

ФОТОПРЕОБРАЗОВАТЕЛИ ЭНЕРГИИ СОЛНЕЧНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

В.П. Ефимов

*Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”
Украина*

Поступила в редакцию 08.06.2010

Анализируются особенности структур перспективных устройств кремниевой фотовольтаики с фотолюминесценцией коротковолнового солнечного излучения в область их максимальной фоточувствительности, с радиальными *p-n*-переходами в микроструктурах (микропроводах) вертикального исполнения и с проводящими квантовыми нитями в объеме монокристалла кремния. Повышенная удельная электрическая проводимость в планарных структурах создается кластерными объединениями атомов кремния в аморфном состоянии с атомами легированной примеси.

Массивы квантовых нитей являются основным структурным фактором при создании фотоэлементов третьего поколения с повышенной конверсионной эффективностью, радиационной стабильностью и высоким ресурсом эксплуатации для наземной и космической энергетики.

Ключевые слова: кремний, квантовые нити, фотопреобразователи, фотолюминесценция, радиационные процессы, носители заряда, космическое пространство.

Аналізуються особливості структур перспективних пристроїв кремнієвої фотовольтаїки з фотолюмінесценцією короткохвильового сонячного випромінювання в область їх максимальної фоточутливості, з радіальними *p-n*-переходами в микроструктура (микропроводах) вертикального виконання і з провідними квантовими нитками в обсязі монокристалу кремнію. Підвищена питома електрична провідність у планарних структурах створюється кластерними об'єднаннями атомів кремнію в аморфному стані з атомами легуючої домішки. Масиви квантових ниток є основним структурним фактором при створенні фотоелементів третього покоління з підвищеною конверсійної ефективністю, радіаційної стабільністю та високим ресурсом експлуатації для наземної та космічної енергетики.

Ключові слова: кремній, квантові нитки, фотоперетворювачі, фотолюмінесценція, радіаційні процеси, носії заряду, космічний простір.

Characteristics of structures of next-generation silicon photovoltaics device with photoluminescence shortwave solar radiation in the region of maximum photosensitivity, with radial *p-n*-transitions in microstructures (microwires) of vertical design and conducting quantum wires in the bulk single crystal silicon are analyzed. Increased specific electrical conductivity in planar structures created by clusters of silicon atoms in the amorphous state with the atoms of dopants. Arrays of quantum filaments are a major structural factor in the creation of third generation solar cells with high conversion efficiency, radiation stability and high exploitation resource for terrestrial and space power.

Keywords: silicon, quantum filaments, photoconverter, photoluminescence, radiation processes, charge carriers, cosmic space.

ВВЕДЕНИЕ

В связи с изменением климата, сокращением углеводородного сырья, финансовым и энергетическим кризисом резко возрос интерес к источникам возобновляемой энергии. Солнечные электростанции – это перспективное направление развития энергетики в XXI-м веке. В стремлении избавиться от энергетической зависимости в Европейском Союзе разработан крупнейший инвестиционный проект (DESERTEC) стоимостью \$ 555 мил-

лиардов. Проект предусматривает строительство 100 больших солнечных электростанций в пустыне Сахара. Если проект осуществится, то генерированной энергии будет достаточно для удовлетворения 15 – 25% потребностей Европы и всех потребностей стран Северной Африки. Создан консорциум из крупнейших компаний и банков Европы по финансированию этого грандиозного строительства на основе параболических концентраторов солнечного излучения для

нагрева теплоносителя (масла) до параметров, пригодных к использованию в турбогенераторах (термоэффект).

В области прямого преобразования солнечного излучения в электрическую энергию (фотоэффект) потребность в фотопреобразователях только частично решается за счет существующего набора фотоэлементов (ФЭ). Солнечные батареи (СБ) нашли применение в космонавтике, где занимают доминирующее положение среди других источников автономного энергопитания. СБ снабжают электроэнергией аппаратуру спутников и системы жизнеобеспечения космических кораблей и станций, а также заряжают электрохимические аккумуляторы, используемые на теневых участках орбиты [1]. Возрастание требований к бортовым системам космических аппаратов (КА) приводит к необходимости создания солнечных батарей, обладающих более высокими энергетическими и эксплуатационными характеристиками. Основные из них – повышение КПД СБ, увеличение ресурса их эксплуатации до 15 лет на геостационарных орбитах в условиях повышенной радиации и возможности их функционирования при высокой концентрации солнечного излучения. В космических системах до 80% применяются фотопреобразователи из монокристаллического кремния, а 20% – из GaAs-структур.

В наземных условиях СБ используются в быту и для питания устройств автоматики, переносных радиостанций и радиоприемников, для катодной антикоррозионной защиты нефте- и газопроводов. Коммерческие модули солнечных элементов на основе кремния проходят 3-й этап в своем развитии, в настоящее время требуется значительное повышение КПД ФЭ и снижение их себестоимости. В результате модернизации структуры ФЭ (текстуризация фронтальной поверхности, оптимизация конструкции контактной гребенки, повышающей фоточувствительность в фиолетовой части солнечного спектра, и еще за счет встроенного электрического поля (BSF) вблизи тыльной поверхности) КПД увеличился до 17%. Это величина эффективности ФЭ оставалась непревзойденной в течение пятнадцати лет. Эффективность отдельных лабораторных образцов достигала

~20%. Основным препятствием для достижения более высоких значений КПД является объемная рекомбинация НЗ. Структура с пассивированным эмиттером и локальной диффузией НЗ на тыльной стороне стала вершиной процесса эволюции кремниевых ФЭ и было достигнуто наивысшее значение КПД 24% при воздушной массе АМ 1,5 (рис. 1). [2]. Это термодинамический предел (25%) кремниевых ФЭ с одним *p-n*-переходом в условиях одного солнца.

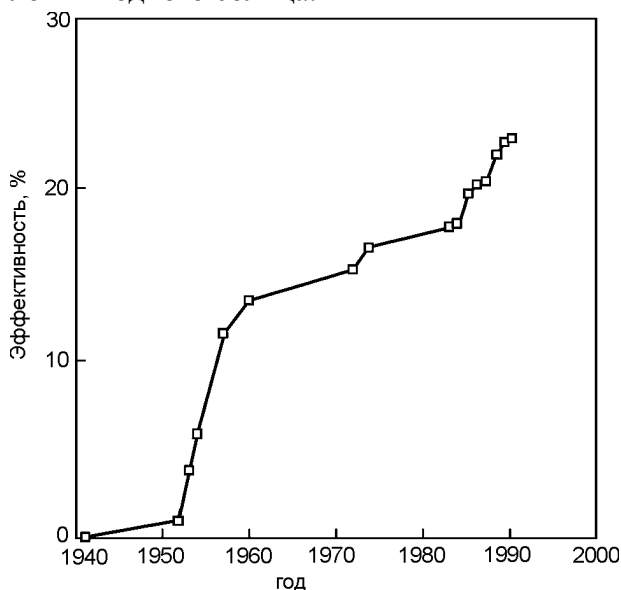


Рис. 1. Эволюция эффективности кремниевых фотопреобразователей.

Для изготовления наземных фотоэлектрических преобразователей (ФЭП) наиболее пригодными считаются полупроводники Si, CdTe, GaAs, InP. Около 91% энергии падающего светового потока можно преобразовывать в электрический ток в кремниевых ФЭП при решении проблемы вывода НЗ из объема полупроводника. Низкая стоимость кремния является определяющей при выборе материала для ФЭ. Энергетические характеристики СБ определяются полупроводниковым материалом, конструктивными особенностями ФЭ и количеством их в СБ (см. табл. 1) [3].

Большинство коммерческих спутников оснащены СБ с размерами 2,5 – 3,5 м², но часть из них оснащается СБ площадью 70 м².

В магнитосфере Земли основными факторами деградации фотоэлектрических батарей являются возникновение центров окраски, снижение времени жизни неосновных носителей заряда, ограничивающих величину то-

Параметры промышленных солнечных батарей

| Материал | КПД, % | P, Вт | | | | | |
|----------------|--------|--------------|-------|--------------------------------------|-------|--------------------------------------|-------|
| | | Необлученные | | Облученные флюенсом электронов 1 МэВ | | | |
| | | 28 °С | 50 °С | 3·10 ¹⁴ э/см ² | | 1·10 ¹⁵ э/см ² | |
| | | 28 °С | 50 °С | 28 °С | 50 °С | 28 °С | 50 °С |
| Si | 14,8 | 170,9 | 149,5 | 129,0 | 112,2 | 113,0 | 98,8 |
| GaAs | 18,5 | 218,1 | 208,2 | 188,1 | 179,6 | 166,8 | 159,3 |
| GaInAs-GaAs-Ge | 21,5 | 253,5 | 242,8 | 223,0 | 211,9 | 192,7 | 183,0 |

косьема с ФЭ, и его ресурс эксплуатации. Необходимо высокая радиационная стойкость просветляющих покрытий, наличие в структуре ФЭ глубоководящего *p-n*-перехода и проводящих квантовых структур для увеличения КПД и радиационной стойкости энергетических систем, работающих в радиационных поясах Земли.

В качестве наиболее вероятных материалов для фотоэлектрических систем преобразования солнечного излучения в электрическую энергию рассматриваются кремний и арсенид галлия, причем в последнем случае речь идет о гетерофотопреобразователях (ГФП) со структурой AlGaAs-GaAs. Фотоэлектрические преобразователи на основе соединения мышьяка с галлием (GaAs) имеют, как известно, более высокий теоретический КПД, чем кремниевые ФЭП, так как ширина запрещенной зоны у них оптимальна для полупроводниковых преобразователей солнечной энергии (1,4 эВ). У кремниевых ФЭП этот показатель равен 1,1 эВ, и КПД таких батарей незначительно превышает 15%.

Солнечные ФЭП на основе GaInP/AlGaAs-гетероструктур и родственных им соединений A³B⁵ обеспечивают существенное увеличение КПД, удельного энергосъема и радиационной стойкости космических СБ по сравнению с батареями на основе кремния. В условиях космоса значение КПД ФЭП с одним *p-n*-переходом в GaAs достигает величины ~25%, а в каскадных ФЭП – до 30%. Чрезвычайно важным преимуществом гетероструктурных GaAs над кремниевыми ФЭП является их способность эффективно преобразовывать 100 – 1000-кратное концентрированное солнечное излучение в электрическую энергию. В существующих кремниевых

СБ эту способность нельзя реализовать из-за существенного снижения величины КПД с увеличением температуры ФЭП при значительном повышении концентрации солнечного излучения на фотоэлементах (при 30 – 50-кратном концентрировании излучения величина КПД составляет 25 – 27%) [4]. Использовать энергию солнечных элементов можно также как и энергию других источников питания с той разницей, что солнечные элементы не боятся короткого замыкания. Каждый из них предназначен для поддержания определенной силы тока при заданном напряжении. Но в отличие от других источников тока характеристики солнечного элемента зависят от количества падающего на его поверхность света. Важным моментом работы солнечных элементов является их температурный режим. При нагреве элемента на один градус свыше 25 °С он теряет в напряжении 0,002 В, т.е. 0,4%/град. В яркий солнечный день элементы нагреваются до 60 – 70 °С при потерях каждым 0,07 – 0,09 В. Это и является основной причиной уменьшения КПД солнечных элементов, приводя к снижению напряжения, генерируемого элементом. КПД обычного ФЭ в настоящее время колеблется в пределах 10 – 16 %. Это значит, что элемент размером 100×100 мм² в стандартных условиях может генерировать 1 – 1,6 Вт.

В ФЭ и СБ на основе кристаллического кремния (жесткие) КПД 12 – 20% в спектре поглощения 0,5 – 1,0 мкм уменьшается при нагреве (отсчитывая от температуры +25 °С) на величину 0,45%/°С; аморфно-кремниевые (гибкие батареи) имеют КПД 5 – 10% в спектре – 0,2 – 0,7 мкм; арсенид галлиевые (жесткие, тяжелые, дорогие модули) с КПД 10 – 25% в спектре – 0,2 – 0,7 мкм сохраняют рабо-

тоспособность до температуры +150 °С; в сульфидно-кадмиевых (тонкопленочные – гибкие) КПД 5 – 10% в спектре – 0,5 – 0,9 мкм стабилен до температуры +100 °С. Спектры электромагнитных колебаний (длины волн): ультрафиолетовое излучение – 0,005 – 0,4 мкм, видимый свет – 0,36 – 0,75 мкм, инфракрасное излучение – 0,75 – 500 мкм. “Жесткие” батареи – хрупкие, поэтому обычно помещаются в ударопрочный корпус и их нельзя греть более чем до 150 – 200 °С, иначе произойдут необратимые изменения в контактных слоях и покрытиях. Необходимо использовать герметизирующие оболочки для защиты от коррозии, шунтирования *n-p*-переходов и потемнения покрытий. Защита особенно актуальна при эксплуатации в химически агрессивной среде городов и в походных условиях; в комплекте надо иметь не только гибкие солнечные батареи, но и обычные кристаллические для возможности получения электропитания при рассеянном освещении, в помещении, через “стекло”. Срок службы современных солнечных модулей десять лет. Дольше живут (медленнее “выгорают”) кристаллические (жесткие) батареи. Повышенный КПД имеют ФЭ из кристалла кремния с текстурированной рельефной поверхностью и просветляющим покрытием для минимизации величины светового отражения.

Гетероструктурные СЭ на основе GaAs имеют более высокий КПД, чем кремниевые (монокристаллические и особенно из аморфного кремния), КПД арсенид-галлиевых солнечных батарей доходит до 35 – 40%. Максимальная рабочая температура +150 °С в отличие от +70 °С у кремниевых батарей. Ограничение в температуре полупроводника связано с резким повышением его проводимости. Физическая причина заключается в увеличении темпа тепловой генерации электронно-дырочных пар с ростом температуры, что приводит к рассогласованию внутреннего сопротивления фотопреобразователя с сопротивлением его нагрузки ($R_{\text{внутр.}} \gg R_{\text{наг}}$) и, как следствие, к снижению напряжения на *p-n*-переходе (снижение напряжения холостого хода и уменьшение КПД в нагрузке). Тепловой эффект подавляется повышением ширины

запрещенной зоны в полупроводнике [3]. Реализация разработанных нанотехнологий позволит осуществить прорыв в решении проблемы увеличения эффективности монокристаллических кремниевых фотопреобразователей для различных энергетических систем. Увеличение токосяема в кремниевых фотопреобразователях является основным фактором повышения их КПД и создания энергоемких солнечных батарей нового (третьего) поколения.

Целью настоящей работы является обзор эволюции основополагающих физических и технологических принципов и направлений модернизации наиболее эффективных фотопреобразователей для наземного и космического применения.

ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ

Объединение электрических и оптических свойств в наноструктурах аморфного кремния является базовым условием для создания устройств светового переизлучения. Гидрированная аморфная с микрокристаллической структурой тонкая пленка создается методом химического осаждения паров из газовой фазы, получаемой в плотной водородной плазме (PECVD) или в высокотемпературном реакторе (HWCVD). Применяются технологии: (TP- $\mu\text{c-Si:H}$) – разложение в тлеющем разряде разбавленной газовой смеси на основе SiH_4 и (PP- $\mu\text{c-Si:H}$) – реактивное распыление в атмосфере водорода кремниевой подложки с переносом атомов Si химическим транспортным методом [5]. Проявляется большой интерес к исследованию возможностей фотолюминесценции (ФЛ) коротковолнового излучения в область видимого спектра для повышения эффективности *c-Si*-фотопреобразователей. Таким образом, проблема повышения эффективности (*c-Si*)-фотоэлементов состоит из двух частей: 1 – переизлучение коротковолновых фотонов в область края видимого спектра через механизм прямых оптических переходов зона-зона в моногидриде кремния, 2 – эффективный вывод фотогенерируемых носителей заряда по всему спектру солнечного излучения. Сложность состоит в том, что в *a-Si*-структурах дрейфо-

вая подвижность носителей заряда очень низкая ($\mu_n \sim 10^{-1}$, $\mu_p \sim 10^{-3}$ см²/В·с), хотя коэффициент поглощения света в ~ 15 раз больше чем в *c*-Si-структурах. Низкое значение μ_{nh} ведет к малой диффузионной длине, поэтому вклад диффузионной компоненты фототока обычно не существен. Следовательно, большая часть наблюдаемого фототока в *a*-Si-структурах обусловлена дрейфом носителей в области пространственного заряда.

Основные потери солнечного излучения при трансформации его в электрическую энергию определяются фундаментальными ограничениями фотоэффекта в области IR-излучения ($h\nu \leq E_g$) и в области коротковолнового излучения ($h\nu \gg E_g$), а также низкой эффективностью вывода фотогенерированных носителей заряда из объема (*c*-Si)-фотопреобразователя (рис. 2) [2]

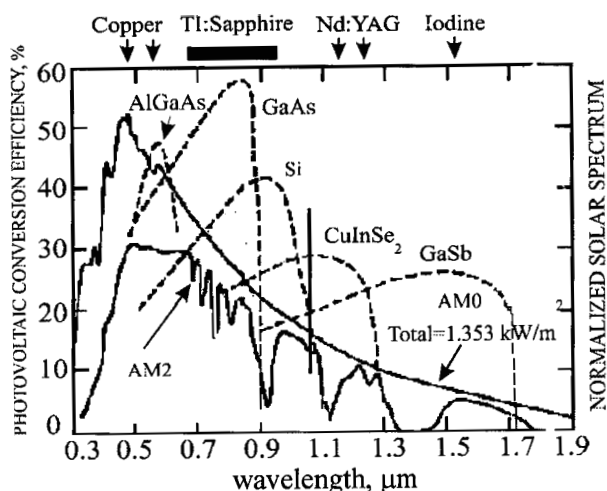


Рис. 2. Зависимость эффективности различных фотоэлементов от длины волны солнечного излучения. AM0 и AM2 – спектральные характеристики солнечного излучения при различных атмосферных условиях.

Теоретически фотолюминесценция коротковолнового излучения в область излучения с $\lambda_{max} \sim 0,9$ мкм позволит увеличить КПД (*c*-Si)-фотоэлементов с одним *p-n*-переходом с 24% до 34% при решении проблемы эффективного вывода носителей заряда через аморфную структуру переизлучателя. Разработка технологии внедрения *a*-Si-наноструктур в *c*-Si-матрицу связана с поиском системы создания эффективного светового эмиттера в объеме монокристаллического полупроводника. Гидрогенированные *a*-Si:H-наноструктуры формируются при температуре ~ 1100 °С [6] и яв-

ляются световым материалом даже при комнатной температуре. Структура μc -Si:H из смеси микрокристаллитов, растворенных в аморфной сетке, состоит из трех фаз – аморфной люминесцентной, аморфной нелюминесцентной и микрокристаллической. Микрокристаллическая структура существенно отличается от обычного поликристаллического кремния. В наноразмерных кристаллических структурах (нанокристаллы) осуществляются оптические квазипрямые переходы в результате свертки зон в “К-пространстве” размерного квантования электронов. ФЛ происходит только на соединениях *a*-Si:H. Поэтому необходимо ликвидировать соединения (связи) a -Si:H₂, (a -Si:H₂)_n и получить моногидрид *a*-Si:H (см. рис. 3). Колебательные моды дигидридных групп являются нелюминесцентными и рассматриваются как связующее звено между микрокристаллитами (нанокристаллитами) и фотолюминесцентной аморфной фазой [7].

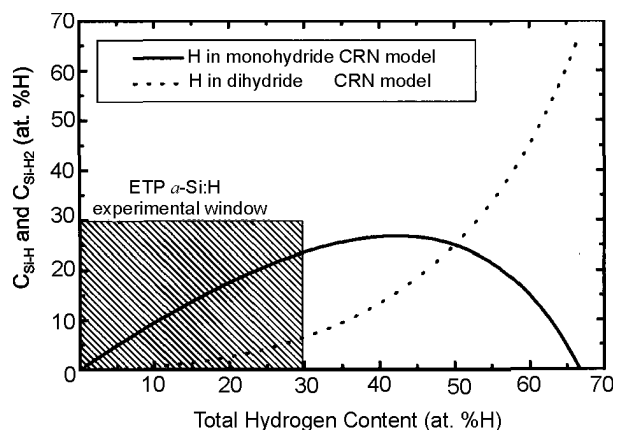


Рис. 3. Конфигурация связей от концентрации водорода в гидрогенированном аморфном кремнии.

Спектр ФЛ μc -Si:H может сдвигаться в низкочастотную сторону при повышении температуры образцов за счет поглощения коротковолнового излучения когда $h\nu \gg E_g$. Наблюдается изменение коэффициента отражения света от структуры микрокристаллического кремния, при этом спектр имеет вид, характерный для интерференции, и определяется толщиной пленки μc -Si:H. Интенсивность ФЛ имеет тенденцию к насыщению при больших толщинах пленок *c*-Si:H. Ярко выраженный интерференционный характер отражения от пленки μc -Si:H свидетельствует о слабом поглощении в ней длин волн в

указанном диапазоне. Положение экстремумов определяется значениями показателя преломления и толщины пленки $\mu\text{-Si:H}$ [7].

ФЛ происходит в результате излучательной рекомбинации захваченных электронно-дырочных пар. Рекомбинационные центры свободных связей и процессы электрон-фоновых взаимодействий, участвующих в люминесценции $a\text{-Si:H}$ -структур, приводят к усилению безызлучательной рекомбинации. При захвате электронов глубокими ловушками происходит безызлучательный многофотонный процесс, который сильно выражен в структурах с ионной связью, но слабо выражен в структурах с ковалентной связью. Резонанс безызлучательных центров вызывает уменьшение интенсивности ФЛ. Глубина поглощения излучения $X = 1/\alpha$ (коэффициент поглощения α) в зеленой области $\lambda \sim 510$ нм для аморфного образца находится в интервале 0,08 – 0,09 мкм, а в микрокристаллическом образце – около 0,3 мкм. Для красного света $\lambda \sim 640$ нм глубина поглощения в аморфном образце $\sim 1,5$ мкм, а в микрокристаллическом $\sim 3,1$ мкм. Следует отметить, что спектральная ФЛ в $\mu\text{-Si:H}$ -образце при его возбуждении зеленым светом не похожа на ФЛ на аморфном слое. Определение пространственного профиля поглощения связано с изменением длины волны излучения. Аморфная фаза с $E_g = 1,6$ эВ является “оптическим окном” для излучения с длиной волны $\lambda \leq 0,77$ μm (см. табл. 2).

Преобразование УФ и области излучения с $\lambda \sim 0,5$ μm в излучение с энергией $\sim 1,6$ эВ осуществляется в смеси структур $a\text{-Si:B(H)}$ и $\mu\text{-Si:B(H)}$.

Водород из связи Si:H выделяется при температуре ~ 250 °С, если вместо Si:H образуется (Si-Si)-связь. Группы SiH, SiH₂, (SiH₂)_n, SiH₃ характеризуются положением максимума поглощения. Пик 2000 см⁻¹ приписывается связи Si-H, 2089 см⁻¹ – связи Si-H₂, ~ 2100 см⁻¹, – (Si-H₂)_n. При размерах микрокристаллитов (60 – 200) Å концентрация связанного водорода в нелегированных пленках $\mu\text{-Si:H}$ не превышает 10 ат.%, а в легированных может быть значительно увеличена.

Методы рентгеноструктурного анализа позволяют определить размеры кристаллитов и удельный объем микрокристаллической фазы при измерении структуры до и после ее отжига и при наблюдении дифракционных максимумов отражения.

ГИДРИРОВАНИЕ АМОРФНОГО КРЕМНИЯ

Фотоэлектронные свойства наиболее выражены в гидрированном аморфном кремнии ($a\text{-Si:H}$) и микрокристаллическом ($\mu\text{-Si:H}$) и определяются плотностью разорванных атомных связей. Наличие водорода приводит к пассивации электрически активных глубоких уровней по границам зерен и переходных

Таблица 2

Глубина поглощения излучения в $c\text{-Si}/a\text{-Si}$ -структурах и потери энергии при фотоэффекте в различных диапазонах солнечного спектра

| $E(h\nu)$, эВ | λ , μm | $X_{(c\text{-Si})} = 1/\alpha_{(c\text{-i})}(\lambda)$ μm , $E_{g(c\text{-Si})} = 1,12$ эВ | $X_{(a\text{-Si})} = 1/\alpha_{(a\text{-Si})}(\lambda)$ мм, $E_{g(a\text{-Si})} = 1,6$ эВ, | Диапазон спектра излучения, μm | Потери энергии излучения в ($c\text{-Si}$)-структурах, % |
|----------------|---------------------------|--|---|---|--|
| 0,38 | 3,2 | Оптическое окно | Оптическое окно | 3,2 ÷ 1,1 | *100 до границы фотоэффекта |
| 1,12 | 1,1 | 100 | Оптическое окно | *1,1 – граница фотоэффекта для $E_{g(c\text{-Si})} = 1,12$ эВ | |
| 1,4 | 0,88 | 14 | Оптическое окно | 0,88 ÷ 1,1 | 20 |
| 1,6 | 0,77 | 10 | Оптическое окно | 0,77 ÷ 1,1 | 30 |
| 2,46 | 0,5 | 1 | 68 нм | 0,5 ÷ 1,1 | 54,5 |
| 4,92 | 0,25 | 0,1 | 9 нм | 0,25 ÷ 1,1 | 82,2 |

*Фундаментальное ограничение фотоэффекта $E(h\nu) \leq E_g$ в области ИК-излучения.

областей (interfaces) между аморфной и кристаллической фазами в (*a*-Si)-структурах и ассоциируется с концентрацией разорванных спиновых связей. Водород для стабилизации структуры должен проникать на всю глубину внедрения смеси в матрицу кристалла и находиться в моногидридном соединении Si-H, т.к. эта конфигурация наиболее стабильна. При получении $\mu\text{c-Si:H}$ наличие водорода должно привести к фиксированной геометрии наноструктур с ограниченными размерами кристаллитов до величины (50 – 100) Å. Это обеспечит сохранение их даже при увеличенных температурах отжига.

Миграция водорода в гидрогенированном аморфном кремнии определяется энергией активации в области 0,5 – 2,7 эВ. Такая большая неопределенность вызвана сильной зависимостью подвижности H от концентрации C_{H} . Водород может диффундировать через мелкие ловушки, а захватываться разорванными связями (глубокие ловушки). При $C_{\text{H}} \sim C_{\text{d}}$ (C_{d} – концентрация дефектов) водород мигрирует после термического высвобождения из глубоких ловушек. При $C_{\text{H}} \gg C_{\text{d}}$ с типичной H концентрацией $\sim 10^{21} \text{ см}^{-3}$ глубокие ловушки заполнены, избыточный водород может мигрировать через мелкие ловушки с малой энергией активации и располагаться в середине метастабильной конфигурации Si-H-Si [8]. Оптическая ширина запрещенной зоны $\mu\text{c-Si:H}$ зависит от концентрации связанных атомов водорода так же, как и в (*a*-Si:H)-структурах. Различие в их величинах заключается в разной концентрации связанных атомов водорода. В обычных пленках (*a*-Si:H) с повышением уровня легирования бором оптическая ширина запрещенной зоны быстро уменьшается, что является сильным ограничением в использовании этого материала в солнечных элементах. В то же время значения оптической ширины запрещенной зоны $\mu\text{c-Si:H(B)}$ остаются высокими во всем диапазоне концентраций легирующей примеси. При высоких уровнях легирования бором проводимость пленок $\mu\text{c-Si:H(B)}$ достигает значений 10^{-1} См/см . Это делает данный материал пригодным для использования в солнечных элементах в качестве прозрачного покрытия с высокой проводимостью [4].

В созданной структуре содержится смесь ($\mu\text{c-Si:H} + a\text{-Si:H}$). При температуре отжига до $T \sim (350 - 370) \text{ }^\circ\text{C}$ сохраняются аморфная фаза и $\mu\text{c-Si:H(B)}$ с малым размером кристаллитов. При температуре отжига $T \geq 370 \text{ }^\circ\text{C}$ аморфная фаза отжигается, остается $\mu\text{c-Si:H(B)}$ с увеличенным размером кристаллитов и поэтому величина удельного сопротивления, R_{min} , повышается. Это указывает на то, что свойства наноразмерных структур будут исчерпаны и образцы кремния приобретают уже известные свойства микроструктур. Пленки $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ более теплостойки по сравнению с пленками *a*-Si:H, т.к. связь C-H сильнее связи Si-H. В созданных *a*-Si:H-структурах в *c*-Si(*p*, *n*)-кристалле при радиационной обработке его осколками деления ядер ^{238}U из-за разделения носителей зарядов в области изгибов энергетических зон квантовых структур интенсивная фотолюминесценция отсутствует. Для наземного исполнения ФЭ с высоким КПД необходимо иметь преобразователь коротковолнового излучения в длиноволновое за счет переизлучения зона-зона в *a*-Si:H-структуре. Вывод носителей заряда из объема аморфной фазы ФЭ (малая подвижность HЗ) производится по проводящим квантовым структурам малой глубины или по всей глубине нитей $\sim 300 \text{ мкм}$ (рис. 9) без преобразователя УФ [8, 9]. В космическом пространстве при большом потоке УФ и разрушающем воздействии эффекта Стаблера-Вронского гидрированная аморфная структура не может быть применена и вывод HЗ должен производиться по квантовым нитям, созданным на всю глубину ФЭ [10].

РАДИАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В СОЛНЕЧНЫХ БАТАРЕЯХ

Солнечные батареи относятся к категории приборов, весьма чувствительных к облучению. Поэтому проблема создания радиационно-устойчивых солнечных батарей стоит достаточно остро. На космических объектах используются только СБ *n*⁺-*p*-типа, т.к. радиационные эффекты для *p*-кремния существенно меньше, чем для *n*-кремния (тонкий сильнолегированный слой *n*⁺-типа с сетчатым

или полосковым омическим контактом и протяженный высокоомный участок базы *p*-типа со сплошным омическим контактом на тыльной стороне. Для реального спектра излучения в космическом пространстве (табл. 3) [11], в котором присутствуют как высокоэнергетичные, так и низкоэнергетичные частицы, деградация коэффициента токосяема (спектральный отклик) будет происходить во всем диапазоне длин волн, что приводит к уменьшению выделяемой в нагрузку мощности. Считается, что солнечная батарея сохраняет работоспособность, если мощность в нагрузке уменьшается не более чем на 25%. При замене диффузионных процессов на дрейфовые можно ослабить влияние диффузионной длины на величину токосяема при облучении фотопреобразователя. Степень деградации СБ под воздействием облучения существенно зависит от параметров орбиты космического аппарата. Особенно опасны радиационные пояса (Van Allen belts ≤ 3000 км). На высоте 1850 км полярной орбиты годовая доза облучения составляет $\sim 1,3 \cdot 10^6$ Gy. Энергетический спектр частиц (электроны, протоны) занимает область от нескольких десятков МэВ до энергии ниже 50 кэВ. Для низкоорбиталь-

ных КА (770 км) деградация СБ на основе кремния и гетероструктур GaAs-GaAlAs составляет соответственно 15% и 5% в течение 5 лет пребывания КА на орбите. Для КА на геостационарных орбитах деградация составляет 31% (Si) и 16% (GaAs) в течение 15 лет пребывания на орбите. Для радиационно-опасных орбит (7400 км при угле наклона 50°) деградация составляет соответственно 49% (Si) и 22% (GaAs) в течение 5 лет пребывания на орбите. Гетероструктурные ФЭП наряду с повышением эффективности обеспечивают также улучшение радиационной стойкости, что приблизительно в 2 раза увеличивает ресурс работы космических СБ [3].

Поэтому применение для энергоснабжения КА СБ на основе GaAs-гетероструктур дает значительный экономический эффект по сравнению с кремниевыми, несмотря на более высокую их стоимость. Это позволяет снизить расход GaAs полупроводниковых материалов пропорционально степени концентрирования и, следовательно, существенно снизить стоимость солнечной электроэнергии. Их максимальная рабочая температура $+150^\circ\text{C}$ в отличие от $+70^\circ\text{C}$ – у кремниевых батарей, что увеличивает возможности кон-

Таблица 3

Годовые дозы облучения, получаемые поверхностью космического объекта, (Gy)

| Тип излучения | Высота орбиты, км | | | | | | Энергия частиц | Макс. поток частиц, $\text{м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ |
|-------------------------------|---------------------|---------------------|---------------------|-------------------|--------------------------|----------------|---------------------------|---|
| | Полярная орбита | | | | Наклон орбиты 30° | | | |
| | 370 | 925 | 1850 | 3700 | 370 | 925 | | |
| Протоны галактические | $3,5 \cdot 10^{-2}$ | $3,5 \cdot 10^{-2}$ | $4,5 \cdot 10^{-2}$ | $6 \cdot 10^{-2}$ | 0 | 0 | $> 10^{13}$ МэВ | $\sim 2,5$ |
| Протоны радиационного пояса | $2,6 \cdot 10^{-1}$ | 26 | 13 | $4,3 \cdot 10^2$ | $4,3 \cdot 10^{-1}$ | 70 | 0,1 – 5 МэВ > 30 МэВ | $2,8 \cdot 10^8$ $8 \cdot 10^4$ |
| Электроны радиационного пояса | $1,3 \cdot 10^3$ | $1,3 \cdot 10^5$ | $1,3 \cdot 10^6$ | $7 \cdot 10^5$ | $1,7 \cdot 10^3$ | $3 \cdot 10^5$ | ≤ 1 МэВ | $2 \cdot 10^8$ |
| Протоны (полярное сияние) | 2,6 | 2,6 | 2,6 | 2,6 | 0 | 0 | ~ 650 кэВ | 10^5 |
| Электроны (полярное сияние) | $4,3 \cdot 10^4$ | $4,3 \cdot 10^4$ | $4,3 \cdot 10^4$ | $4,3 \cdot 10^4$ | 0 | 0 | < 50 кэВ | 10^{11} |
| Протоны (солнечные вспышки) | 26 | 26 | 26 | 26 | 0 | 0 | МэВ – ГэВ | $10^5 - 10^6$ |
| Суммарное излучение | $4,3 \cdot 10^4$ | $1,7 \cdot 10^5$ | $1,3 \cdot 10^6$ | $7,8 \cdot 10^5$ | $1,7 \cdot 10^3$ | $3 \cdot 10^5$ | – | – |

центрирования света на ГФП GaAs. ГФП на основе GaAs в значительно меньшей степени, чем кремниевые ФЭП, подвержены разрушению потоками протонов и электронов высоких энергий вследствие высокого уровня поглощения света в GaAs, а также малых требуемых значений времени жизни и диффузионной длины неосновных носителей. Более того, эксперименты показали [3], что значительная часть радиационных дефектов в ГФП на основе GaAs исчезает после их термообработки (отжига) при температуре как раз порядка 150 – 180 °С. Если ГФП из GaAs будут постоянно работать при температуре ~150 °С, то степень радиационной деградации их будет относительно небольшой на протяжении всего срока активного функционирования станций (особенно это касается космических солнечных энергоустановок, для которых важен малый вес, размер ФЭП и высокий КПД).

В целом можно заключить, что энергетические, массовые и эксплуатационные характеристики ГФП на основе GaAs в большей степени соответствуют требованиям для космических условий, чем характеристики кремниевых ФЭП. Но в космических системах до 80% используются в основном кремниевые фотопреобразователи.

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ДАННЫЕ ФЭ НА ОСНОВЕ GaAs и c-Si

Вследствие более высокого уровня поглощения солнечного излучения, определяемого прямыми оптическими переходами в GaAs, высокие КПД ФЭП на их основе могут быть получены при значительно меньшей толщине по сравнению с кремниевым ФЭ. Принципиально достаточно иметь толщину ГФП 5 – 6 мкм для получения КПД порядка не менее 20%, тогда как толщина кремниевых элементов не может быть менее 100 мкм без заметного снижения их КПД. Это обстоятельство позволяет рассчитывать на создание легких плёночных GaAs ГФП, для производства которых потребуется сравнительно малое количество исходного материала, особенно если в качестве подложки удастся использовать не GaAs, а другой материал, например синтетический сапфир (Al₂O₃). Существенное увеличение КПД обеспечивают каскадные

ФЭ, изготовленные на основе многослойных гетероструктур с двумя и больше *p-n*-переходами в материалах с различной шириной запрещенной зоны [3]. Наиболее широко применяются однопереходные ФЭ на основе гетероструктур GaAs-Al_xGa_{1-x}As и тандемные на гетероструктурах GaAs(Ge)-AlGaAs-InGaAs.

В реально действующих структурах с гетеропереходами КПД превышает 30%. Возможность достижения малых начальных значений обратных токов насыщения в *p-n*-переходах благодаря большой ширине запрещенной зоны позволяет свести к минимуму величину отрицательных температурных градиентов КПД и оптимальной мощности ГФП и, кроме того, существенно расширить область линейной зависимости последней от плотности светового потока. Экспериментальные зависимости КПД ГФП от температуры говорят о том, что повышение равновесной температуры последних до 150 – 180 °С не приводит к существенному снижению их КПД и оптимальной удельной мощности. В то же время для существующих кремниевых ФЭП повышение температуры выше 60 – 70 °С является почти критическим – КПД падает вдвое. Благодаря устойчивости к высоким температурам арсенид-галлиевые ФЭП позволяют применять к ним концентраторы солнечного излучения.

Арсенид-галлиевые СБ значительно дороже кремниевых. Источники сырья для арсенид-галлиевых фотопреобразователей ограничены (~1%) и процесс его переработки сложный и экологически напряженный. Галлий добывается в основном из бокситов, однако рассматривается также возможность его получения из угольной золы и морской воды. Самые большие запасы галлия содержатся в морской воде, однако его концентрация там весьма невелика, и выход при извлечении оценивается величиной всего в 1% и, следовательно, затраты на производство будут, вероятно, чрезмерно большими. Технология производства ГФП на основе GaAs с использованием методов жидкостной и газовой эпитаксии (ориентированного роста одного монокристалла на поверхности другого) не развита ещё до такой степени, как технология

производства кремниевых СБ, и в результате этого стоимость ГФП сейчас существенно выше на порядки стоимости ФЭП из кремния [3]. Дополнительный резерв экономии галлия связан с использованием в качестве подложки ГФП не GaAs, а синтетический сапфир (Al_2O_3). Стоимость ГФП при их массовом производстве на базе усовершенствованной технологии будет, вероятно, также значительно снижена, и в целом стоимость системы преобразования энергии на основе ГФП из GaAs может оказаться вполне соизмеримой со стоимостью системы на основе кремния.

Кремний является значительно более доступным и освоенным в производстве материалом, чем арсенид галлия. Кремний широко распространен в природе, и запасы исходного сырья для создания ФЭП на его основе практически неисчерпаемы. Технология изготовления кремниевых ФЭП хорошо отработана и непрерывно совершенствуется. Существует реальная перспектива снижения стоимости кремниевых ФЭП на один-два порядка при внедрении новых автоматизированных методов производства, позволяющих, в частности, получать кремниевые ленты, солнечные элементы большой площади и т. п. Здесь играют роль вместе взятые факторы: тарифы, климат, географические широты, способности государства к реальному ценообразованию и долгосрочным инвестициям. Поскольку галлий является весьма дефицитным материалом, что ограничивает возможности производства ГФП на основе GaAs в количествах, необходимых для широкого применения, поэтому солнечные элементы производятся в основном из кремния. Среднее значение КПД в солнечных батареях из монокристаллического кремния сегодня составляет около 12%, хотя достигает и 18%. Именно, в основном, кремниевые СБ можно видеть сегодня на крышах домов разных стран мира.

Очень важна для космических солнечных энергетических систем (СЭС) способность ФЭП не терять КПД при нагревании концентрированным солнечным излучением. Для существующих в настоящее время кремниевых ФЭП повышение температуры выше 60 – 70 °С является почти критическим – КПД

падает вдвое. Ввод высокотемпературных квантовых структур в объем кремния и просветляющего покрытия на его поверхность исключают фактор снижения величины КПД ФЭП.

Таким образом, в настоящее время трудно отдать явное предпочтение одному из двух рассмотренных полупроводниковых материалов – арсениду галлия или кремнию, и лишь дальнейшее развитие технологии их производства и совершенствования структуры СБ покажет, какой вариант окажется более рационален для космической и наземной солнечной энергетики [12]. В настоящее время пока основным материалом для изготовления солнечных батарей остается кремний.

КВАНТОВЫЕ НИТИ В ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯХ ЭНЕРГИИ СОЛНЕЧНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

К настоящему времени большинство коммерческих модулей солнечных элементов основано на кристаллическом Si с эффективностью $\eta \leq 20\%$ (I-поколение ФЭ) и аморфных тонкопленочных большой площади ФЭ с величиной $\eta \sim 5 - 8\%$ (II-поколение ФЭ). Концепция III-поколения – это использование нано- и микроструктур (микропроволок). ФЭ с микропроводами (Vapor-Liquid-Solid – VLS-метод) относятся к классу устройств с особым конструктивным исполнением для получения направленного транспорта НЗ за счет геометрии и материала таких структур. В тонкопленочном ФЭ аморфные слои кремния синтезируются CVD-методом из газов SiH_4 , H_2 и выращиваются на подложке из металлической фольги. Применяется геометрия из набора микроструктур в виде проволок в коаксиальной форме с *p-n*-переходом. Целью этих исследований является поиск технологических процессов повышения эффективности (η) аморфных тонкопленочных ФЭ до величины кристаллических ФЭ. Особой задачей является повышение эффективности, радиационной стабильности и ресурса работы монокристаллических кремниевых ФЭ с наноструктурами в наземных и космических условиях. Рекомбинационные потери являются основным ограничивающим фактором получения (сохранения) высоких выходных харак-

теристик кремниевых ФЭ. Уменьшение потерь фотогенерируемых НЗ в объеме полупроводниковой структуры в основном достигается за счет улучшения качества кремниевое материала (метод зонной плавки) и уменьшения его толщины с применением оптической системы захвата света. В противном случае время жизни неосновных НЗ (τ) будет снижаться и их диффузионная длина

$$L = \sqrt{D\tau} \text{ уменьшаться, где } D = \frac{kT}{q}\mu - \text{коэф-}$$

фициент диффузии, μ – подвижность НЗ. При облучении ФЭ в космическом пространстве величина $\tau = (\sigma NV)^{-1/2}$ снижается, рекомбинационные потери НЗ резко возрастают, и током уменьшается с потерей КПД (σ – сечение захвата НЗ, N – плотность рекомбинационных центров, V – тепловая скорость НЗ). Для исключения этого фактора вводятся проводящие квантовые структуры в объем полупроводника для вывода неосновных НЗ.

Массивы квантовых нитей в монокристаллическом кремнии с малым удельным сопротивлением формируются двумя радиационными процессами – вследствие частичного разрыва межатомных связей потоком ускоренных электронов и созданием длинных скрытых треков в его структуре за счет процессов ионизации, созданных многозарядными ионами. Степень ионизации структуры кристалла определяется величиной зарядового состояния иона и наличием разорванных межатомных связей, снижающих сток заряда из объема полупроводника для возникновения термического пика и кулоновского взрыва с целью увеличения глубины образования проводящих квантовых структур в объеме кремниевого монокристалла. Критерием возникновения скрытого трека считается повышение температуры локальной области кристалла до температуры плавления (аморфная фаза). При высоких величинах выделения энергии ($dE/dx \sim Z^2$) [13] процессы трекообразования, усиленные предварительным дефектообразованием, характерны каждому иону. При облучении кристалла легкими и тяжелыми осколками ядер ^{238}U [14] с величиной заряда $Z_{\text{л}} = 38,6$; $Z_{\text{т}} = 53,4$ ед. ионизация структуры вызывает изменение состояния ре-

агирующих дефектов. Ионизация меняет параметры диффузии примесей, что сказывается на глубине их смещения и образования энергетических барьеров для основных НЗ. При малых флюенсах ионов непрерывные треки не формируются, а регистрируются только дефекты и кластеры из-за быстрой эпитаксиальной рекристаллизации вокруг траектории иона. Для получения непрерывных треков необходимо повышать флюенс ионов для накопления достаточно большого количества дефектов структуры и/или производить предварительное радиационное дефектообразование для срыва процесса рекристаллизации областей около траектории иона (см. рис. 4, 9). Повышение флюенса осколков производится за счет увеличения сечения фотоделения ядер урана при переходе в область гигантского резонанса с увеличением энергии гамма-квантов. Фотопроводимость $\sigma_{ph} \sim c$ -Si-структуры вне квантовых нитей (транспорт основных НЗ) определяется концентрацией разорванных спиновых связей (N_s) и зависит от положения энергетического уровня Ферми $\sigma_{ph} = \sigma_0 \exp[-(E_c - E_F)/kT]$. Восстановление структуры до исходного состояния производится в процессе отжига кристалла.

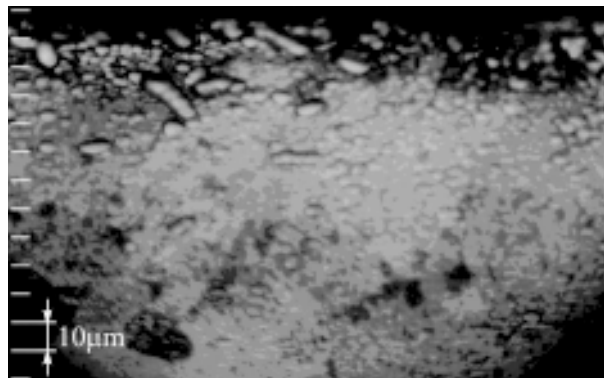


Рис. 4. Микрофотография поперечного среза (c-Si)-кристалла после облучения кристалла осколками деления ядер ^{238}U без дополнительного дефектообразования ускоренными электронами.

Наличие квантовых нитей позволяет решить проблему, возникающую при традиционном способе производства фотоэлементов, которая связана с процессом поглощения солнечного излучения в структуре материала и с выводом носителей заряда из его объема – фотоэлемент большой толщины обеспечивает полное поглощение солнечного излучения, в

то время как тонкий фотоэлемент обеспечивает эффективный сбор носителей заряда. Длинные квантовые нити создают направленное движение носителей заряда из объема кремния, а при оптимизации толщины p - n -структур обеспечат получение высокой эффективности преобразования солнечного излучения в электрическую энергию в фотопреобразователях нового поколения.

Перспективным является также метод вертикальных мультипереходов, расположенных параллельно падающему свету (см. рис. 5, 6), который позволяет неосновным НЗ достигать p - n -перехода, повысить эффективность ФЭ и защищенность от радиационного разрушения, что важно для использования в космических условиях [15]. Большое количество выстроенных микропроволок создает возможность увеличения вывода на коллектор НЗ с малой диффузионной длиной. Диаметр микропроволоки должен составлять не менее нескольких сотен нанометров, длина ее должна составлять десятки микрон для наибольшего поглощения фотонов из солнечного спектра. Для выращивания микропроволок используется VLS-метод (vapor-liquid-solid) с металлическими катализаторами. При электрических измерениях одиночных микропроволок, выращенных с Au-катализатором, проявляются свойства металлической проводимости, что может наложить ограничение на применимость этого метода в фотовольтаике [15, 16].

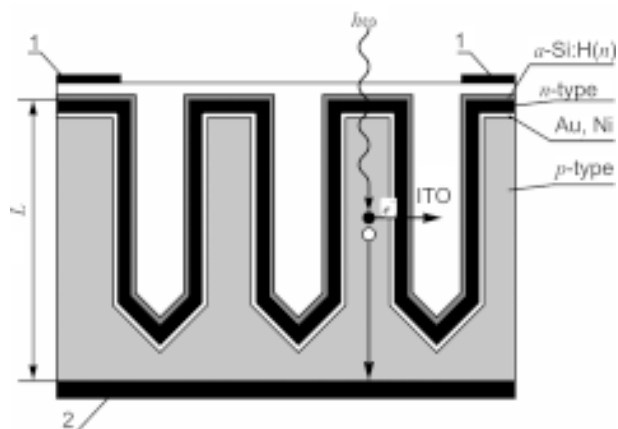


Рис. 5. Схема (архитектура) кремниевого фотопреобразователя вертикальной конфигурации с микропроводами (California Institute of Technology, USA). 1 – фронтальный контакт, 2 – тыльный контакт, L – толщина ячейки фотопреобразователя.

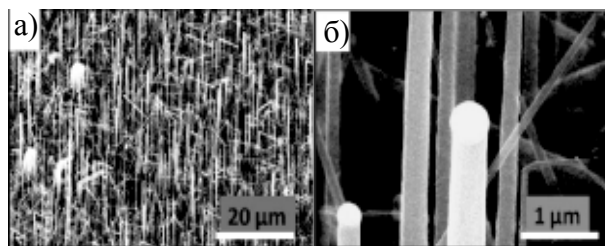


Рис. 6. Типичный пример Si-микропроволок, выращенных на основе SiH_4 (структуры ФЭ с p - n -переходами в коаксиальном исполнении), California Institute of Technology, USA.

Фотон с энергией $h\omega \geq E_g$ генерирует электрон-дырочную пару внутри микроструктуры p -типа. Толщина ячейки $L > 1/\alpha$ больше оптической глубины поглощения солнечного излучения в микроструктуре. Диффузионная длина неосновных НЗ должна быть соизмерима с радиусом микроструктуры, т.е. оптическая генерация находится внутри диффузионной длины p - n -перехода. Минимальное расстояние транспорта неосновных НЗ определяет величину микропроволок, выращенных методом VLS. Для получения малого диаметра микропроволок требуется значительное снижение температуры в процессе их выращивания до 500°C . (понижение температуры эвтектической точки сплава частиц металла-катализатора с атомами полупроводника в газовой фазе для осаждения атомов полупроводника). Металл катализатора при соответствующей концентрации растворяет полупроводник и при известных условиях он становится сверхнасыщенным. Газ непрерывно взаимодействует с катализатором и полупроводник растет только в одном направлении с эпитаксией, определенной ориентацией кристаллов подложки. В этих структурах примеси и дефекты смещаются к границам растущего кристалла, позволяя создавать монокристаллический материал. При широком разнообразии полупроводников и металлов-катализаторов рост кристаллов производится посредством этой техники [16]. Но применение VLS-техники с накоплением большой концентрации металла катализа на границах нано- и микроструктур (микропроволок) приведет к шунтированию p - n -перехода структур (см. рис. 7) с радиальным расположением микропроволок и, как следствие, произойдет частичное или полное снижение

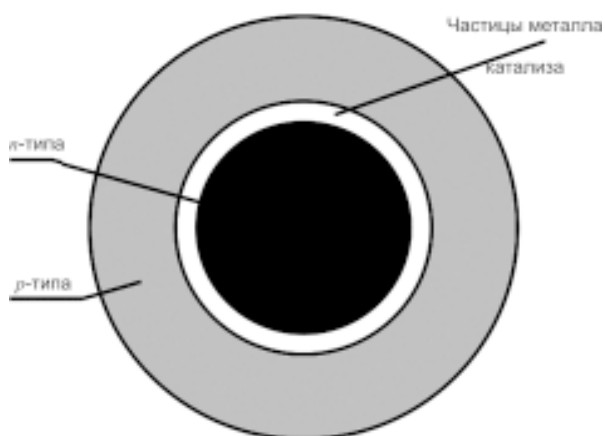


Рис. 7. Шунтирование p - n -переходов металлом катализа в процессе роста кремниевых микропроволок в фотопреобразователях с коаксиальным исполнением (USA).

эффективности ФЭ, что не допустимо в преобразователях энергии солнечного излучения третьего поколения.

В классической геометрии с планарным p - n -переходом эффективность ФЭ ограничена из-за низкой диффузионной длины неосновных НЗ. В планарной геометрии p -типа $L_n > 1/\alpha$ и $L > 1/\alpha$, где L_n – диффузионная длина электронов в p -структуре и любые оптически-генерируемые неосновные НЗ могут достигнуть p - n -перехода без рекомбинации. L – толщина ячейки и при 90% поглощения первичных фотонов с энергией $h \geq E_g$ составляет 125 мкм. $1/\alpha$ – оптическая толщина материала, зависящая от коэффициента поглощения $\alpha(\lambda)$, интегрированного по всем длинам волн (λ). Используя технику улавливания света можно снизить эффективную оптическую толщину материала, что является традиционным приемом в планарной геометрии. Но при $L_n < 1/\alpha$ высокоэнергетическая часть солнечного спектра не будет использована в конверсионной эффективности планарных ФЭ.

Для вывода НЗ предлагается использовать сформированные излучением проводящие квантовые нити из микро- и наноструктур. НЗ с малой подвижностью, генерируемые фотонами широкого спектра солнечного излучения, выводятся из объема кремниевого фотопреобразователя по заглубленным (удлиненным) проводящим квантовым нитям (рис. 8, 9), созданным методом кулоновского взрыва [10].

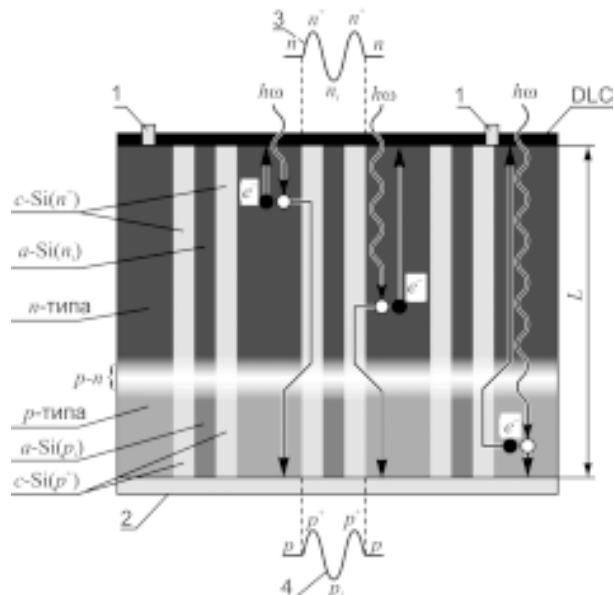


Рис. 8. Схема (архитектура) кремниевого фотопреобразователя в планарном исполнении с проводящими квантовыми нитями (NSC KIPT, Kharkov, Ukraine). 1 – фронтальный контакт, 2 – тыльный контакт, L – толщина ячейки, 3, 4 – форма квантовой нити в n - и p -структурах кремниевого фотопреобразователя.

Поскольку диффузия примесей в аморфной фазе значительно выше, чем в кристаллической структуре, следовательно, кластерные объединения, смещаясь от центра скрытого трека на периферию, создадут наноразмерные нити с увеличенной концентрацией

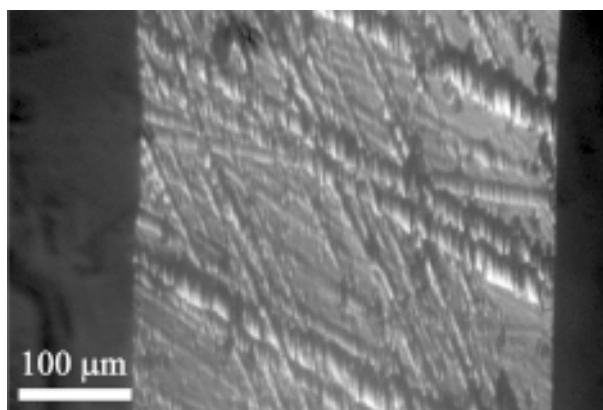


Рис. 9. Микрофотография поперечного среза образца кремния после частичного разрыва электронами атомных связей в его структуре, после облучения кристалла дозой 1800 Мрад при фотоделении ядер урана на ускорителе “ЭПОС” ННЦ ХФТИ и гидрирования H_2 .

примеси (см. рис. 10). При снижении рекристаллизации на эпитаксиальном слое матрицы область $p^+(n^+)$ будет расширяться в структуру $p(n)$. Краткое представление образования энергетических барьеров для носителей заряда можно предложить в следующей форме

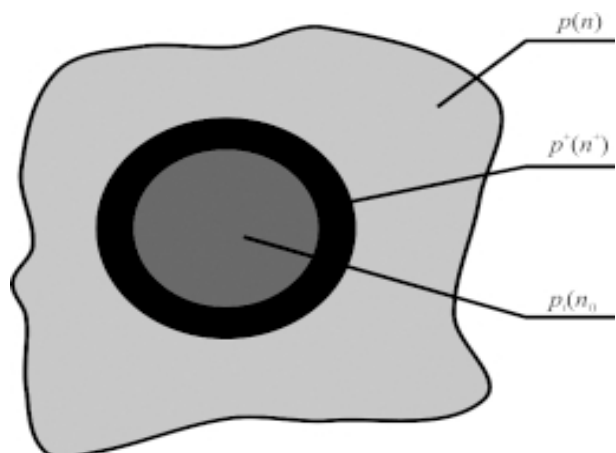


Рис. 10. Образование энергетических барьеров в каналах стока основных носителей заряда.

$$Cp(n) \cdot Dp(n)|_{a-Si} = Cp(n) \cdot Dp(n)|_{c-Si},$$

$$Dp(n)|_{a-Si} > Dp(n)|_{c-Si},$$

$$Cpi(ni)|_{a-Si} < Cp+(n+)|_{c-Si}, \quad \text{т.е.}$$

$$p(n) < p+(n+) \gg pi(ni),$$

где $Cp(n)$, $Dp(n)$ – концентрация и коэффициент диффузии легированных примесей, соответственно.

Общее в физической интерпретации двух методов – смещение атомов металла-катализатора на периферию растущей структуры микропровода и смещение атомов легирования на периферию аморфной фазы в скрытом треке. Но при общности фундаментальных процессов в первом методе смещение частиц металла-катализатора приводит к шунтированию p - n -переходов в кремниевых фотопреобразователях с вертикальной конфигурацией микропроводов, т.е. к потере эффективности ФЭ. В то время как во втором методе смещение атомов легирования приводит к изгибу энергетических зон, т.е. к созданию разделительного электрического поля для НЗ и образованию проводящих квантовых нитей в объеме фотопреобразователя, что обеспечивает увеличение токосъема, повышение эффективности ФЭ и их радиационной устойчивости для использования в космических условиях (см. рис. 11) [17, 18].

Длина проводящей квантовой нити в n -структуре (L_n) должна быть максимальной по сравнению с величиной L_p в p -структуре ($L_n \gg L_p$), т.к. структуру c -Si-матрицы сложно будет восстановить до исходного состояния после наработки длинных квантовых нитей.

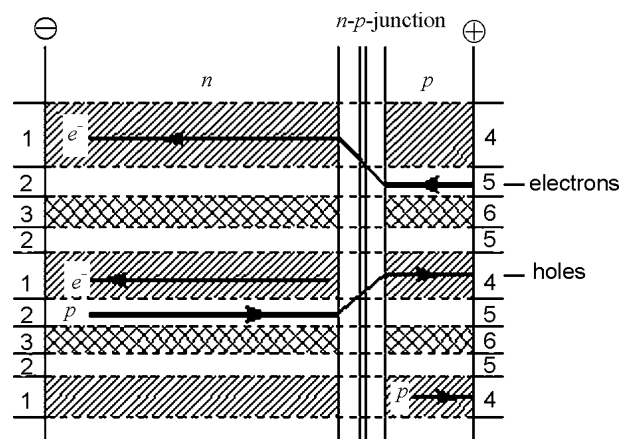


Рис. 11. Движение носителей заряда по квантовым нитям через глубоководящий p - n -переход в структуре $n \gg p$ (c -Si)-фотопреобразователя: 1 – c -Si(n); 2 – квантовые нити с повышенной проводимостью для дырок; 3 – a -Si(n); 4 – c -Si(p); 5 – квантовые нити с повышенной проводимостью для электронов; 6 – a -Si(p).

Основными НЗ в n -структурах являются электроны с дрейфовой подвижностью $\mu_n \sim 1500 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ в c -Si-полупроводнике, в a -Si-структурах $\mu_n \sim 10^{-1} \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ как предельное состояние структуры c -Si-матрицы. Поэтому в n -структуре диффузионная длина L_{dn} перемещения электронов к переходу вне квантовых нитей будет ограничена и $L_n \leq L_{dn}$, а дырки (неосновные НЗ) будут беспрепятственно перемещаться от перехода к контактам фронтальной плоскости по проводящим квантовым нитям. В p -структуре величина L_p выбирается минимальной для обеспечения перемещения дырок от перехода к тыльному контакту с пониженной величиной подвижности $\mu_p \sim 500 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ в c -Si полупроводнике и очень низкой величиной $\mu_p \sim 10^{-3} \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ в a -Si-структурах, т.е. $L_p \leq L_{dp}$. Электроны (неосновные НЗ) перемещаются от тыльного контакта к переходу по проводящим квантовым нитям в p -структуре. Оптимальное заполнение объема кристалла квантовыми нитями определяется расстоянием (ℓ) между ними в интервале $\lambda_B < \ell < L$ (где λ_B – длина волны де-Бройля, L – диффузионная длина носителей заряда соответственно).

Таким образом, только кремниевые фотопреобразователи в планарном исполнении с проводящими квантовыми нитями могут представлять практический интерес в разработке ФЭ третьего поколения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основные способы уменьшения потерь в эффективности вывода фотогенерированных носителей заряда из объема (*c*-Si)-фотопреобразователя при трансформации солнечного излучения в электрическую энергию:

1. Фотолюминесценция коротковолнового излучения в область излучения с $\lambda_{\max} \sim 0,9$ мкм позволит увеличить эффективность *c*-Si-фотоэлементов. Фотолюминесценция в прямых оптических переходах (зона-зона) происходит только на соединениях *a*-Si:H, поэтому необходимо ликвидировать соединения (связи) *a*-Si:H₂, (*a*-Si:H₂)_n, колебательные моды которых являются нелюминесцентными, и получить только моногидрид *a*-Si:H. Но в пленках (*a*-Si:H) с повышением уровня легирования бором оптическая ширина запрещенной зоны быстро уменьшается, что является сильным ограничением в использовании такого материала в солнечных элементах.
2. Создание радиальных *p-n*-переходов в структурах с вертикальным исполнением микропроволок. Но при таком исполнении возникает шунтирование *p-n*-переходов, что ограничивает величину КПД фотопреобразователя.
3. Формирование проводящих квантовых нитей в монокристаллическом кремнии снимает проблему вывода фотогенерированных носителей заряда из объема ФЭ с планарной структурой. В зависимости от процессов облучения и термической обработки (*c*-Si)-кристаллов происходит изменение глубины образования проводящих квантовых нитей и уровня восстановления кремниевой структуры вне квантовых нитей до исходного состояния.

Фотопреобразователи, изготовленные по такой технологии, по сравнению с типичными объемными кремниевыми фотоэлементами будут обладать большей эффективностью и большим ресурсом эксплуатации для энергетических систем различного назначения, включая и радиационные пояса Земли. Это обещающий кандидат для фотовольтаических устройств нового поколения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алфёров Ж.И., Андреев В.М., Румянцев В.Д. Тенденции и перспективы развития солнечной фотоэнергетики <http://www.ioffe.rssi.ru/journals/ftp/2004/08/p937-948.pdf>//Физика и техника полупроводников. – 2004. – Т. 38, Вып. 8. – С. 937-948.
2. Kuznicki Z.T., Multiinterfase Solar Cells I. Limits, Modeling, Desing//First Polish-Ukrainian Symposium “New Photovoltaic Materials for Solar Cells”, E-MRS, Krakow (Poland). –1996. – P. 58–78.
3. Николаенко Ю.Е., Вакиев Н.М., Круковский С.И., Ерохов В.Ю., Мельник И.И., Завербный И.Р. Состояние и тенденции развития твердотельных фотопреобразователей солнечной энергии//Энергетическая микроэлектроника НПП “Карат”, НУ “Львовская политехника”. Технология и конструирование в электронной аппаратуре. – 2001. – № 3. – С. 21-30.
4. Андреев В.М. Гетероструктурные солнечные элементы//ФТП. – 1999. – Т. 33, Вып. 9. – С. 1035-1038.
5. Хамакава Й. Пер. с англ.. Кн. Аморфные полупроводники и приборы на их основе//М: Металлургия. (Y.Hamakawa Amorphous Semiconductor Technologies & Devices 1983, North-Holland (OHMSHA). – 1986. – 375 с.
6. Караванский В.А., Образцов А.Н. Комбинационное рассеяние света и фотолюминесценция пористого кремния//ФТП. – 1995. – Т. 29, № 4. – С. 582-589.
7. Lanzavecchia S., Colombo L. Hydrogen bonding and migration in amorphous silicon//Europhysics Letters. – 1996. – Vol. 36, № 4. – P. 295-300.
8. Terakawa A., Matsunami H. Hydrogen elimination model of the formation of hydrogen bonding structures during the growth of hydrogenated amorphous silicon by plasma CVD// Phys. Rev. B. –2000. – Vol. 62, № 24. – P. 16808-16814.
9. Allan G., Delerue C., Lannoo M. Electronic Structure of Amorphous Silicon Nanoclusters// Phys. Rev. Lett. – 1997. – Vol. 78, № 16. – P. 3161- 3164.
10. Dovbnya A.N., Yefimov V.P., Abyzov A.S., Rybka A.V., Zakutin V.V., Reshetnyak N.G., Blinkin A.A., Romas’ko V.P. Procedure of nanodimensional amorphous-microcrystalline structure formation by radiation in single crystal silicon. Series: Nuclear Physics Investigation (52)//Problems of Atomic Science and Technology. – 2009. – № 5.. – P. 67-74.

11. Mahlis F.A. Radiation Physics and Chemistry of Polimers. – М.: Atomizdat, 1972. – 326 p.
12. Rittner E.S., Arndt R.A. Comparison of silicon solar cell efficiency for space and terrestrial use //J. Appl. Phys. – 1976. – Vol. 47. – P. 2999-3004.
13. Омаров Ф.Ф., Ювченко В.Н. Модель термического пика для описания трекообразования в кристаллах полупроводников, облучаемых тяжелыми высокоэнергетичными ионами// ЖТФ. – 2003. – Т. 73, Вып. 6. – С. 56-60.
14. Kondratenko M.Ya., Petrzhak K.A. Yields of ^{235}U photofission fragments//Atomnaya Ehnergiya. –1967. – № 6. – P. 556-561.
15. Nsakalagos L., Balch J., Fronheiser J., Korevar B.A., Sulima O., Rand J. Silicon nanowire solar cells//Appl. Phys. Lett. – 2007. – Vol. 91. – P. 233117(1)-233117(3).
16. Cui Y., Lauhon L., Gudixsen M., Wang J., Lieber C. Diameter-controlled synthesis of single-crystal silicon nanowires//Appl. Phys. Lett. – 2001. – Vol. 78. – P. 2214-2216
17. Dovbnya A.N., Yefimov V.P. Radiation Technologies in Formation of the Condensed State of Atomic Structure in Crystal Materials (Physical Methodology for Radiation Process Development)//Telecommunications and Radio Engineering. – 2008. – Vol. 67. – P. 1805-1826.
18. Ефимов В.П. Кластерные образования проводящих квантовых структур в монокристаллическом кремнии для гелиоэнергетики//Физическая инженерия поверхности. – 2009. – Т. 7, № 4. – С. 401-407.