,4) \text{ мкм}$, а затем без нарушения вакуума — слои теллурида кадмия толщиной 4 мкм. Полученные гетеросистемы подвергались «хлоридной» обработке, которая является стандартной

технологической операцией для изготовления эффективных СЭ на основе CdS/CdTe. Для этого на поверхность CdTe методом термического вакуумного испарения без нагрева подложки наносились слои CdCl₂ и проводился отжиг на воздухе при температуре 430 °С в течение 25 минут. Толщина хлорида кадмия при проведении «хлоридной» обработки СЭ ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au, сформированных на стеклянных подложках составляла 0,6 мкм, на полиимидных пленках 0,11 мкм, что соответствовало оптимальным значениям этого технологического параметра для СЭ SnO₂:F/CdS/CdTe/Cu/Au. После отжига осуществлялось травление базового слоя в растворе брома в метаноле. Это позволяло удалить продукты химической реакции, протекающей при «хлоридной» обработке, и получить на поверхности CdTe наноразмерную прослойку теллура, необходимого для формирования эффективного туннельного контакта. После травления методом термического вакуумного испарения осаждались пленки Cu/Au толщиной 11 нм и 50 нм соответственно, проводился отжиг на воздухе при температуре 200 °С в течение 20 минут.

Для определения выходных параметров: плотности тока короткого замыкания ($J_{кз}$), напряжения холостого хода ($U_{хх}$), фактора заполнения световой вольт-амперной характеристики (FF) и эффективности (η) при облучении СЭ световым потоком мощностью 100 мВт/см² измерялись их световые вольт-амперные характеристики (ВАХ).

Использование светодиодного имитатора позволяло реализовывать световой поток со спектральным составом, соответствующим спектру солнечного излучения в наземных условиях.

Согласно эквивалентной схеме количественными характеристиками фотоэлектрических процессов, протекающими при освещении СЭ являются его световые диодные характеристики: плотность фототока (J_{ϕ}), плотность диодного тока насыщения (J_0), коэффициент идеальности диода (A), последовательное ($R_{п1}$) и шунтирующее ($R_{ш1}$) электросопротивления, рассчитываемые на единицу активной площади приборной структуры.

Связь эффективности СЭ со световыми диодными характеристиками в неявном виде описывается теоретической световой ВАХ СЭ [11]:

$$J_n = -J_{\phi} + J_0 \left\{ \exp \left[\frac{e(U_n - J_n R_n)}{kT} \right] - 1 \right\} + \frac{U_n - J_n R_n}{R_{ш}}, \quad (1)$$

где J_n — плотность тока, протекающего через нагрузку; e — заряд электрона; k — постоянная Больцмана; T — температура солнечного элемента; U_n — падение напряжения на нагрузке.

Для идентификации физических механизмов, определяющих изменение КПД при изменении конструктивно-технологических решений СЭ, путем математического моделирования устанавливалась количественная связь между изменением световых диодных параметров и изменением КПД. Это позволяет определять доминирующие световые диодные характеристики, изменение которых при изменении конструктивно-технологических решений СЭ обуславливает изменение его КПД. На первом этапе изготавливается серия СЭ, у которых отличается один технологический параметр (например, толщина слоя оксида олова — d) (рис. 1).

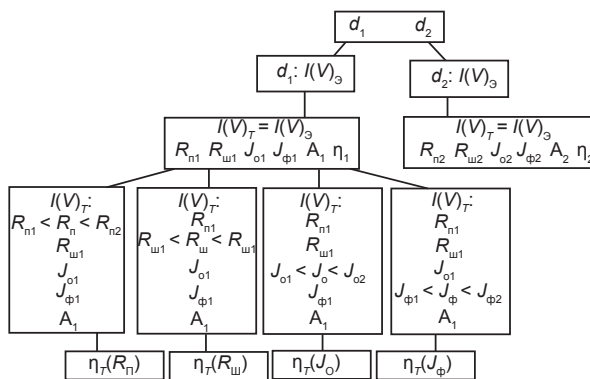


Рис. 1. Этапы определения физических закономерностей влияния технологических параметров изготовления на эффективность СЭ

Из общей серии вначале выбирают исходный (первый) и следующий (второй) СЭ. Затем измеряют световые ВАХ выбранных СЭ. Далее путем аппроксимации с помощью ПЭВМ экспериментальной световой ВАХ теоретической зависимостью определяют

световые диодные характеристики и эффективность СЭ. Среднеквадратичное отклонение при аппроксимации обычно составляло 10^{-8} — 10^{-10} . При этом, величины теоретического и экспериментального КПД, которые рассчитывались по теоретической и экспериментальной световой ВАХ, совпадали с точностью 0,01 %. На четвертом этапе определяют интервалы, в которых изменились световые диодные характеристики. В соответствии с этими интервалами, используя разработанную компьютерную программу, проводится моделирование влияния варьирования в соответствующих экспериментальным значениям интервалах каждой из световых диодных характеристик первого СЭ на эффективность. При этом, все световые диодные характеристики первого СЭ, кроме одной, фиксируются, а эта световая диодная характеристика принимает значение из выбранного интервала. По набору световых диодных параметров, в соответствии с выражением (1), программой рассчитывается теоретическая световая ВАХ и определяется КПД. Затем, выбирается следующее значение световой диодной характеристики из выбранного интервала и рассчитывается следующая теоретическая световая ВАХ, из которой определяется КПД. В результате, мы получаем теоретическую зависимость КПД от изменения в выбранном диапазоне одной диодной характеристики при фиксированных остальных. Подобное моделирование повторяется для каждой световой диодной характеристики первого СЭ. Анализируя пять теоретических зависимостей КПД от изменения световых диодных характеристик первого СЭ, мы сопоставляем полученные теоретические значения КПД с экспериментальным КПД второго СЭ и оцениваем количественный вклад изменения каждой из световых диодных характеристик в экспериментально зафиксированное изменение КПД. Это позволяет идентифицировать те диодные характеристики, изменение которых оказывает доминирующее влияние на экспериментально зафиксированное изменение КПД при изменении технологического параметра изготовления СЭ.

Подобная процедура повторяется для второго и третьего СЭ, затем для третьего и четвертого и т. д. В результате, мы можем выделить диапазоны значений технологического параметра, в котором доминирующее влияние на изменение КПД оказывает одна и та же световая диодная характеристика. Предполагая возможные физические механизмы влияния кристаллической и энергетической структуры базового и сопрягающегося слоев СЭ на световые диодные характеристики, мы проводим соответствующие экспериментальные исследования. В результате таких исследований устанавливаются физические закономерности влияния технологического параметра получения СЭ на его эффективность. Это позволяет проводить физически обоснованную оптимизацию конструкции и физико-технологических условий получения СЭ.

Для исследования оптических свойств полупроводниковых пленок и подложек на регистрирующем спектрофотометре СФ-2000 двухканальным методом с точностью 0,05 % измерялись спектральные зависимости их коэффициентов пропускания в диапазоне длин волн (0,30—1,10) мкм.

Толщина пленок CdS и SnO₂ измерялась стандартным способом с использованием профилометра DekTak 303 по величине ступеньки между поверхностью пленки оксида и подложкой, которая была визуализирована на экране профилометра.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Было исследовано влияние толщины наноразмерной прослойки оксида олова на эффективность фотоэлектрических процессов в СЭ на основе CdS/CdTe, сформированных на стеклянных подложках. Для первой серии образцов толщина сульфида кадмия была неизменной и составляла 0,4 мкм, что соответствовала максимальной эффективности приборных структур без прослойки SnO₂. При этом, в конструкции СЭ варьировалась толщина прослойки оксида олова. Типичные световые ВАХ представлены на рис. 2а. Аналитическая обработка световых ВАХ (табл. 1) показала, что рост толщины

слоя оксида олова (d_{SnO_2}) в составе двухслойных электродов ITO/SnO₂ до $d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм приводит к росту эффективности СЭ ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au до $\eta = 10,5\%$ за счет роста напряжения холостого хода и фактора заполнения световой ВАХ. Необходимо отметить, что при этом снижается плотность тока короткого замыкания. Моделирование показывает, что рост эффективности СЭ ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au при увеличении толщины прослойки слоя диоксида олова в равной мере обусловлен снижением плотности диодного тока насыщения, ростом шунтирующего электросопротивления и уменьшением последовательного электросопротивления.

рост последовательного электросопротивления. Согласно литературным данным значительные потери фототока обусловлены поглощением света в слое сульфида кадмия. Поэтому, нами были изготовлены СЭ ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au у которых толщина слоя сульфида кадмия была снижена от $d_{\text{CdS}} = 0,4$ мкм до $d_{\text{CdS}} = 0,2$ мкм. Толщина слоя оксида олова составляла $d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм, что соответствовало максимальной эффективности СЭ ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au при $d_{\text{CdS}} = 0,4$ мкм. Снижение толщины слоя сульфида кадмия от 0,4 мкм до 0,2 мкм при толщине слоя оксида олова 50 нм приводит к росту плотности тока короткого замыкания, что обусловлено увеличением

Таблица 1

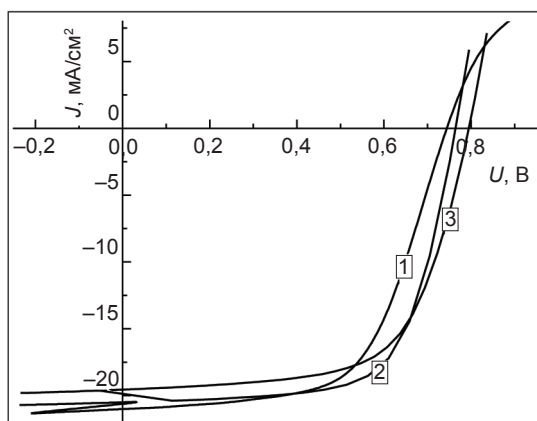
Выходные параметры и световые диодные характеристики СЭ ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au, сформированных на стеклянных подложках

Выходные параметры и световые диодные характеристики	$d_{\text{CdS}} = 0,4$ мкм			$d_{\text{CdS}} = 0,2$ мкм		
	$d_{\text{SnO}_2} = 0$ нм	$d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм	$d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм	$d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм	$d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм	$d_{\text{SnO}_2} = 120$ нм
$J_{\text{КЗ}}$, мА/см ²	21,1	20,5	19,6	21,4	20,9	20,5
$U_{\text{ХХ}}$ мВ	734	761	792	649	765	760
FF , отн. ед.	0,62	0,67	0,64	0,52	0,71	0,63
η , %	9,5	10,5	9,9	7,2	11,4	9,9
$J_{\text{Ф}}$, мА/см ²	21,1	20,8	20,3	21,6	21,3	20,7
$R_{\text{П}}$, Ом·см ²	5,0	2,2	5,4	1,8	2,8	4,2
$R_{\text{Ш}}$, Ом·см ²	580	760	1200	450	800	700
A , отн. ед.	2,5	2,3	1,9	2,7	2,1	2,2
$J_{\text{Ф}}$, А/см ²	$6,3 \cdot 10^{-8}$	$2,7 \cdot 10^{-8}$	$1,1 \cdot 10^{-8}$	$4,3 \cdot 10^{-7}$	$2,5 \cdot 10^{-8}$	$2,8 \cdot 10^{-8}$

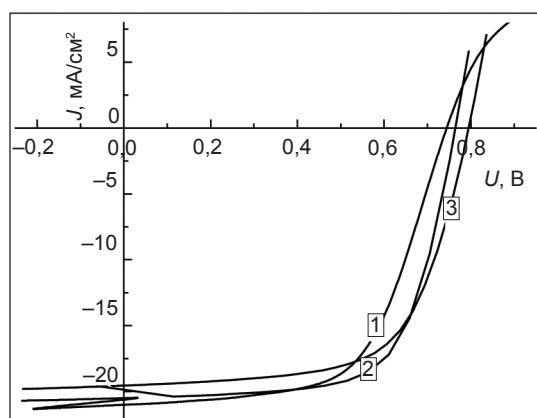
Дальнейший рост толщины наноразмерной прослойки диоксида олова до $d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм приводит к росту напряжения холостого хода до $U_{\text{ХХ}} = 792$ мВ, однако при этом снижается плотность тока короткого замыкания и фактор заполнения световой ВАХ, что, в результате, приводит к снижению η до 9,9 %. Моделирование показывает, что определяющее влияние на снижение КПД оказывает снижение плотности фототока и

плотности потока фотонов поступающих в базовый слой, в результате идентифицированного экспериментально увеличения коэффициента пропускания слоя сульфида кадмия в широком спектральном диапазоне (рисунок 3а). Однако, при этом наблюдалось снижение напряжения холостого хода и фактора заполнения, что приводит к снижению эффективности. Моделирование показало, что снижение η обусловлено

снижением шунтирующего электросопротивления и ростом плотности диодного тока насыщения.



а

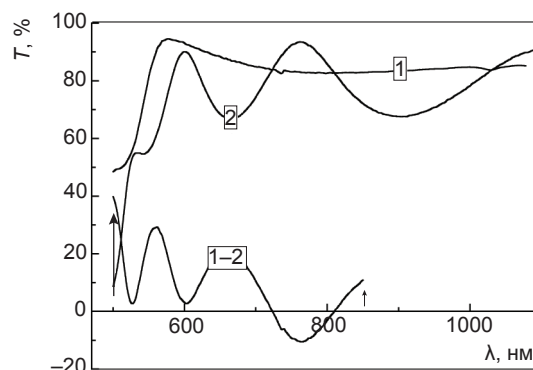


б

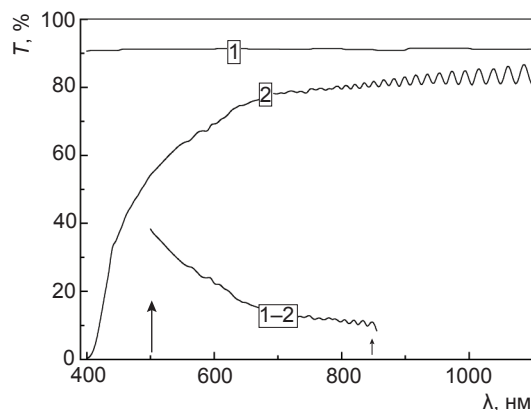
Рис. 2. Световые ВАХ СЭ ИТО/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au на стеклянных подложках: а) $d_{\text{CdS}} = 0,4$ мкм, где 1 — $d_{\text{SnO}_2} = 0$ нм, 2 — $d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм, 3 — $d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм; б) $d_{\text{CdS}} = 0,2$ мкм, где 1 — $d_{\text{SnO}_2} = 0$ нм, 2 — $d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм, 3 — $d_{\text{SnO}_2} = 120$ нм

Мы полагаем, что снижение КПД при снижении толщины слоя сульфида кадмия обусловлено шунтированием основного сепарирующего барьера гетеропереходом $n\text{ITO} - p\text{CdTe}$, которые в силу существенного различия в периодах решетки гетеропартнеров имеет высокую плотность диодного тока насыщения и меньшее шунтирующее электросопротивление. Поэтому, нами при толщине слоя сульфида кадмия 0,2 мкм для исключения шунтирования основного сепарирующего барьера была увеличена толщина слоя оксида олова. Было установлено, что при толщине слоя сульфида кадмия 0,2 мкм увеличение толщины слоя оксида олова до $d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм приводит к росту эффективности до $\eta = 11,4$ %, что обусловлено ростом

напряжения холостого хода и фактора заполнения световой ВАХ.



а



б

Рис. 3. Спектральные зависимости коэффициентов пропускания: а) пленок CdS, где 1 — $d_{\text{CdS}} = 0,2$ мкм, 2 — $d_{\text{CdS}} = 0,4$ мкм; б) подложек, где 1 — стеклянная подложка, 2 — полиимидная пленка

Наблюдаемая оптимизация фотоэлектрических процессов, согласно результатам моделирования, обусловлена ростом шунтирующего электросопротивления и снижением плотности диодного тока насыщения. Таким образом, рост толщины слоя оксида олова до $d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм компенсирует снижение толщины слоя сульфида кадмия до 0,2 мкм и приводит к росту эффективности за счет роста плотности фототока и снижения последовательного электросопротивления. При дальнейшем увеличении толщины слоя оксида олова до $d_{\text{SnO}_2} = 100$ нм наблюдается снижение эффективности, что обусловлено уменьшением плотности тока короткого замыкания и фактора заполнения световой ВАХ. Моделирование влияния диодных характеристик на эффективность СЭ показывает, что снижение эффективности обу-

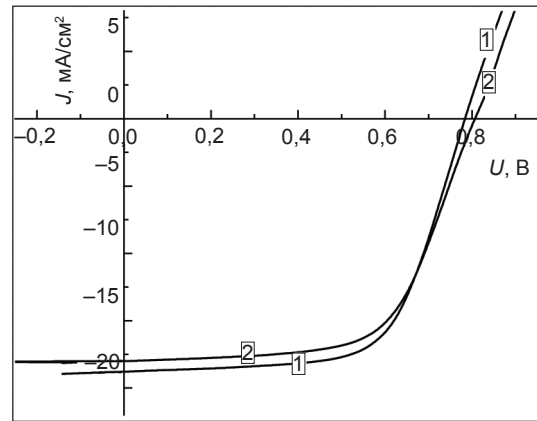
словлено уменьшением плотности фототока и ростом последовательного электросопротивления. Необходимо отметить, что при толщинах сульфида кадмия 0,2 мкм увеличение толщины слоя оксида олова до $d_{\text{SnO}_2} = 100$ нм не приводит к росту напряжения холостого хода, в отличие от наблюдаемого экспериментально возрастание этого выходного параметра для СЭ с толщиной слоя сульфида кадмия 0,4 мкм при увеличении толщины слоя оксида олова до $d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм. Таким образом, дальнейшее снижение толщины слоя сульфида кадмия уже не может компенсироваться дальнейшим ростом толщины слоя оксида олова.

Было исследовано влияние наноразмерной прослойки оксида олова на эффективность фотоэлектрических процессов в СЭ на основе CdS/CdTe, сформированных на полиимидных пленках. Для первой серии образцов толщина сульфида кадмия была неизменной и составляла 0,4 мкм, что соответствует исходной толщине этого слоя для СЭ, сформированных на стеклянных подложках. При этом, в конструкции СЭ варьировалась толщина прослойки оксида олова. Типичные световые ВАХ представлены на рис. 4а.

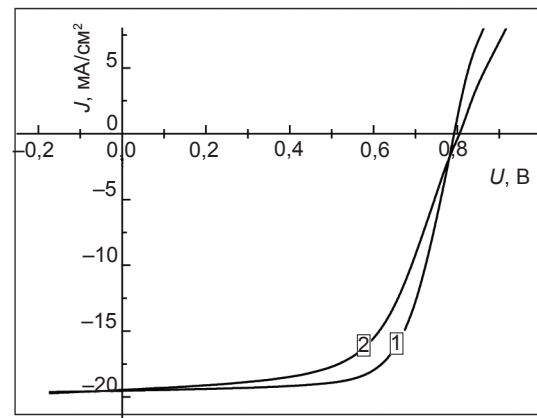
Аналитическая обработка световых ВАХ (табл. 2) показала, что изменение подложки привело к снижению плотности тока короткого замыкания, что обусловлено снижением плотности потока фотонов поступающих в базовый слой теллурида кадмия в результате идентифицированного экспериментально снижения коэффициента пропускания пленок полиимида, по сравнению со стеклянной подложкой в широком спектральном диапазоне (рисунок 3б).

По сравнению с приборными структурами, сформированными на стеклянных подложках, для гибких солнечных элементов характерно увеличение напряжения холостого хода и фактора заполнения световой ВАХ, что обусловлено снижением плотности диодного тока насыщения и ростом шунтирующего электросопротивления. С нашей точки зрения, это обусловлено отсутствием в полиимидных пленках натрия. Согласно литературным данным, диффузия

натрия, являющегося для теллурида кадмия эффективным центром рекомбинации, из стеклянной подложки в базовый слой приводит к росту плотности диодного тока насыщения и уменьшению шунтирующего электросопротивления, что приводит к снижению напряжения холостого хода и фактора заполнения световой ВАХ [12].



а



б

Рис. 4. Световые ВАХ СЭ ITO/SnO₂/CdS/CdTe/Cu/Au на полиимидной пленке: а) $d_{\text{CdS}} = 0,4$ мкм, где 1 — $d_{\text{SnO}_2} = 0$ нм, 2 — $d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм; б) $d_{\text{CdS}} = 0,2$ мкм, где 1 — $d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм, 2 — $d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм

Рост толщины слоя оксида олова (d_{SnO_2}) в составе двуслойных электродов ITO/SnO₂ до $d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм, в отличие от приборных структур, сформированных на стеклянных подложках, приводит к снижению КПД, что обусловлено снижением плотности фототока из-за закономерного уменьшения коэффициента пропускания слоя оксида олова по мере роста его толщины. Для увеличения плотности потока фотонов, поступающих в базовый слой теллурида кадмия, нами были изготовлены гибкие СЭ ITO/

$\text{SnO}_2/\text{CdS}/\text{CdTe}/\text{Cu}/\text{Au}$, у которых толщина слоя сульфида кадмия была снижена от $d_{\text{CdS}} = 0,4$ мкм до $d_{\text{CdS}} = 0,2$ мкм. Толщина слоя оксида олова составляла $d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм. Снижение толщины слоя сульфида кадмия при толщине слоя оксида олова 50 нм приводит к росту КПД до 10,8 %, что, согласно результатам моделирования, обусловлено ростом плотности фототока. При этом рост плотности диодного тока насыщения и снижение шунтирующего электросопротивления не оказывает существенного влияния на эффективность приборной структуры.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Наличие наноразмерной прослойки высокоомного диоксида олова на межфазной границе ИТО/ CdS позволяет увеличить эффективность до 11,4 % для СЭ ИТО/ $\text{SnO}_2/\text{CdS}/\text{CdTe}/\text{Cu}/\text{Au}$, сформированных на стеклянных подложках, а для СЭ, сформированных на гибких полиимидных пленках, до 10,8 %, за счет снижения толщины слоя сульфида кадмия до 0,2 мкм. При этом, оптимальная толщина слоя оксида олова в приборных структурах, сформированных на стеклянных подложках составляет 80 нм, а

Таблица 2

Выходные параметры и световые диодные характеристики СЭ ИТО/ $\text{SnO}_2/\text{CdS}/\text{CdTe}/\text{Cu}/\text{Au}$, сформированных на полиимидной пленке

Выходные параметры и световые диодные характеристики	$d_{\text{CdS}} = 0,4$ мкм		$d_{\text{CdS}} = 0,2$ мкм	
	$d_{\text{SnO}_2} = 0$ нм	$d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм	$d_{\text{SnO}_2} = 50$ нм	$d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм
$J_{\text{КЗ}}$, мА/см ²	18,8	18,0	19,5	19,0
$U_{\text{ХХ}}$, мВ	784	808	792	802
FF , отн. ед.	0,65	0,63	0,70	0,60
η , %	9,6	9,2	10,8	9,2
$J_{\text{Ф}}$, мА/см ²	19,0	18,3	19,6	19,2
$R_{\text{П}}$, Ом·см ²	2,5	3,2	2,1	2,3
$R_{\text{Ш}}$, Ом·см ²	900	1400	1100	1300
A , отн. ед.	2,0	1,7	1,9	1,8
J_0 , А/см ²	$2,3 \cdot 10^{-8}$	$7,5 \cdot 10^{-9}$	$1,5 \cdot 10^{-8}$	$9,3 \cdot 10^{-9}$

При дальнейшем увеличении толщины слоя оксида олова до $d_{\text{SnO}_2} = 80$ нм наблюдается снижение эффективности, что обусловлено уменьшением плотности тока короткого замыкания и фактора заполнения световой ВАХ. Моделирование влияния диодных характеристик на эффективность СЭ показывает, что снижение эффективности обусловлено уменьшением плотности фототока, а снижение плотности диодного тока насыщения и рост шунтирующего электросопротивления не оказывает существенного влияния на эффективность приборной структуры.

на гибких подложках 50 нм. Отличие оптимальных толщин обусловлено тем, что для СЭ на стеклянных подложках прослойка оксида олова не только препятствует шунтированию основного сепарирующего барьера гетеропереходом $n\text{ITO} - p\text{CdTe}$, который имеет высокую плотность диодного тока насыщения и меньшее шунтирующее электросопротивление, а и служит барьером для диффузии из стеклянной подложки в базовый слой атомов натрия, являющимися для теллурида кадмия центрами рекомбинации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Viswanathan S. Saji, Ik-Ho Choi, Chi-Woo Lee. Progress in electrodeposited absorber layer for CuIn_(1-x)Ga_xSe₂ (CIGS) solar cells // *Solar Energy*. — 2011. — Vol. 85. — No. 11. — P. 2666—2678.
2. Williams B. L., Major J. D., Bowen L., Phillips L., Zoppi G., Forbes I., Durose K. Challenges and prospects for developing CdS/CdTe substrate solar cells on Mo foils *Solar Energy Materials and Solar Cells*. — 2014. — Vol. 124. — P. 31—38.
3. Kranz L., Buecheler S., Tiwari A. N. Technological status of CdTe photovoltaics *Solar Energy Materials and Solar Cells*. — 2013. — Vol. 119. — P. 278—280.
4. Wei Z., Bobbili P. R., Senthilarasu S., Shimell T., Upadhyaya H. M. Design and optimisation of process parameters in an in-line CIGS evaporation pilot system // *Surface and Coatings Technology*. — 2014. — Vol. 241. — P. 159—167.
5. Birkmire R. W., Meyers P. V. Processing issues for thin film CdTe cells and modules // *First World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC): Proceeding of the conference*. — Hawaii (USA). — 1994. — P. 76—81.
6. Kosyachenko L. A., Grushko E. V., Mathew X. Quantitative assessment of optical losses in thin film CdS/CdTe solar cells // *Solar Energy Materials and Solar Cells*. — 2012. — Vol. 96. — P. 231—237.
7. Nakamura K., Gotoh M., Fujihara T., Toyama T., Okamoto H. Influence of CdS window layer on 2- μ m thick CdS/CdTe thin film solar cells // *Solar Energy Materials and Solar Cells*. — 2003. — Vol. 75, No. 1—2. — P. 185—192.
8. Han J., Liao Ch., Jiang T., Spanheimer C., Haindl G., Fu G., Krishnakumar V., Zhao K., Klein A., Jaegermann W. An optimized multilayer structure of CdS layer for CdTe solar cells application // *Journal of Alloys and Compounds*. — 2011. — Vol. 509, No. 17. — P. 5285—5289.
9. Jahn U., Okamoto T., Yamada A., Kanagai M. Doping and intermixing CdS/CdTe solar cell fabricated under different conditions // *Journal Applied Physics*. — 2001. — Vol. 90, No. 5. — P. 2553—2557.
10. Fuchs A., Schimper H. J., Klein A., Jaegermann W. Photoemission studies on undoped SnO₂ buffer layers for CdTe thin film solar cells // *Energy Procedia*. — 2011. — Vol. 10. — P. 149—154.
11. Raushenbach H. S. *Solar Cells Array Design* (New York: Litton Education Publishing, 1980), P. 250.
12. Kranz L., Perrenoud J., Pianezzi F., Gretener C., Rossbach P., Buecheler S., Tiwari A. N. Effect of sodium on recrystallization and photovoltaic properties of CdTe solar cells // *Solar Energy Materials and Solar Cells*. — 2012. — Vol. 105. — P. 213—219.

LITERATURA

1. Viswanathan S. Saji, Ik-Ho Choi, Chi-Woo Lee. Progress in electrodeposited absorber layer for CuIn_(1-x)Ga_xSe₂ (CIGS) solar cells // *Solar Energy*. — 2011. — Vol. 85. — No. 11. — P. 2666—2678.
2. Williams B. L., Major J. D., Bowen L., Phillips L., Zoppi G., Forbes I., Durose K. Challenges and prospects for developing CdS/CdTe substrate solar cells on Mo foils *Solar Energy Materials and Solar Cells*. — 2014. — Vol. 124. — P. 31—38.
3. Kranz L., Buecheler S., Tiwari A. N. Technological status of CdTe photovoltaics *Solar Energy Materials and Solar Cells*. — 2013. — Vol. 119. — P. 278—280.
4. Wei Z., Bobbili P. R., Senthilarasu S., Shimell T., Upadhyaya H. M. Design and optimisation of process parameters in an in-line CIGS evaporation pilot system // *Surface and Coatings Technology*. — 2014. — Vol. 241. — P. 159—167.
5. Birkmire R. W., Meyers P. V. Processing issues for thin film CdTe cells and modules // *First World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC): Proceeding of the conference*. — Hawaii (USA). — 1994. — P. 76—81.
6. Kosyachenko L. A., Grushko E. V., Mathew X. Quantitative assessment of optical losses in thin film CdS/CdTe solar cells // *Solar Energy Materials and Solar Cells*. — 2012. — Vol. 96. — P. 231—237.
7. Nakamura K., Gotoh M., Fujihara T., Toyama T., Okamoto H. Influence of CdS window layer on 2 - mm thick CdS/CdTe thin film solar cells // *Solar Energy Materials and Solar Cells*. — 2003. — Vol. 75, No. 1—2. — P. 185—192.
8. Han J., Liao Ch., Jiang T., Spanheimer C., Haindl G., Fu G., Krishnakumar V., Zhao K., Klein A., Jaegermann W. An optimized multilayer structure of CdS layer for CdTe solar cells application // *Journal of Alloys and Compounds*. — 2011. — Vol. 509, No. 17. — P. 5285—5289.

9. Jahn U., Okamoto T., Yamada A., Kanagai M. Doping and intermixing CdS/CdTe solar cell fabricated under difference conditions // Journal Applied Physics. — 2001. — Vol. 90, No. 5. — P. 2553—2557.
10. Fuchs A., Schimper H. J., Klein A., Jaegermann W. Photoemission studies on undoped SnO₂ buffer layers for CdTe thin film solar cells // Energy Procedia. — 2011. — Vol. 10. — P. 149—154.
11. Raushenbach H. S. Solar Cells Array Design (New York: Litton Uducation Publishing, 1980), P. 250.
12. Kranz L., Perrenoud J., Pianezzi F., Gretener C., Rossbach P., Buecheler S., Tiwari A. N. Effect of sodium on recrystallization and photovoltaic properties of CdTe solar cells // Solar Energy Materials and Solar Cells. — 2012. — Vol. 105. — P. 213—219.