

19 февраля 2017 г. на 70-м году ушел из жизни заведующий кафедрой квантовой электроники и оптико-электронных приборов Валентин Петрович Афанасьев.

Вся его жизнь была связана с нашим университетом. В 1967 г. после окончания с отличием Ленинградского радиополитехникума Валентин Петрович поступил на первый курс электрофизического факультета ЛЭТИ. В 1973 г. он окончил ЛЭТИ по кафедре диэлектриков и полупроводников (ныне – кафедра микро- и наноэлектроники), получив квалификацию инженера электронной техники по специальности «Полупроводниковые приборы».

Студент, лаборант, инженер, аспирант, младший научный сотрудник, ассистент, доцент, профессор – таковы ступени его служебной лестницы на кафедре ДП (МНЭ) в период 1967–2009 гг.



С 2003 по 2008 гг. Валентин Петрович являлся проректором СПбГЭТУ «ЛЭТИ» по научной работе, а в 2009 г. возглавил кафедру квантовой электроники и оптикоэлектронных приборов.

Валентин Петрович – один из основателей нового научно-образовательного направления «Гетероструктурная солнечная фотоэнергетика», в рамках которого был разработан и реализован ряд программ повышения квалификации и профессиональной переподготовки работников высокотехнологичных отраслей промышленности и преподавателей вузов. В 2011 г. при поддержке госкорпорации «Роснанотех» он разработал и апробировал программу опережающей профессиональной подготовки в области производства солнечных модулей. Под его руководством и при его активном участии в 2011 г. открыта новая магистерская программа «Солнечная гетероструктурная фотоэнергетика».

Сферу научных интересов Валентина Петровича определяли исследования тонкопленочных структур «металл–сегнетоэлектрик–полупроводник», многослойных композиций с использованием аморфного и гидрогенизированного кремния и нитрида алюминия для создания элементов памяти, фотопреобразователей и датчиков различного назначения. Он подготовил 10 кандидатов и 2 докторов наук, является автором многих учебнометодических изданий и монографий, а также научных статей и патентов. Валентин Петрович был членом экспертного совета ВАК по электронике, измерительной технике, радиотехнике и связи; членом советов по защите кандидатских и докторских диссертаций; членом ученого совета университета; членом редколлегии журнала РАН «Физика и химия стекла», а также членом программных и организационных комитетов профильных всероссийских и международных конференций.

В дополнение к профессиональной деятельности Валентин Петрович всегда активно занимался общественной работой, в том числе в 1971–1973 гг. являлся председателем студенческого профкома, в 1988–1990 гг. – секретарем парткома ЛЭТИ. Его трудовая деятельность была многократно отмечена грамотами и благодарностями, он награжден юбилейной медалью «300 лет Санкт-Петербургу», бронзовой медалью ВДНХ, нагрудными знаками Минобрнауки «Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации» и «За развитие научно-исследовательской деятельности студентов», а также почетной грамотой Президента России.

Валентина Петровича всегда отличали профессионализм, целеустремленность, трудолюбие и доброжелательное отношение к студентам, коллегам и друзьям. Он оставил светлый след в памяти многих.

Друзья, коллеги, ученики



УДК 621.383.51

В. П. Афанасьев, А. С. Гудовских Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ» им. В. И. Ульянова (Ленина)

Солнечные элементы на основе гетероструктуры аморфный/монокристаллический кремний

Рассмотрены конструктивные особенности и физические принципы работы гетероструктурных солнечных элементов на основе гетероперехода между аморфным гидрогенизированным кремнием и монокристалллическим кремнием (a-Si:H/c-Si). Продемонстрирована ключевая роль свойств границ раздела a-Si:H/c-Si в работе солнечных элементов. Показано влияние обработки поверхности с-Si на свойства границ раздела и эффективность фотоэлектрического преобразования.

Солнечные элементы, аморфный гидрогенизированный кремний, a-Si:H/c-Si-гетероструктуры, свойства границ раздела

Солнечные элементы (СЭ) на основе кремния составляют не менее 90 % от общего объема наземной солнечной энергетики. При этом СЭ на основе кремния можно разделить на две основные группы: 1) тонкопленочные СЭ на основе аморфного, микро- и нанокристаллического кремния, процесс изготовления которых может быть осуществлен при относительно низких температурах (<300 °С), что позволяет существенно снизить их стоимость (недостаток таких СЭ – сравнительно малые значения КПД, обычно не превышающие 10 %); 2) СЭ на основе моно- и мультикристаллического кремния, которые обладают большими значениями КПД и стабильностью, чем СЭ предыдущей группы. Однако процесс формирования таких устройств происходит при высоких температурах, что приводит к их значительному удорожанию и накладывает ограничение на минимальные толщины подложек.

Анализ тенденций развития рынка солнечной энергетики показывает, что при сохранении стоимости на кристаллический кремний на современном уровне в ближайшем будущем конкурентноспособными будут технологии, обеспечивающие эффективность преобразования солнечного света порядка 20 % и выше. Одной из наиболее привлекательных технологий изготовления СЭ на основе

кристаллического кремния (с-Si) является НІТтехнология (Heterojunction with Intrinsic Thin layer), базирующаяся на формировании гетероперехода при помощи тонких пленок аморфного кремния (a-Si:H), нанесенных на поверхность пластины с-Si. Солнечные элементы, изготовленные по такой технологии, обладают всеми преимуществами классических СЭ на основе кристаллического кремния, включая высокую эффективность, достигающую на сегодняшний день 24 % в промышленном производстве, что соответствует уровню рекордных величин для монокристаллического кремния. Дополнительными преимуществами этой технологии являются низкий, по сравнению с классическими СЭ на с-Si, температурный коэффициент снижения мощности (рис. 1: температурный коэффициент КПД и VOC для Si CЭ [1]) [1] и низкотемпературный процесс формирования таких структур, что позволяет использовать более тонкие пластины с-Si и, следовательно, более экономно расходовать материал, что невозможно при использовании высоких температур вследствие деформации пластин с-Si.

Работы над созданием СЭ по НІТ-технологии интенсивно ведутся во всем мире. Лидером в этой области является «SanyoElectricCo». Эта компания изготовила первый СЭ по технологии НІТ, первой начала промышленное производство сол-





нечных модулей по этой технологии в 1997 г. с выпуска СЭ площадью 100 см² и КПД 17.3 %, в которых использовались подложки из кристаллического кремния *n*-типа толщиной 250 мкм. Первый модуль на основе этих гетеропереходов, называвшийся *HIT Power* 21^{*TM*}, мощностью 180 Вт и площадью 1.18 м² являлся мировым лидером среди модулей промышленного производства, что позволяло уменьшить площадь, выделяемую для установки модулей, на 20 % по сравнению с традиционными модулями.

Компания «Sanyo», которая теперь принадлежит корпорации «Panasonic», обладает рекордом эффективности таких солнечных элементов и на сегодняшний день (25.6 %). После того как в 2011 г. истек срок действия ключевых патентов фирмы «Sanyo», работы по этому направлению активно ведутся коммерческими компаниями «LG» (Корея), «Kaneka» (Япония), «Roth&Rau» (Швейцария) и др. В 2010-2014 гг. в г. Новочебоксарске было построено и запущено в промышленную эксплуатацию предприятие ООО «Хевел». Основным технологическим оборудованием предприятия является автоматизированная линия производства компании «Оерликон» (Швейцария) по выпуску солнечных модулей на основе аморфного и микроморфного кремния (размер 130 × 100 см, мощность 125 Вт), общей производственной мощностью 100 мВт/год. На данный момент в ООО «Хевел» ведутся интенсивные исследования по перестройке производственной линии для выпуска СЭ по HIT-технологии.

Особенности солнечных элементов на основе гетероструктур. Использование гетероструктур является одним из наиболее эффективных способов подавления поверхностной рекомбинации. В СЭ на основе гетероструктур могут применяться как анизотипные, так и изотипные гетеропереходы. На рис. 2 представлена зонная диаграмма солнечного элемента на основе анизо-

типного гетероперехода. Солнечное излучение падает со стороны широкозонного полупроводника, играющего, как правило, одновременно роль эмиттера – тонкого сильно легированного слоя. Основная часть излучения поглощается в узкозонном полупроводнике – базе, которая слабее легирована по сравнению с эмиттером и имеет большую толщину. За счет дополнительного потенциального барьера для неосновных носителей заряда, образованного разрывом зон (ΔE_V для случая, изображенного на рис. 2) значительно снижается уровень рекомбинации на фронтальной поверхности. Рекомбинировать на фронтальной поверхности могут только неосновные носители заряда, генерированные в широкозонном полупроводнике. Однако вседствие малой толщины этого слоя и большой величины E_{ρ} количество генерированных носителей достаточно мало. С другой стороны, граница раздела в таких СЭ находится в области пространственного заряда, где концентрации электронов и дырок могут быть близки. В этом случае рекомбинация на поверхностных состояниях будет наиболее эффективна и, следовательно, можно ожидать значительного снижения V_{OC} и КПД СЭ. Эффективность работы таких СЭ во многом завит как от параметров поверхностных состояний: плотности поверхностных состояний (D_{it}(E)), площади сечения захвата носителй на состояниях ($\sigma_{n, p}$), так и от зонной структуры на гетерогранице.

Другим вариантом гетероструктурных СЭ являются структуры с изотипными гетеропереходами. В таких структурах фотоактивный переход, обеспечивающий разделение носителей заряда, выполнен на основе *p*–*n*-гомоперехода, а изотипные гетеропереходы выполняют роль потенциальных барьеров, ограничивающих поток неосновных носителей заряда к поверхности (рис. 3).



В этом случае можно ожидать меньшее влияние поверхностных состояний на эффективность работы СЭ, однако, если плотность поверхностных состояний достаточно велика, то высокий уровень рекомбинации на этих границах раздела может привести к значительному снижению как $V_{\rm OC}$, так и $J_{\rm SC}$, нивелируя выигрыш от использования гетероструктур.

Другой проблемой, с которой можно столкнуться при использовании гетеропереходов, является возникновение паразитных потенциальных барьеров для основных носителей заряда. При неудачной конфигурации гетероперхода, большие значения разрыва зоны проводимости со стороны *п*-типа и валентной зоны со стороны *р*-типа могут приводить к формированию паразитных потенциальных барьеров, значительно ухудшающих транс-

порт носителей заряда и снижающих в первую очередь FF. Следует заметить, что в гетероструктурных СЭ возможно одновременное использование анизотипных фотоактивных гетероперходов и изотипных для формирования тыльного потенциального барьера. Примером реализации такой структуры являются СЭ на основе гетеропереходов между аморфным гидрогенизированым кремнием и кристаллическим кремнием (a-Si:H/c-Si).

Солнечные элементы на основе гетероперехода a-Si:H/c-Si. На рис. 4 представлена структура СЭ на основе гетероперехода a-Si:H/c-Si со схематическим изображением конструкции (a) и зонной диграммы (δ) СЭ на основе гетероперехода a-Si:H/c-S *p*-*n*- и *n*-*p*-полярности. Основной особенностью таких гетероструктур является то, что для формирования выпрямляющего перехода на пластину с-Si p- или n-типа проводимости методом плазмо-химического осаждения (ПХО) наносится тонкий слой сильно легированного a-Si:H *п*- или *р*-типа соответственно. Слой а-Si:Н играет роль эмиттера, а также обеспечивает пассивацию поверхности с-Si. Толщина слоя а-Si:Н должна быть минимальной с целью уменьшения поглощения в этом слое (и следовательно, потери на рекомбинацию), но в то же время достаточной для формирования гетероперехода. Сверху на сформированный гетеропереход наносится слой прозрачного проводящего оксида (ТСО), который играет роль как просветляющего покрытия, так и проводящего слоя, поскольку латеральная прово-



Физические явления в твердых телах, жидкостях и газах

Структура СЭ	V _{ОС} , мВ	J _{SC} , мА/см ²	FF, %	КПД, %
ITO/(<i>p</i>)a-Si:H/(<i>n</i>)c-Si/металл	570	30	72	12.3
ITO/(<i>p</i>)a-Si:H/ (<i>i</i>)a-Si:H/ (<i>n</i>)c-Si/металл	600	33.5	74	14.8
ITO/(p)a-Si:H/ (i)a-Si:H/ (n)c-Si/BSF/металл + текстура	638	37.9	77.5	18.7
ITO/(<i>p</i>)a-Si:H/ (<i>i</i>)a-Si:H/ (<i>n</i>)c-Si/(<i>i</i>)a-Si:H/(<i>n</i>)a-Si:H /металл + текстура	644	39.4	79	20.0
Промышленный выпуск	701.7	37	77.9	20.1
Текущий лабораторный рекорд (100.4 см ²)	729	39.52	80.0	23

димость пленок a-Si:Н достаточно низкая. Для формирования встроенного поля на тыльном невыпрямляющем контакте (тыльного потенциального барьера) на пластину с-Si наносится сильнолегированный слой a-Si:Н того же типа проводимости, что и с-Si. Изготовление СЭ завершается нанесением металлических электродов на обе стороны гетероструктр (сверху в виде сетки).

Впервые возможность использования аморфного кремния на подложке кристаллического кремния для создания гетероперехода была продемонстрирована В. Фусом (W. Fuhs) в 1972 г. [2]. Далее японские ученые Исследовательского центра новых материалов «Sanyo Electric Co» заявили о создании эффективного СЭ на основе гетероперехода a-Si:Н *р*-типа на монокристаллическом с-Si n-типа. Использование ПХО при температуре подложки 120 °С при осаждении эмиттера в таком СЭ позволило достигнуть КПД 12 %. Эффективность работы первых СЭ на основе а-Si:H/c-Si-гетероперехода была ограничена низким качеством границы раздела a-Si:H/c-Si, что приводило к значительно меньшим значениям напряжения холостого хода и коэффициента заполнения, чем у традиционных СЭ. Согласно [3] негативное влияние границы раздела было снижено за счет введения промежуточного слоя нелегированного гидрогенизированного аморфного кремния ((*i*)-а-Si:H), который является менее дефектным и позволяет уменьшить рекомбинацию на границе a-Si:H/c-Si. Так, дальнейшее увеличение эффективности было получено при использовании структуры (p)a-Si/(i)a-Si:H/(n)c-Si с нелегированным буферным слоем толщиной 5 нм, расположенным между кристаллической подложкой и аморфным эмиттером, что дало начало бурному развитию так называемых НІТ-структур (гетеропереходы с собственным тонким слоем) [4]. В таблице представлен прогресс совершенствования параметров СЭ на основе (n)a-Si:H/(p)c-Siгетероперехода [1], [3], [6], достигнутый компанией «Sanyo» за два прошедших десятилетия. Видно, что столь существенный прогресс в по-

.....

вышении КПД за последние два десятилетия был достигнут в первую очередь за счет оптимизации фронтальной и тыльной поверхностей СЭ. Данный факт свидетельствует о первостепенной роли свойств границ раздела для СЭ на основе гетероперехода a-Si:H/c-Si.

В 2003 г. компания «Sanyo» представила солнечный элемент этого типа, который имел рекордную эффективность 21.3 % на площади 100 см² [5]. Конструкция с тех пор принципиально не менялась. Схематическое изображение НІТ-структуры компании «Sanyo» на подложке *n*-типа представлено на рис. 5 [5]. СЭ изготавливались на кремниевых подложках, полученных методом Чохральского, которые были текстурированы с обеих сторон перед осаждением тонкого буферного слоя нелегированного (i)a-Si:H. В структуру СЭ входят тонкий (p)a-Si:H-эмиттер с фронтальной стороны пластины и слой (n)a-Si:Н на тыльной поверхности для формирования тыльного потенциального барьера. Эти СЭ имели напряжение холостого хода 717 мВ, ток короткого замыкания 38.6 мА/см² и фактор заполнения 77 %.



В 2011 г. компания «Sanyo» достигла очередного рекордного значения КПД – 23 % на лабораторном образце площадью 100.4 см² [1]. Вольт-



амперная характеристика (ВАХ) такого СЭ (n)а-Si:H/(*i*)а-Si:H/(*p*)с-Si/(*i*)а-Si:H/(*p*)а-Si:H с КПД 23 % и площадью 100 см² [1] представлена на имеет $V_{\rm OC} = 729$ MB, рис. 6. СЭ $J_{\rm SC} =$ = 39.52 мА/см² и *FF* = 80.0 %. Уже в 2013 г. было достигнуто значение КПД 24.7 % для представленной на рис. 5 конструкции с верхним и нижним слоями a-Si:H, а в 2014 г. при использовании конструкции с нижним расположением обоих электродов было достигнуто предельное для монокристаллического кремния значение КПД – 25.6 %.

Компанией «Sanyo» велись также интенсивные работы по уменьшению толщины используемой подложки с целью снижения расхода кремния. Из рис. 7, на котором показано относительное изменение параметров СЭ (J_{SC} , V_{OC} , КПД с уменьшением толщины с-Si по сравнению с с-Siтолщиной 165 мкм [1], видно, что происходит уменьшение тока короткого замыкания, но при этом наблюдается возрастание напряжения холостого хода. Предполагается, что развитая «Sanyo» технология изготовления структур позволяет настолько минимизировать рекомбинационные потери на границах раздела, что доминирующим процессом становится рекомбинация в объеме. На сегодняшний день достигнуто КПД в 22.8 % на подложке толщиной 98 мкм. Для достижения этих параметров была проведена оптимизация оптических свойств прозрачного просветляющего покрытия и текстуры поверхности, которая позволила улучшить спектральную характеристику СЭ на тонких (n)с-Si подложках толщиной 98 мкм с улучшенными оптическими свойствам (кривая 1)



и со «стандартными» оптическими свойствам (кривая 2) (рис. 8) [1].

Следует отметить, что все результаты компанией «Sanyo» были получены с использованием пластин кристаллического кремния *n*-типа, в то время как в Европе и США ведутся исследования не только на с-Si *n*-типа, но также и с использованием кремниевых подложек *p*-типа проводимости [7], [8]. Существенные результаты были достигнуты в «HZB» (Германия) – 20 и 18 % на с-Si *n*- и *p*-типа соответственно. Рекорд на европейском уровне достигнут в «Roth&Rau» (Швейцария) – 21.9 % на с-Si *n*-типа. В «INES» (Франция) было получено значение 21 % на с-Si *n*-типа и 18 % на с-Si *p*-типа.

Влияние свойств границ раздела a-Si:H/c-Si на параметры СЭ. Различные результаты, достигнутые на международном уровне, однозначно демонстрируют лучшие показатели для подложки *n*-типа по сравнению с подложкой *p*-типа. Причем в группах, проводивших исследование на обоих типах подложек, лучшие результаты всегда были достигнуты на *n*-типе кристаллического кремния. Возникает вопрос, не связана ли такая разница с фундаментальными свойствами гетеропереходов a-Si:H/c-Si.

В [9] было высказано предположение, что данное различие в результатах на разных подложках связано с зонной структурой гетероперехода а-Si:H/c-Si. Предложенные зонные диаграммы для анизотиптных гетеропереходов обеих полярностей представлены на рис. 9: a - (p)a-Si:H/(n)c-Si; δ – (n)a-Si:H/(p)c-Si [9]. Предполагалось, что разрыв валентной зоны (ΔE_V) значительно больше разрыва зоны проводимости (ΔE_C). Этот значительный разрыв зон приводит к более сильному изгибу зон и, следовательно, большему значению контактной разности потенциалов V_d для структуры (*p*)а-Si:H/(*n*)с-Si, чем для (*n*)а-Si:H/(*p*)с-Si. Таким образом, более сильное электрическое поле на границе раздела позволяет подавить поверхностную рекомбинацию на интерфейсе. Используя выражение для транспорта носителей, ограниченного прямой рекомбинацией на интерфейсе [10], выражение для напряжения холостого хода можно представить в виде



$$V_{\rm OC} = V_d - \frac{AkT}{q} \ln \frac{qS_{it}N_D}{J_{\rm SC}}$$

На рис. 10 представлены зависимости $V_{\rm OC}$ от эффективной диффузионной длины для двух типов подложек и разных значений скорости поверхностной рекомбинации на гетерогранице S_{it} , рассчитанные с использованием приближения диффузионного механизма транспорта носителей. Видно, что в случае (*p*)с-Si ограничение $V_{\rm OC}$ за счет поверхностной рекомбинации начинается при гораздо меньших значения S_{it} , чем в случае *n*-подложки.

Следует отметить, что этот расчет проведен для разности $\Delta E_V - \Delta E_C = 0.58$ эВ, определенной с помощью вольт-фарадных характеристик. В [11] было покзано, что определение разрывов зон с помощью данной методики может быть ошибочно в силу формирования инверсионного слоя в с-Si вблизи границы раздела. С другой стороны, измерения температурной зависимости планарной проводимости инверсионного слоя для обоих





В [15] с помощью компьютерного моделирования был проведен расчет зависимости КПД от значений разрывов зон и плотности поверхностных состояний для двух типов СЭ (рис. 11: зависимости КПД от ΔE_C для (*n*)а-Si:H/(*p*)с-Si СЭ (слева); от ΔE_V для (*p*)а-Si:H/(*n*) с-Si СЭ (справа) для двух значений D_{it}).

Выделенные на графике области соответствуют предполагаемым значениям ΔE_C и ΔE_V . Видно, что при $D_{it} = 1012 \text{ см}^{-2} \cdot 3\text{B}^{-1}$ структура на *n*-подложке имеет преимущество, которое практически полностью теряется при снижении $D_{it} = 1010 \text{ см}^{-2} \cdot 3\text{B}^{-1}$.

Полученная в результате численного расчета зависимость $V_{\rm OC}$ от D_{it} на гетерогранице (*n*)а-Si:H/(*p*)с-Si для различных значений ΔE_C (рис. 12) демонстрирует значительное снижение $V_{\rm OC}$ с ростом D_{it} [16]. Только при значениях $D_{it} \leq 1010 \text{ см}^{-2} \cdot 9\text{B}^{-1}$ ($\sigma_n = \sigma_p = 10...14 \text{ см}^2$) влияние поверхностных состояний становится незначительным. С другой стороны, так же как и в предыдущих случаях с ростом ΔE_C наблюдается сдвиг этой зависимости в строну больших D_{it} , при этом демонстрируется уменьшение чувствительности $V_{\rm OC} \kappa D_{it}$.

Таким образом, видно, что свойства границы раздела, определяемые такими параметрами как плотность поверхностных состояний и величины разрыва зон на гетерогранице a-Si:H/c-Si являются ключевыми в работе этих СЭ. Показано, что подложка *n*-типа действительно дает некоторый выигрыш, но не столь существенный как это было предсказано в [9], где был проведен расчет на основании значений разрывов зон, определенных по вольт-фарадным характеристикам без учета влияния инверсионного слоя. Другая причина, по которой на подложке *p*-типа проводимости до сих пор не достигнуты столь высокие значения КПД, может быть связана с разницей во влиянии условий обработки поверхности для подложек двух типов.

Влияние условий обработки поверхности на свойства СЭ разной полярности. Влияние нелегированного слоя. Определенным скачком в повышении КПД СЭ на основе a-Si:H/c-Si-гетероструктур было введение нелегированного слоя a-Si:Н между подложкой с-Si *n*-типа проводимости и легированным слоем (p)a-Si:H. Как уже упоминалось, наличие нелегированного слоя вошло в торговую марку таких СЭ, выпускаемых компанией «Sanyo». Согласно [17] атомы легирующей примеси (бора) (p)a-Si:Н накапливаются на границе раздела в процессе осаждения пленки, что приводит к возрастанию плотности поверхностных состояний и, как следствие, уровню рекомбинации. Позже другими группами было подтверждено, что введение нелегированного слоя a-Si:Н позволяет повысить эффективное время жизни неосновных носителей заряда в подложке кремния *п*-типа проводимости. Причем, с возрастанием уровня легирования эффективное время жизни неосновных носителей уменьшалось, а с ростом толщины нелегированного слоя наоборот увеличивалось (рис. 13: полученные с помощью измерения квазистационарной фотопроводимости



зависимости τ_{ef} от Δp в симметричной структуре, состоящей из (*n*)Si-подложки, покрытой с двух сторон (*i*)a-Si:H/(*p*)a-Si:H с разной толщиной (*i*)a-Si:H и разным уровнем легирования (*p*)a-Si:H (концентрация бора в газовой фазе): 1 - 0.1 %, 2 - 0.2 %, 3 - 0.4 %) [18]. В случае использования Si подложки *p*-типа, где для легирования (*n*)a-Si:H используются атомы фосфора, ситуация не столь однозначная.

В [19] проводилось исследование влияния нелегированных слоев на качество границы раздела а-Si:H/c-Si. Для пассивирования поверхности с-Si использовались сверхтонкие (3 нм) слои полиморфного кремния (pm-Si:H), представляющего собой a-Si:H, полученный при высоких давлениях газовой смеси и содержащий включения нанокристаллитов кремния. Слои (*i*)pm-Si:H обладают очень хорошей пассивирующей способностью и позволяют достигать больших эффективных времен жизни в (p)с-Si по сравнению с (i)а-Si:H (рис. 14: полученные с помощью измерения квазистационарной фотопроводимости зависимости $\tau_{\rm ef}$ от Δn для (*p*)Si-подложки, покрытой с двух сторон (i)a-Si:Н и (i)pm-Si:Н) [20]. Однако в структуре солнечных элементов введение слоя (*i*)pm-Si:Н между (*n*)а-Si:Н и (*p*)с-Si особого влияния не оказывает. Как видно из измеренных зависимостей С-Т-ю, приведенных на рис. 15 (зависимости С-Т-ю для (n)a-Si:H/(p)c-Si/Al СЭ со слоем (*i*)pm-Si:H (*a*) и без него (б). Об отсутствии влияния слоя нелегированного кремния для СЭ на основе (n)a-Si:H/(p)c-Si-гетероперхода сообщалось и в других работах, например в [9]), плотность поверхностных состояний для границы раздела с (*i*)pm-Si:Н и без него остается примерно на одном и том же уровне. Разница параметров ВАХ при освещении СЭ также остается в пределах погрешности измерений [21].



Влияние обработки в плазме водорода. Одним из возможных способов повышения качества границы раздела между аморфным и кристаллическим кремнием является обработка поверхности кремния в плазме водорода. Так, в [22] было показано, что использование метода циклического осаждения, в котором цикл нанесения сверхтонкого слоя a-Si:Н чередуется с циклом его отжига в водородной плазме, позволяет существенно улучшить пассивацию поверхности с-Si *n*-типа проводимости.

Исследования по влиянию обработки в водородной плазме на параметры СЭ, изготовленных на основе с-Si *p*-типа проводимости, показали, что с ростом времени обработки происходит падение $V_{\rm OC}$ (рис. 16: *a* – зависимость $V_{\rm OC}$ от времени обработки в плазме H₂ поверхности (*p*)с-Si перед нанесением (*n*)а-Si:H; δ – зависимость $1/C^2(V)$ для (*n*)а-Si:H/(*p*)с-Si-гетероперхода, полученного с обработкой в плазме H₂ в течение 12 мин) [23].

Причина негативного влияния обработки в водородной плазме поверхности кремния р-типа заключается во взаимодействии диффундировавших атомов водорода с атомами бора – легирующей примеси в (p)с-Si. Согласно [24] это взаимодействие может приводить к дезактивации легирующей примеси и, следовательно, уменьшению эффективного уровня легирования. Следует учесть, что в процессе обработки в плазме водород может диффундировать в (*p*)с-Si на достаточно большую глубину – порядка нескольких микрометров. Подтверждением данного предположения является поведение вольт-фарадных характеристик гетероструктур с обработкой поверхности в плазме Н₂ (рис. 16, δ). Нелинейная зависимость $1/C^2(V)$ для этой структуры свидетельствует о неоднородном профиле легирования со спадом концентрации активных акцепторов вблизи поверхности раздела. Причем, анализ зависимости 1/C²(V) показал, что неоднородность, т. е. глубина диффузии водорода, превышает глубину 2 мкм, т. е. выходит далеко за пределы области пространственного заряда в состоянии равновесия (порядка 1 мкм).

Следовательно, другим ограничением эффективности СЭ на основе подложек p-типа проводимости может являться диффузия атомарного водорода. Следует учесть, что атомарный водород образуется при разложении SiH₄ в плазме тлеющего разряда и, следовательно, всегда присутствует во время осаждения пленок a-Si:H.





Puc. 16

Таким образом, альтернативным путем развития кремниевой солнечной энергетики является использование гетеропереходов между аморфным гидрогенизированным и кристаллическим кремнием, которые обладают всеми преимуществами СЭ на основе кристаллического кремния, в то время как они могут быть изготовлены полностью при низких температурах с использованием стандартных процессов кремниевой электроники. Однако для СЭ на основе a-Si:H/c-Si-гетероструктур особое значение имеют свойства границ раздела.

Различия в зонной структуре на границе раздела гетеропереходов (p)а-Si:H/(n)с-Si и (n)а-Si:H/(p)с-Si обусловливают преимущество СЭ, сформированных на основе подложек Si n-типа проводимости. Большее значение ΔE_V способствует меньшему уровню рекомбинации на границе (p)а-S:H/(n)Si по сравнению с границей (n)а-S:H/(p)Si при одинаковых значениях D_{it} и позволяет достигать выигрыша КПД до 2 %. Результаты, достигнутые на международном уровне, однозначно демонстрируют лучшие показатели для подложки *n*-типа по сравнению с подложкой *p*-типа. Однако эта разница связана не только с особенностями зонной структуры, но с разницей во влиянии условий обработки поверхности для двух типов проводимости Si-подложки.

-2

б

 $^{-1}$

0

Напряжение, В

-3

-4

Исследования влияния условий обработки поверхности кремниевой подложки позволили выявить различия в технологическом подходе к формированию СЭ на Si-подложках p- и n-типа проводимости. Показано, что обработка в плазме H₂ поверхности Si p-типа проводимости (легированного бором) ухудшает характеристики (n)а-Si:H/(p)с-Si СЭ за счет пассивации легирующей примеси бора при диффузии водорода в приповерхностную область Si, в то время как проведенные исследования влияния слоя (i)а-Si:H на свойства границ раздела показали, что введение нелегированного слоя a-Si:H между легированными бором слоями a-Si:H и подложкой Si n-типа действительно позволяет повысить эффективное время жизни неосновных носителей заряда в Si, приводя к повышению КПД на 2 %. Однако при легировании a-Si:Н фосфором наличие тонкого

1. Development status of high-efficiency HIT solar cells / T. Mishima, M. Taguchi, H. Sakata, E. Maruyama // Sol Energy Materials & Solar Cells. 2011. Vol. 95. P. 18–21.

2. Fuhs W., Niemann K., Stuke J. Heterojunctions of amorphous silicon and silicon single crystals // Bull. Am. Phys. Soc. 1974. Vol. 19. P. 345.

3. High efficiency a-Si:H/c-Si heterojunction solar cell / T. Sawada, N. Terada, S. Tsuge, T. Baba, T. Takahama, K. Wakisaka, S. Tsuda, S. Nakano // Proc. of the 1st WPEC, Hawai, Dec. 1994. P. 1219–1226.

4. Improvement of the conversion efficiency of polycrystalline silicon thin film solar cell / M. Taguchi, M. Tanaka, T. Matsuyama, T. Matsuoka, S. Tsuda, S. Nakano, Y. Kishi, Y. Kuwano // Technical Digest of the 5th Intern. Photovoltaic Science and Engineering Conf. Kyoto, Japan, 1990. P. 689–692.

5. Development of HIT solar cells with more than 21 % conversion efficiency and commercialization of highest performance hit modules / M. Tanaka, S. Okamoto, S. Tsuge, S. Kiyama // Proc. of the 3rd World Conf. on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC'03), Osaka, Japan, May 2003. Vol. 1. P. 955–958,

6. HIT Cells – High Efficiency Crystalline Si Cells with Novel Structure / M. Taguchi, K. Kawamoto, S. Tsuda et al. // Prog. Photovolt: Res. Appl. 2000. Vol. 8. P. 503–513.

7. Borchert D., Hussein R., Fahrner W. R. A simple (n)a-Si/(p)c-Si heterojunction cell process yielding conversion efficiencies up to 15.3 % // 11th Int. Photovolt. Sie. & Eng., Sapporo, Japan, 1999.

8. Efficiency for amorphous/crystalline heterojunction solar cells on flat p-type silicon wafers / M. L. Scherff, A. Froitzheim, A. Ulyashin, M. Schmidt, W. R. Fahrner, W. Fuhs // Proc. of PV in Europe. 216, Rome, 2002.

9. Optimization and characterization of amorphous/crystalline silicon heterojunction solar cells / N. Jensen, R. M. Hausner, R. B. Bergmann, J. H. Werner, U. Rau // Prog. Photovolt: Res. Appl. 2002. Vol. 10. P. 1–13.

10. Rothwarf A. A *p-i-n* heterojunction model for the thin-film CuInSe2/CdS solar cell // IEEE Trans. Electron. 1982. Vol. 29. P. 1513.

11. Determination of band offsets in a-S:H/c-Si heterojunctions from capacitance-voltage measurements: capabilities and limits / A. S. Gudovskikh, S. Ibrahim, J.-P. Kleider, J. Damon-Lacoste, P. Roca i Cabarrocas, Y. Veschetti, P.-J. Ribeyron // Thin Solid Films. 2007. Vol. 515. P. 7481–7485.

12. Kleider J. P., Gudovskikh A. S., Roca i Cabarrocas P. Determination of the conduction band offset between hydrogenated amorphous silicon and crystalline silicon from surface inversion layer conductance measurements // Appl. Phys. Lett. 2008. Vol. 92. P. 162101.

13. Characterization of silicon heterojunctions for solar cells / J.-P. Kleider, J. Alvarez, A. V. Ankudinov, A. S. Gudovskikh, E. V. Gushchina, M. Labrune, O. A. Maslova, W. Favre, M.-E. Gueunier-Farret, P. Roca i Cabarrocas, E. I. Terukov // Nanoscale Research Lett. 2011. Vol. 6. P. 152. промежуточного нелегированного слоя a-Si:Н не оказывает заметного влияния на свойства границ раздела и, следовательно, на характеристики СЭ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

14. Physical aspects of a-Si:H/c-Si hetero-junction solar cells / M. Schmidt, L. Korte, A. Laades, R. Stangl, Ch. Schubert, H. Angermann, E. Conrad, K.V. Maydell // Thin Solid Films. 2007. Vol. 515. P. 7475–7480.

15. Basic electronic properties of a-Si:H/c-Si heterostructure solar cell / M. Schmidt, L. Korte, K. Kliefoth, A. Schoepke, R. Stangl, A. Laades, E. Conrad, K. Brendel, W. Fuhs, M. Scherff, W. Fahrner // Proc. of the 19th European Photovoltaic Solar Energy Conf., Paris, France, 2004. P. 592–595.

16. Gudovskikh A. S., Kleider J. P. Capacitance spectroscopy of amorphous/crystalline silicon heterojunction solar cells at forward bias and under illumination // Appl. Phys. Lett. 2007. Vol. 90. P. 034104.

17. Obtaining a higher Voc in HIT cells / M. Taguchi, A. Terakawa, E. Maruyama, M. Tanaka // Prog. Photovolt: Res. Appl. 2005. Vol. 13. P. 481–488.

18. Physical insight into interface passivation of a-Si:H/c-Si heterostructures by analysis of injectiondependent lifetime and band bending / C. Leendertz, N. Mingirulli, T. F. Schulze, J. P. Kleider, B. Rech, L. Korte // Proc. 25th European Photovoltaic Solar Energy Conf. and Exhibition /5th World Conf. on Photovoltaic Energy Conversion, 2010, Valencia, Spain. P. 1377–1381.

19. Optimisation of amorphous and polymorphous thin silicon layers for formation of front-side heterojunction solar cells on p-type crystalline silicon substrates/ Y. Veschetti, J.-C. Muller, J. Damon-Lacoste, P. Roca i Cabarrocas, A. S. Gudovskikh, J.-P. Kleider, P.-J. Ribeyron, E. Rolland // Thin Solid Films. 2006. Vol. 511–512. P. 543–547.

20. Development of Emitters Based on a-Si (n+)/a-Si (i)/ c-Si (p) Heterojunctions Through Lifetime Spectroscopy / I. Martin, M. Vetter, A. Orpella, J. Puigdollers, C. Voz, R. Alcubilla, J. Damon-Lacoste, P. Roca i Cabarrocas // Proc. 19th European Photovoltaic Solar Energy Conf. and Exhibition, 2004, Paris, France. P. 1185–1188.

21. About the efficiency limits in HIT structures / J. Damon-Lacoste, P. Roca i Cabarrocas, A. S. Gudovskikh, J. P. Kleider, Y. Veschetti, J. C. Muller, P. J. Ribeyron // J. of Non-Crystalline Solids. 2006. Vol. 352. P. 1928–1932.

22. Improved amorphous/crystalline silicon interface passivation by hydrogen plasma treatment / A. Descoeudres, L. Barraud, S. De Wolf, B. Strahm, D. Lachenal et al. // Appl. Phys. Lett. 2011. Vol. 99. P. 123506.

23. Plasma treatments of the interface in n-type amorphous hydrogenated silicon/p-type crystalline silicon heterojunction solar cells / J. Damon-Lacoste, P. Roca i Cabarrocas, A. S. Gudovskikh, J.-P. Kleider, C. Jaussaud, P.-J. Ribeyron, V. Švrček, Y. Veschetti, J. C. Muller // Proc. of the 19th European Photovoltaic Solar Energy Conf., Paris, France. 2004, P. 1453–1456.

24. DeLeo G. G. Theory of hydrogen-impurity complexes in semiconductors // Physica B. 1991. Vol. 170. P. 295–304. V. P. Afanasjev, A. S. Gudovskikh Saint Petersburg Electrotechnical University «LETI»

AMORPHOUS/SINGLE-CRYSTALLINE SILICON HETEROSTRUCTURE SOLAR CELLS

The structural features and physics of heterostructure solar cells based on a heterojunction between amorphous hydrogenated silicon and crystalline silicon (a-Si:H/c-Si) are considered. The key role of the a-Si:H/c-Si interface properties for operation of solar cells is demonstrated. The effect of c-Si surface treatment on the interface properties and the photovoltaic efficiency is shown.

Solar cells, amorphous hydrogenated silicon, a-Si: H/c-Si heterostructures, interface properties

УДК 623.4

Е. Ю. Михтеева Российский государственный гидрометеорологический университет (РГГМУ)

С. Ш. Михтеев Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ» им. В. И. Ульянова (Ленина)

Фторидные стекла – перспективные ИК-материалы для оптико-электронных приборов

Рассматривается возможность при создании современных и перспективных оптико-электронных модулей систем наблюдения и распознавания различных целей использовать фторидные стекла с учетом их оптических и термомеханических характеристик, способных воспринимать информацию о целях в различных областях инфракрасного диапазона, в том числе и в дальней инфракрасной области.

Фторидные стекла, инфракрасные материалы, оптико-электронные системы, объектив оптико-электронного модуля, оптические и термомеханические характеристики стекол

Одним из основных преимуществ фторидных стекол по сравнению с другими классами – оксидными, халькогенидными, германатными и другими является широкая вариабельность составов, что позволяет вводить в их состав ионы редкоземельных элементов (РЗЭ) в широких интервалах молярных долей: 10 и более %. Интенсивные исследования возможности практического применения фторидных стекол проводятся в направлениях, представленных на рис. 1.

С момента получения новых стекол во фторцирконатной системе начался интенсивный поиск новых стеклообразующих составов во фторидных системах, поскольку из теоретических расчетов следовало, что затухание оптического сигнала в них должно быть на два порядка ниже, чем в кварцевых стеклах. Появилась надежда получить новый материал для дальних волоконнооптических линий связи (ВОЛС). И хотя до сих пор не удалось создать ВОЛС на основе фторидных стекол, эти стекла нашли применение в различных оптических приборах, работающих в инфракрасном (ИК) диапазоне [1], [2].

В долгосрочных программах научного и технологического развития передовых стран мира вопросы, связанные с созданием приборов, в которых используются оптические системы распознавания предметов на основе формирования и обработки их изображений, также стоят на одном из первых мест. Неограниченные возможности здесь открывает переход от оптической формы представления изображений к электронной и обратно. Такие переходы осуществляются с помощью оптико-электронных систем (ОЭС) форми-