

УДК 621.383.51

СОВРЕМЕННЫЕ АРХИТЕКТУРЫ И ТЕХНОЛОГИИ ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫХ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ III–V ДЛЯ КОСМИЧЕСКОГО И НАЗЕМНОГО ПРИМЕНЕНИЯ

Н. А. Паханов¹, В. М. Андреев², М. З. Шварц², О. П. Пчеляков¹

¹Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
630090, г. Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 13

²Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН,
194021, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 26

E-mail: pakhanov@isp.nsc.ru

shvarts@scell.ioffe.ru

Многопереходные солнечные элементы (СЭ) на соединениях III–V являются самыми эффективными преобразователями солнечной энергии в электричество и широко используются в космических солнечных батареях и наземных фотоэлектрических модулях с концентраторами излучения. Все современные высокоэффективные солнечные элементы III–V основаны на обрабатываемой длительное время трёхпереходной III–V-гетероструктуре GaInP/GaInAs/Ge и имеют практически предельную для данной архитектуры эффективность 30 и 41,6 % для космического и наземного сконцентрированного излучений соответственно. Увеличение КПД в настоящее время происходит за счёт перехода от 3-переходной к более эффективным 4-, 5- и даже 6-переходным архитектурам III–V: развиваются технологии роста и методы постростовой обработки структур, создаются новые (с оптимальными значениями запрещённых зон) материалы и улучшаются кристаллографические параметры. В предлагаемом обзоре рассмотрены последние достижения и перспективы основных направлений исследований и совершенствования архитектур, технологий и материалов, на базе которых в лабораториях получены солнечные элементы с лучшими показателями эффективности преобразования: 35,8 % для космического, 38,8 % для наземного и 46,1 % для концентрированного солнечного излучений. Физические свойства соединений III–V хорошо изучены и разработаны технологии их получения. Максимальная эффективность фотоэлектрического преобразования СЭ на гетероструктурах III–V для внеатмосферного солнечного излучения достигает 35,8 % [1], что определяет их практически безальтернативное использование в космосе. В наземных условиях рекордные значения КПД СЭ составляют 38,8 % для неконцентрированного (AM1.5G) и 46,0 % для концентрированного (AM1.5D) излучений [1]. Предполагается, что к 2020 году эффективность приблизится к 40 % для прямого космического и к 50 % для концентрированного наземного солнечного излучений. В данном обзоре рассматриваются архитектуры и технологии изготовления СЭ с рекордной эффективностью для наземных и космических применений. Следует отметить, что в наземных энергоустановках использование СЭ III–V экономически выгодно в системах с концентраторами солнечного излучения.

Ключевые слова: архитектуры и технологии солнечных элементов III–V, солнечные элементы III–V/Si, солнечные элементы III–V/Si-Ge-Sn, многопереходные солнечные элементы, субэлементы, метаморфные слои.

DOI: 10.15372/AUT20180211

Введение. Простой солнечный элемент (СЭ) (рис. 1) включает один p - n -переход, разделяющий фотогенерированные неосновные носители заряда (электроны и дырки) и создающий разность потенциалов (фотоЭДС). На рис. 1, *a* схематично показаны механизмы потерь носителей заряда, влияющие на эффективность преобразования солнечного излучения СЭ, основным из которых является термализация носителей заряда (механизм 2).

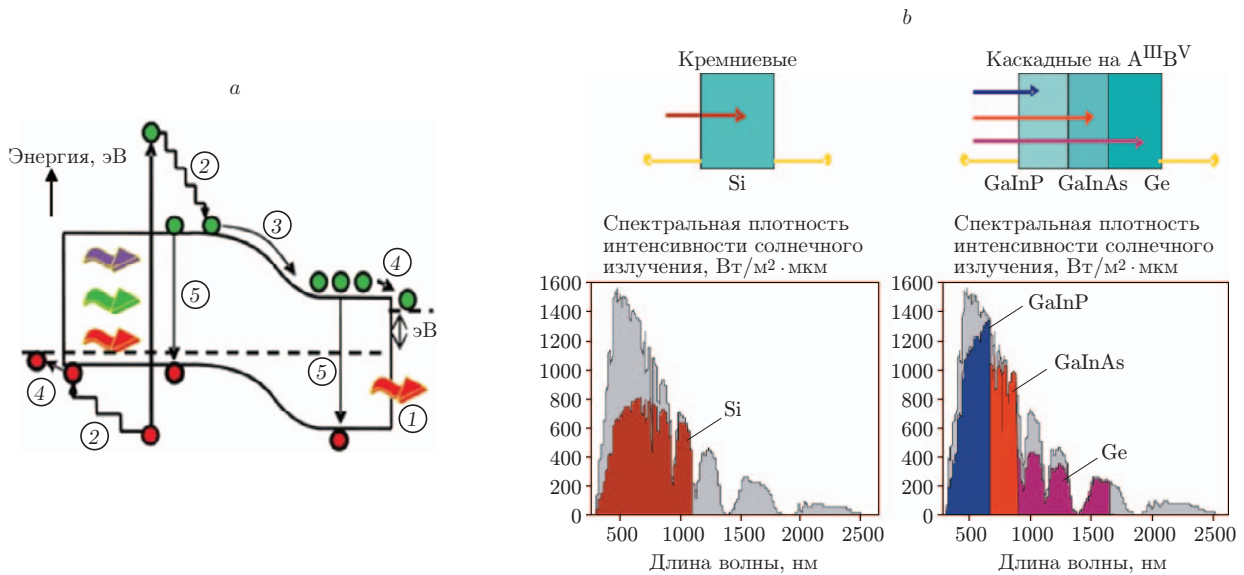


Рис. 1. *a* — энергетическая схема стандартного p - n -перехода (1 — подзонное прохождение, 2 — термализация, 3 — потери в p - n -переходе, 4 — потери в контактах, 5 — рекомбинация); *b* — увеличение доли спектра солнечного излучения, преобразуемого СЭ при переходе от одно- (Si) к трёхпереходной (GaInP/GaInAs/Ge) архитектуре

Однопереходные СЭ GaAs имеют сегодня КПД на уровне 28,8 % (AM1.5G) [1]. Для сравнения самые распространённые СЭ на кристаллическом кремнии демонстрируют КПД, близкий к теоретическому пределу, 26,7 % (AM1.5G). Атмосферная масса (AM) — это длина пути, отнесённая к кратчайшему возможному расстоянию (когда Солнце находится в зените, AM = 1), которое свет проходит через атмосферу.

Существенного увеличения эффективности СЭ удалось добиться после внедрения многопереходных (МП) (каскадных) архитектур, сформированных из нескольких p - n -переходов, последовательно соединённых туннельными диодами. Главная причина увеличения эффективности для многопереходных СЭ по сравнению с однопереходными заключается в значительном снижении термализационных потерь энергии за счёт уменьшения разницы между энергией поглощаемых фотонов и значением ширины (E_g) запрещённой зоны (ЗЗ) каскада (рис. 1, *b*). Поэтому эффективность МП СЭ в первую очередь зависит от подбора оптимальной комбинации величин ЗЗ полупроводниковых материалов и количества p - n -переходов СЭ. Наиболее успешно концепция многопереходных СЭ реализуется на базе соединений III-й и V-й групп периодической системы Менделеева (Ga-In-P, Ga-As, Ga-In-As).

В многопереходных СЭ результирующий фототок короткого замыкания (I_{sc}) определяется наименьшим из генерируемых субэлементами (p - n -переходами) фототоков. Поэтому при формировании архитектуры высокоэффективных МП СЭ их нужно «согласовывать», т. е. выравнивать на максимально возможном уровне для выбранной конструкции. Напряжение холостого хода (U_{XX}) МП СЭ равно сумме напряжений составляющих его p - n -переходов. Причём фототок в основном линейно, а напряжение логарифмически зависят от освещённости (при преобразовании концентрированного излучения — от кратности концентрирования (C)). Эффективность СЭ определяется формулой $Eff = I_{sc} U_{XX} FF / E_C S$, где FF — фактор заполнения вольт-амперной характеристики (ВАХ), E_C — плотность потока солнечного излучения, S — площадь СЭ.

В зависимости от назначения СЭ в лабораторных условиях КПД определяется для следующих стандартных условий [2]: 1) имитация космического спектра AM0 с энерги-

ческой освещённостью 1367 Вт/м^2 [3]; 2) имитация потока полного (прямого и диффузного) наземного солнечного излучения AM1.5G с энергетической освещённостью 1000 Вт/м^2 ; 3) имитация потока прямого наземного излучения AM1.5D с энергетической освещённостью 1000 Вт/м^2 [4, 5].

Технологии, применяемые при создании высокоэффективных СЭ на базе соединений III–V. Рассмотрим основные технологии для СЭ III–V, которые в настоящее время активно развиваются научно-исследовательским сообществом. Большинство исследований направлено на увеличение эффективности СЭ, однако есть интересные подходы к снижению их удельной массы и стоимости. Например, замена дорогих подложек из Ge или GaAs значительно более дешёвыми, прочными и лёгкими кремниевыми.

Подавляющее большинство структур для современных высокоэффективных многопереходных СЭ производится методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (MOVPE — Metal-Organic Vapor Phase Epitaxy) на мощных коммерческих реакторах. В качестве активной подложки используется германий *p*-типа, на которой формируется трёхпереходная (3J — Triple Junction) согласованная по постоянной решётки (LM — Lattice Matched) гетероструктура высокого кристаллического качества: $\text{Ga}_{0,50}\text{In}_{0,50}\text{P}/\text{Ga}_{0,99}\text{In}_{0,01}\text{As}/\text{Ge}$ (далее GaInP/GaInAs/Ge). Эмиттеры *n*-типа в Ge получают с помощью процесса диффузии. Последовательное соединение переходов обеспечивается низкоомными и оптически прозрачными туннельными диодами.

В высококачественной трёхпереходной LM-гетероструктуре GaInP/GaInAs/Ge (рис. 2, *a*) каждый слой оптимизирован по составу, уровню легирования и толщине [6]. Однако комбинация 3J для субэлементов не оптимальна: нижний узкозонный *p*–*n*-переход Ge генерирует значительно больший ток, чем каждый из субэлементов GaInP и GaAs. Часть энергии солнечного излучения, соответствующая «лишним» фотонам, поглощаемым в Ge, бесполезно теряется, лимитируя КПД МП СЭ. Именно по этой причине

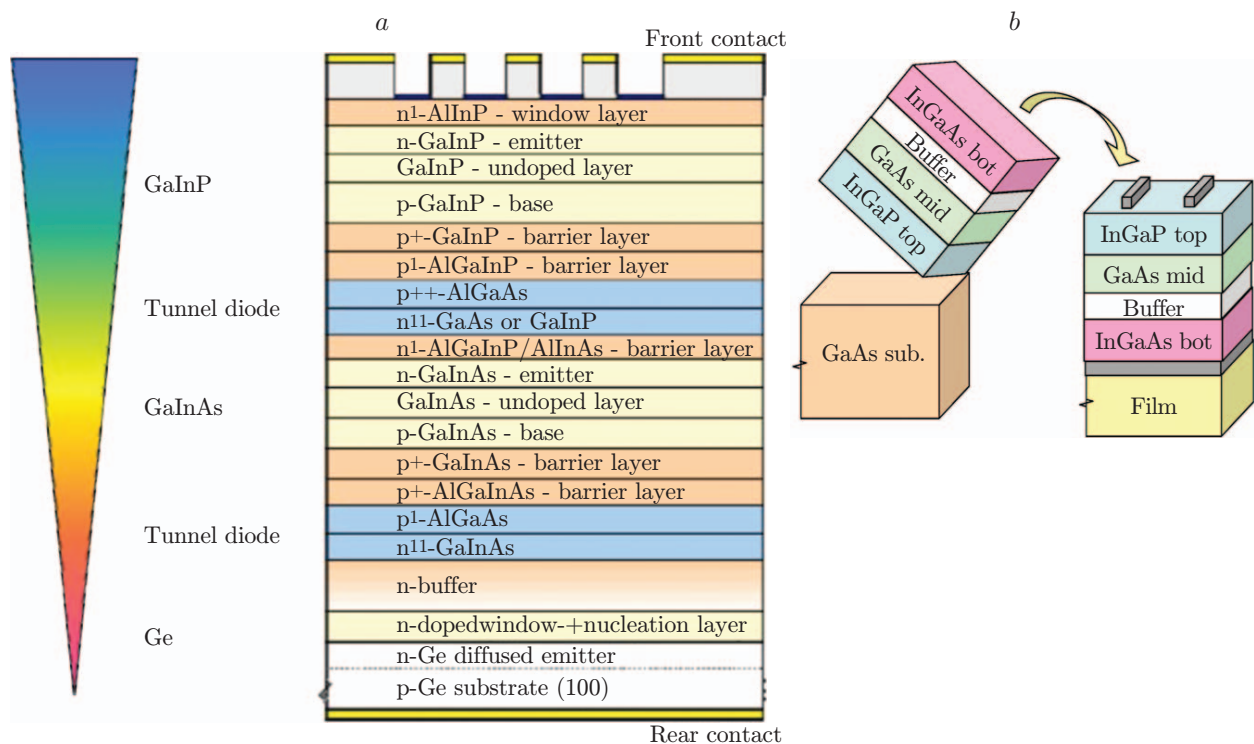


Рис. 2. *a* — архитектура 3J LM СЭ GaInP/GaInAs/Ge [6], *b* — принцип изготовления СЭ ИММ-ростом [7]

значительного увеличения КПД на 3J СЭ с германиевой подложкой ожидать не следует. Современные исследования по повышению эффективности МП СЭ связаны с увеличением числа p - n -переходов на основе материалов с оптимальными комбинациями значений E_g .

Оценки показывают, что КПД 3J СЭ можно существенно поднять, заменив узкозонный субэлемент Ge более широкозонным на основе изорешётчатого к GaAs твёрдого раствора GaInAsN с E_g в диапазоне 0,7–0,75 эВ с перспективой приближения к $E_g \sim 1$ эВ [8]. Дальнейшее увеличение эффективности СЭ достигается включением в структуру изорешётчатых к GaAs дополнительных узкозонных каскадов с E_g в диапазоне 0,7–0,5 эВ. Однако получение таких материалов стало возможным только в последнее время.

Современные направления исследований. Для увеличения эффективности преобразования солнечного излучения разрабатываются новые архитектуры, конструктивные, ростовые и постростовые подходы. Они могут включать выбор подложки, тип эпитаксиальной технологии, концепцию роста и доведение структуры до готового прибора. Комбинации указанных вариантов дают широкий спектр возможностей для реализации различных конструкций и решений.

Поскольку технология широкозонного тандема GaInP/GaInAs (1,86 эВ/1,41 эВ) прекрасно отработана, он, как правило, является основой для конструирования 3- и 4-переходных СЭ. Усилия в основном направлены на разработку узкозонных субэлементов, т. е. на поиск материалов с шириной ЗЗ меньше зоны GaAs ($E_g = 1,41$ эВ).

Поэтому активный Ge (с p - n -переходом) пытаются заменить более эффективным, прочным и лёгким, например кремнием [9–11]. Однако из-за большой разности постоянных решёток и коэффициентов термического расширения получить прямым эпитаксиальным ростом слой GaAs/Si требуемого качества до сих пор не удавалось [11]. Хорошие результаты продемонстрированы для технологии прямого сращивания (бондинга) гетероструктур III–V с пластинами Si [10–13]. Впечатляющие успехи достигнуты инвертированным ростом монолитной 4J-архитектуры с двумя метаморфными слоями GaInAs с E_g равными 1 и 0,7 эВ [14]. Прорывные результаты по доведению до приборного качества нового класса твёрдых растворов GaInAsNSb получены молекулярно-пучковой эпитаксией (MBE — Molecular Beam Epitaxy) [8, 15]. В этих соединениях в зависимости от доли азота ширину ЗЗ можно менять от 1,3 до 0,7 эВ при полном согласовании с решёткой GaAs или Ge, что открывает возможности для изготовления 4-, 5- и даже 6-переходных СЭ с рекордной эффективностью. Кроме того, в настоящее время для узкозонных субэлементов разрабатываются тройные твёрдые растворы Si-Ge-Sn группы IV. Комбинация этих трёх элементов позволит получать согласованные с решётками GaAs и Ge соединения со значениями ширины ЗЗ от 0,5 до 1,2 эВ [16].

При разработке современных высокоэффективных МП СЭ применяются следующие основные приёмы и технологии.

Прямой метаморфный рост (UMM — Upright Metamorphic Growth). Это монолитный рост нескольких кристаллов с разными кристаллическими решётками, как правило, в направлении от узкозонных к широкозонным субэлементам. Для приемлемого кристаллографического качества фотоактивных слоёв обычно применяются промежуточные компенсирующие (буферные) слои с плавно меняющейся постоянной решётки [17, 18].

Инвертированный (обратный) метаморфный рост (IMM — Inverted Metamorphic). При таком росте структура МП СЭ формируется, начиная с широкозонного, изорешётчатого к подложке каскада с последующим переходом к слоям из узкозонных метаморфных материалов (рис. 2, *b*) [19–23]. Преимуществом указанного подхода по сравнению с «прямой» структурой является перенос роста метаморфных (не согласованных по параметру решётки) слоёв на более поздние стадии эпитаксиального процесса, что позволяет создавать совершенные широкозонные субэлементы. Можно подбирать оптимальную ЗЗ для узкозонных субэлементов, поскольку они не связаны с ростовой подложкой. Затем струк-

тура отделяется от подложки (технология ELO — Epitaxial Lift-Off) и переносится на новый носитель (см. рис. 2, *b*).

Отделение тонких слоёв МП СЭ от массивной изорешётчатой подложки производится путём селективного вытравливания в плавиковой кислоте вдоль жертвенного слоя (обычно это слой AlGaAs), специально формируемого при росте структуры. Селективность травления по жертвенному слою относительно соседних слоёв GaAs достигает 10^6 . После отделения эпитаксиальную плёнку переносят на новую поддерживающую подложку, которая может быть тонкой, гибкой, сверхлёгкой и с лучшей теплопроводностью, чем ростовая [24]. Исходные подложки могут использоваться несколько раз, что значительно снижает стоимость структур. Из-за сверхмалой толщины структур значительно улучшается отношение мощность/масса стандартных и гибких солнечных батарей.

Технология бондинга (Wafer Bonding Technology) для МП СЭ заключается в соединении отдельно выращенных на разных подложках гетероструктур. Это открывает широкие возможности в выборе подложек для роста и избавляет от использования метаморфных буферных слоёв, компенсирующих изменение постоянной решётки вдоль направления роста буферных слоёв. Обычно одна из структур формируется ИММ-ростом. Затем пластины спрессовываются с последующим удалением одной из подложек ELO-технологией. Данный процесс создания МП СЭ достаточно сложный, требующий высокой технологической культуры [12, 13, 25–28]. Наивысшие эффективности МП СЭ достигнуты по комбинированной технологии ИММ + бондинг и составляют 46,1 % для 4J СЭ GaInP/GaAs//GaInAsP/GaInAs ($C = 312$, AM1.5D) [29]; 30,2 % для 3J СЭ GaInP/AlGaAs//Si ($C = 1$, AM1.5G) [30]; 35,8 % ($C = 1$, AM0) и 38,8 % ($C = 1$, AM1.5D) для 5J СЭ [31].

Сверхлёгкие радиационно стойкие 3J СЭ Ga_{0,50}In_{0,50}P/Ga_{0,99}In_{0,01}As/Ge UMM-роста. В настоящее время одними из лидеров космического рынка являются солнечные элементы 3G30C-Advanced фирмы AZUR Space Solar Power GmbH с архитектурой GaInP/GaInAs/Ge [32], разработанные в целях обеспечения максимальной радиационной стойкости. Они имеют начальную (BOL — Beginning-of-Life) эффективность 29,5 % с падением до 28,1 % (AM0, 1367 Вт/м²) в конце жизни (EOL — End-of-life), т. е. при облучении электронами с энергией 1 МэВ дозой $5 \cdot 10^{14}$ е/см². Солнечные элементы 3G30-Advanced выпускаются в конфигурациях 4×8 см, 8×8 см и 6×12 см толщиной 145 мкм, имеют приваренные контактные ленты, двухслойное антиотражающее покрытие, защитное стекло толщиной от 50 до 150 мкм. Поскольку одним из важнейших параметров космических СЭ является вес (вклад Ge-подложки составляет до 95 % от веса СЭ), для удаления основной части Ge-подложки фирмой AZUR Space разработан собственный химико-механический процесс утонения, подробности которого не опубликованы и не разглашаются [32], тем не менее в работе [33] предложена независимая технология получения сверхтонких СЭ на гетероструктурах A^{III}B^V/Ge. На рис. 3, *a* приведены весовые параметры СЭ, в том числе с защитным стеклом, в зависимости от остаточной толщины СЭ [8]. Экономия веса при уменьшении толщины СЭ до 50–20 мкм составляет около 45–60 %. Утонённые СЭ 3G30 прошли успешные испытания на технологическом спутнике TET-1 (Германия) в период с 22.07.2012 г. по 31.10.2013 г. Данные 15-месячного мониторинга значений максимальной мощности $P_{\text{mp, norm}}$ для СЭ трёх типов приведены на рис. 3, *b*. Следует отметить, что наибольшую стойкость показали самые тонкие (20 мкм) СЭ. Таким образом, продемонстрированы энергетические и эксплуатационные преимущества тонких и лёгких СЭ GaInP/GaInAs/Ge.

Для дальнейшего увеличения эффективности фирма AZUR Space отрабатывает прямой метаморфный рост для 4J СЭ (4J UMM) с КПД 33 % в начале жизни. Для этого в структуру вводится дополнительный метаморфный буферный слой с рассогласованием

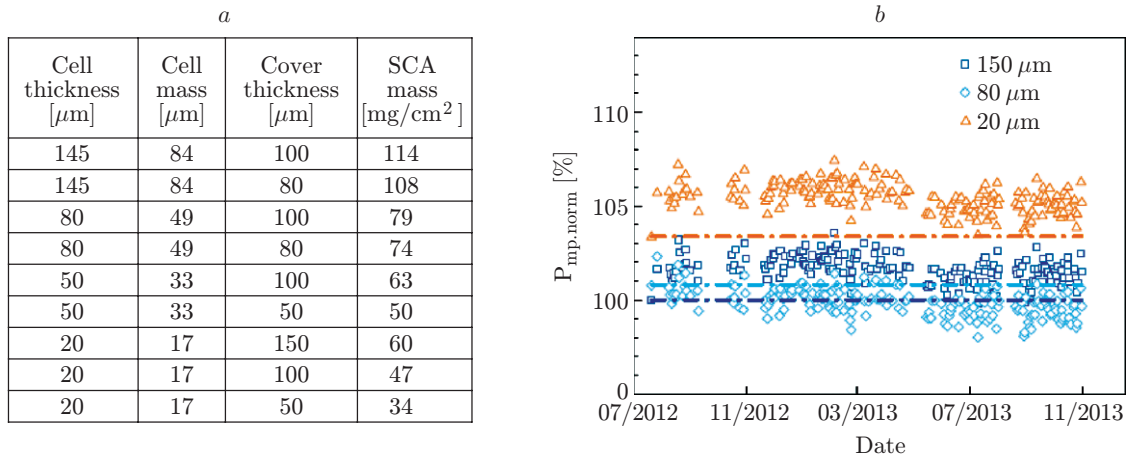


Рис. 3. *a* — весовые параметры СЭ с покрывным стеклом (SCA); *b* — орбитальные данные мониторинга значений $P_{\text{нр.норм}}$ для СЭ 3G30-Advanced различной толщины [32]

решёток не более 1,5 % от Ge, а также увеличивается ширина ЗЗ для верхних переходов путём добавления Al. Прямым подходом является архитектура AlGaInP/AlGaInAs (1,9 эВ)/(1,4 эВ) для верхних субэлементов и архитектура GaInAs/Ge (1,1 эВ)/(0,7 эВ) для нижних. В следующем поколении 4J СЭ UMM-роста от фирмы AZUR Space ожидается EOL-эффективность СЭ на уровне 30 %.

Метаморфные 4J СЭ для космического применения. Сегодня одной из самых передовых технологий создания СЭ с эффективностью выше 30 % для космоса является инвертированный метаморфный рост. Лидеры в развитии этого направления — концерн Sharp (Япония) и фирма Emcore (с 2014 г. — SolAero Technologies Corp., США) [14]. Для достижения высоких КПД разработчики используют архитектуры с метаморфными буферными слоями и оптимальной комбинацией запрещённых зон. Архитектура выпущенного на рынок 4J солнечного элемента IMM-роста четвёртого поколения, производимого фирмой

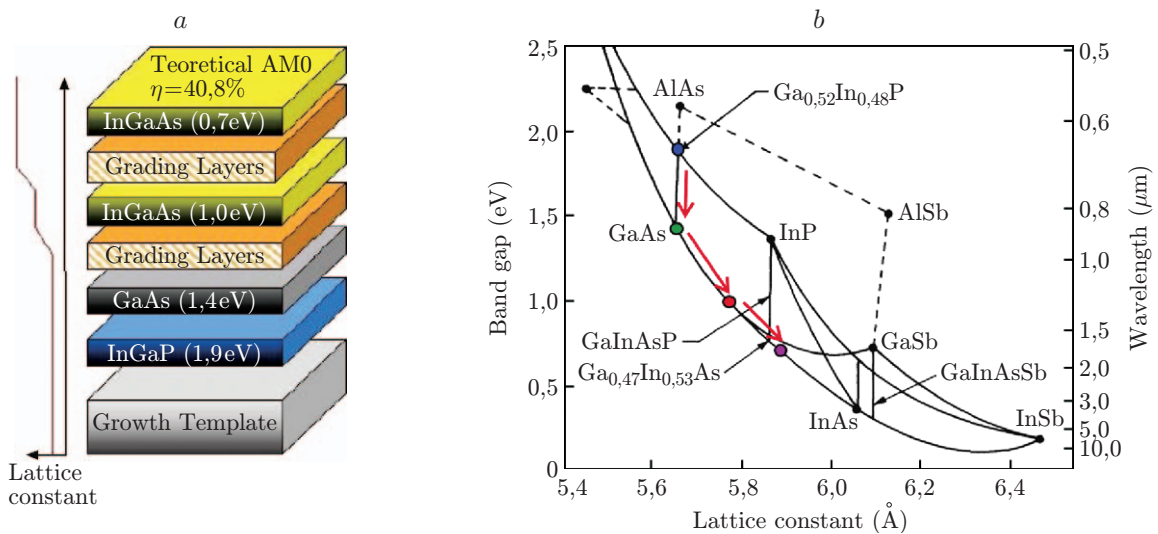


Рис. 4. *a* — архитектура 4J IMM с индикатором изменения постоянной решётки вдоль направления роста [14]; *b* — диаграмма изменения значений E_g при переходе от GaInP и GaAs к метаморфным каскадам на основе GaInAs [34] (большие точки — основные материалы, используемые в 4J IMM, стрелки — направление роста от структуры GaInP к GaAs и затем к двум субэлементам на основе метаморфных материалов InGaAs)

Emcore, приведена на рис. 4, *a* [34]. На схеме показаны основные слои и иллюстрируется изменение постоянной решётки вдоль направления роста. На диаграмме, связывающей параметры решётки и значения E_g для оптоэлектронных материалов III–V, указаны переходы от изорешётчных структур с GaAs (GaInP и GaAs) к метаморфным на основе GaInAs (рис. 4, *b*) при IMM-росте 4J СЭ.

Значительные усилия были направлены на оптимизацию градиентных метаморфных буферных слоёв между субэлементами GaAs, GaInAs (1 эВ) и GaInAs (0,7 эВ). Эти слои являются источником дефектов типа пронизывающих дислокаций (ПД). Оптимизация метаморфных буферов между GaAs (5,65 Å) и 1 эВ GaInAs (5,77 Å) позволила уменьшить плотность ПД ниже $5,0 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$, что имело определяющее значение для увеличения КПД. Ещё одним ресурсом, успешно использованным для повышения эффективности 4J СЭ IMM-роста, оказалась оптимизация технологии удаления подложки разделительных (жертвенных) слоёв и процесса их травления. Полученный прибор демонстрирует выдающиеся фотоэлектрические параметры для условий облучения АМО (рис. 5, *a*). Высокое качество слоёв структуры подтверждается и значениями внешнего квантового выхода (EQE) фототовета субэлементов: эффективность сбора фотогенерированных носителей в них приближается к 100 % (рис. 5, *b*). Для анализа и оптимизации качества отдельных субэлементов выращивались изотипные структуры с одним активным p – n -переходом и неактивными прилегающими ячейками при полностью аналогичной общей архитектуре. Измерения на активных слоях показали совпадение U_{XX} с лучшими литературными данными. С учётом высоких значений U_{XX} можно полагать, что полученный КПД СЭ близок к максимальному для данной архитектуры.

Ключевым параметром СЭ в космосе является также радиационная стойкость к потокам повреждающих частиц (протонов и электронов). Изменение EQE при облучении 1 МэВ электронами в зависимости от дозы показано на рис. 5, *b*. Первые два субэлемента в 4J СЭ IMM-роста состоят из согласованных GaInP и GaAs по параметру решётки. Воздействие на эти материалы электронного и протонного облучений было широко изучено на серийно производимых СЭ GaInP/GaAs/Ge [35]. Полученные фирмой Emcore оценки потенциальной продолжительности их работы можно считать эталоном (ориентиром) для современных космических элементов. Вторые два субэлемента 4J СЭ IMM-роста постро-

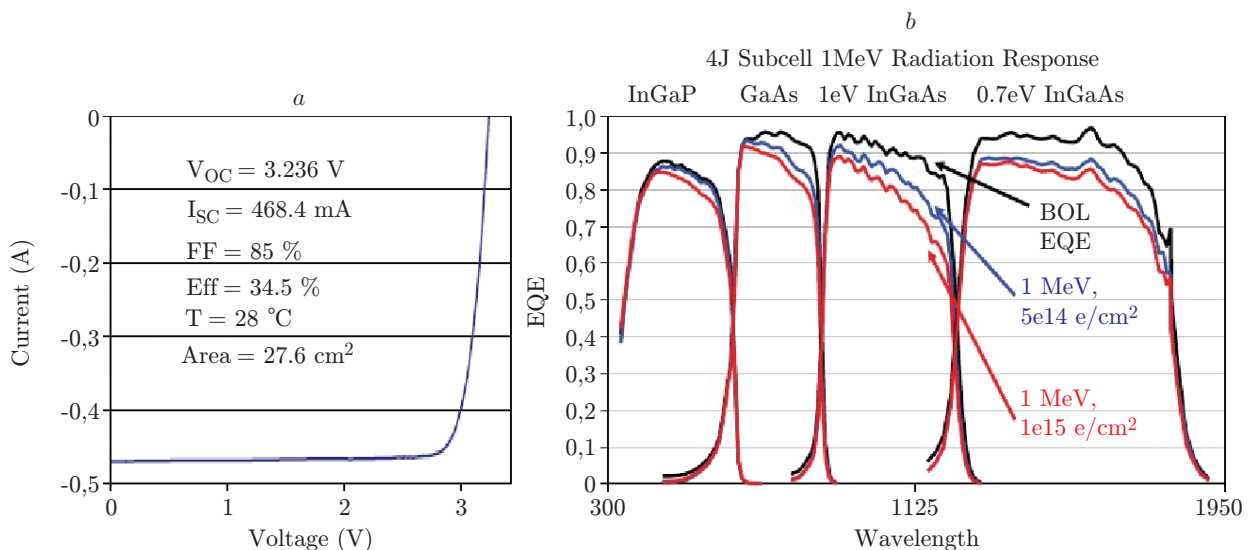


Рис. 5. *a* — нагрузочная ВАХ; *b* — зависимости фоточувствительности при облучении электронами с энергией 1 МэВ для 4J СЭ IMM-роста [14]

ены на базе GaInAs. Исследования показали, что субэлементы GaInAs менее устойчивы к повреждающему облучению в сравнении с образцами GaInP и GaAs [36]. Полученные для узкозонных субэлементов GaInAs коэффициенты деградации EOL/BOL использовались для общей оптимизации радиационной стойкости 4J IMM-структуры. Оптимизация велась по критерию токового согласования в конце жизни (EOL). Для получения желаемого рас-согласования токов в начале срока эксплуатации (BOL) проводилось утонение слоя GaInP и немного уменьшались E_g в обоих субэлементах GaInAs (см. рис. 4, а), а просветляющее покрытие оптимизировалось под результирующую структуру. Таким образом, получены BOL КПД 34 % (AM0) и относительный коэффициент деградации EOL/BOL = 0,82.

На основе проведённых фирмой Emcore разработок компания SolAero Technologies Corp. в апреле 2016 года выпустила на космический рынок 4J СЭ IMM-роста с рекордной для промышленных образцов эффективностью 32 % и EOL/BOL = 0,85. В настоящее время для 4J СЭ IMM-роста проводятся квалификационные испытания по стандарту AIAA-S111-2014 [37]. Отметим, что в [34] сообщается о достижении в 4J солнечном элементе InGaP/GaAs/InGaAs/InGaAs (1 эВ)/(0,7 эВ) архитектурной эффективности 46,7 % при $C = 250$ (AM1.5D), однако независимо это значение не подтверждено [1].

Пятипереходные солнечные элементы с эффективностью 35,8 % (AM0) и 38,8 % (AM1.5G). Фирма Spectrolab Inc. (США) продемонстрировала 5J СЭ с комбинацией запрещённых зон субэлементов 2,2/1,7/1,4/1,05/0,73 эВ, в котором три верхних субэлемента (см. рис. 4, а) получены IMM-ростом на подложке GaAs с последующим соединением прямым бондингом с двумя каскадами с $E_g = 1,05$ и 0,73 эВ, формируемыми на подложке InP [31]. После бондинга подложку роста GaAs удаляли и проводили пост-ростовую обработку 5J-структур. Преимущество такого подхода состоит в том, что все субэлементы, составляющие монолитный 5J СЭ, формируются кристаллически согласованными с решёткой подложки, обеспечивая превосходное эпитаксиальное качество фото-активных слоёв. В частности, каждый из узкозонных субэлементов, выращенных на InP, имеет более высокие значения U_{XX} , чем на образцах на основе метаморфных структур или нитридных твёрдых растворов [38]. Оптимизация велась по параметру $W_{oe} = E_g/q - U_{XX}$, характеризующему смещение (отличие) напряжения U_{XX} относительно ширины ЗЗ материала субэлемента. Благодаря полученным невысоким значениям W_{oe} для узкозонных субэлементов удалось поднять эффективность 5J СЭ до рекордных значений 35,8 % (AM0) и 38,8 % (AM1.5G) для образцов площадью 4 и 1 см² соответственно [31]. Значения U_{XX} почти идентичны для обоих типов 5J СЭ (около 4,76 В), поскольку различия в толщинах и величинах E_g для составляющих их субэлементов незначительны. Измеренные фототоки 12,12 мА/см² (AM0) и 9,56 мА/см² (AM1.5G) согласуются в пределах 1 % со значениями, оцениваемыми по данным измерений спектральной фоточувствительности (рис. 6, а).

Анализ показывает, что для космических и наземных 5J СЭ существует возможность дальнейшего увеличения эффективности. В частности имеются выраженные провалы на спектральной зависимости внутренней квантовой эффективности (IQE — Internal Quantum Efficiency) в зоне перекрытия чувствительностей первого AlGaInP и второго AlGaInAs субэлементов (см. рис. 6, а). Улучшение качества широкозонных материалов открывает перспективу для заметного увеличения IQE (рис. 6, б) и, как результат, обеспечивает рост тока и напряжения всего 5J СЭ с прогнозом увеличения КПД на 1 абс. %.

Одновременно с улучшением эпитаксии 3J СЭ в конфигурации 2,2/1,7/1,4 эВ фирмой Spectrolab Inc. продолжается совершенствование процесса бондинга. Для структур GaAs и InP на 4-дюймовых подложках получено высокое (практически без пустот) качество соединения, в 7 раз увеличена прочность связи пластин. Ожидается, что указанные улучшения значительно повысят воспроизводимость процесса соединения, надёжность и КПД СЭ.

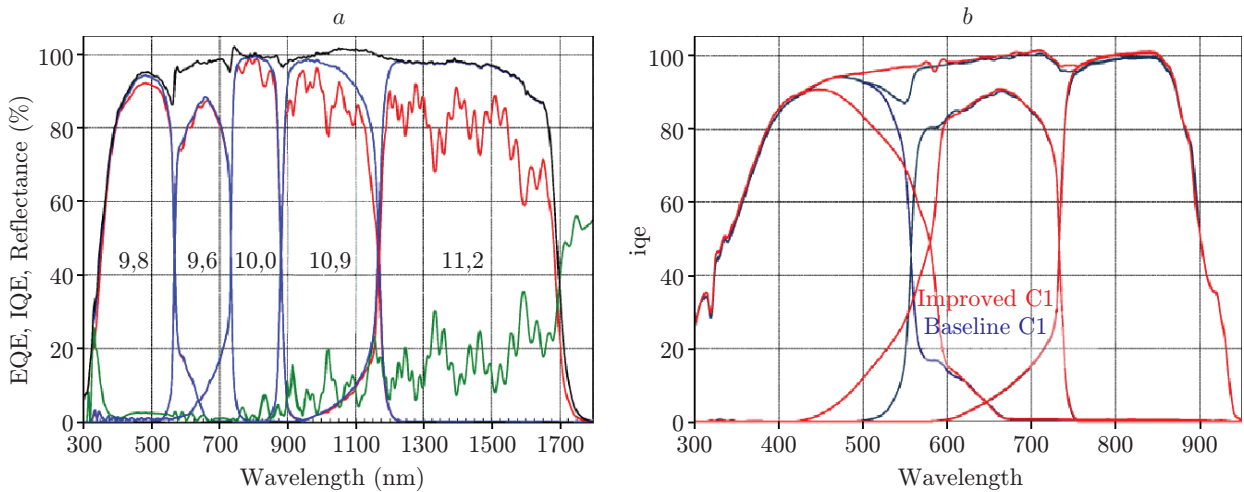


Рис. 6. *a* — спектральные зависимости EQE, IQE и коэффициента отражения для наземного 5J СЭ; *b* — вариант улучшения фоточувствительности в зоне перекрытия зависимостей IQE для первого и второго субэлементов [31]

Четырёхпереходные солнечные элементы с узкозонными субэлементами на подложках InP, Ge и GaSb. В настоящее время во Фраунгоферовском институте солнечных энергосистем (FhG-ISE) разрабатывается следующее поколение 4J СЭ в целях достижения эффективности 40 % при прямом космическом и 50 % при концентрированном наземном солнечном излучениях [29]. На рис. 7 показаны архитектуры трёх 4J СЭ со стандартным верхним каскадом AlGaInP/GaAs, но различными узкозонными субэлементами, в том числе формируемыми на подложках InP, Ge и GaSb для последующей бондинг-стыковки. Прогнозируемые значения эффективности с учётом реальных потерь при $C = 500$ для всех трёх СЭ находятся в диапазоне 49–54 % (см. таблицу на рис. 7).

Все концептуальные решения для 4J СЭ, представленные на рис. 7, были реализованы экспериментально. В FhG-ISE структуры III–V выращивали IMM-ростом на подложках InP, GaAs, Ge, а также InP на подложке GaAs диаметром 100 мм и на GaSb диаметром 50 мм. Пластины InP–GaAs изготовлены фирмой SOITEC и получены переносом тонкого слоя InP (<1 мкм), отделённого от объёмного кристалла, на пластину GaAs с использованием запатентованного процесса, разработанного фирмой CEA-LETI [39]. Все другие СЭ были соединены на высоковакуумной установке Ayumi SAB 100, позволяющей удалять по-

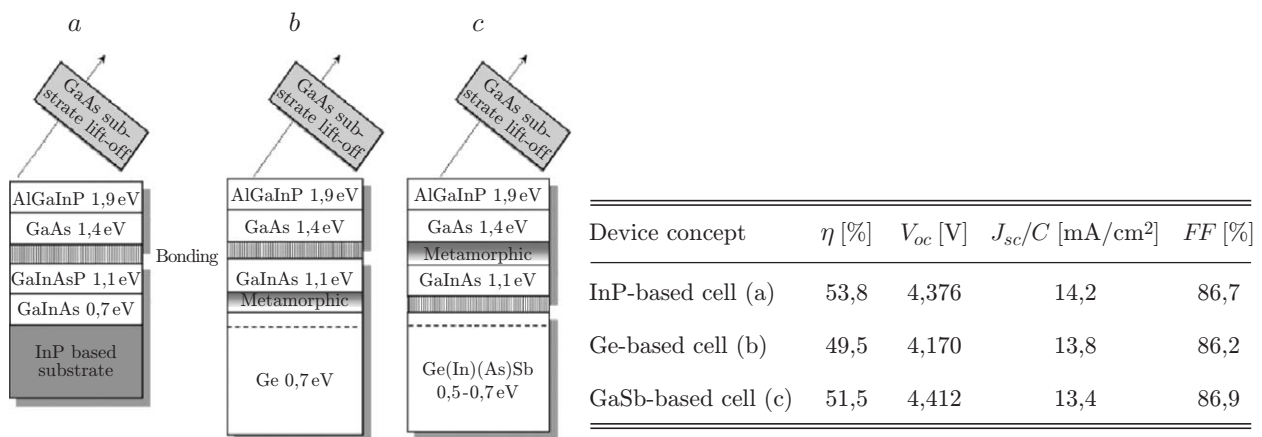


Рис. 7. Архитектуры 4J СЭ, формируемые на подложках InP (*a*), Ge (*b*) и GaSb (*c*) и таблица расчётных фотоэлектрических параметров для них при $C = 500$ [29]

верхностные оксиды пучком быстрых атомов аргона. Эта технология обеспечивает сильную связь поверхностей (10 кН) и сопротивление интерфейса в диапазоне 1–5 Ом · см². После бондинга подложку GaAs на верхнем каскаде удаляли химическим травлением, наносили лицевые контакты и просветляющее покрытие. Площадь солнечного элемента составляла 5,3 мм². Измерения фотоэлектрических параметров СЭ проводились лабораторией FhG-ISE [40–42].

Вариант (а): 4J солнечные элементы на подложках InP и InP–GaAs. Подробное обсуждение СЭ GaInP/GaAs//GaInAsP/GaInAs, полученного бондингом на подложке InP, изложено в [43]. Достигнутая эффективность составляла 44,7 % при C = 297 (AM1.5D). Разработанные структуры были усовершенствованы: улучшено согласование токов за счёт изменения fotocувствительности субэлементов, увеличено напряжение и уменьшено последовательное сопротивление эмиттера субэлемента GaInP, снижены оптические потери из-за затенения контактной структурой. В оптимизированном 4J СЭ GaInP/GaAs//GaInAsP/GaInAs подложка InP была заменена структурно модифицированной подложкой InP (1 мкм)-на-GaAs, изготовленной по технологии SmartCut [29].

Использование такой структурно модифицированной подложки снижает затраты на производство, поскольку объёмный кристалл InP толщиной 500 мкм заменяется тонким (менее 1 мкм) слоем, перенесённым на подложку GaAs. При тестировании СЭ в лаборатории AIST (Япония) зарегистрирован абсолютный рекорд по эффективности преобразования солнечного излучения: 46,1 % (C = 500, AM1.5D) (рис. 8, а). Значения фотоэлектрических параметров свидетельствуют о высоком качестве полупроводниковых структур: все субэлементы рекордного образца имеют значения EQE, превышающие 90 %, при хорошем их согласовании по интегральным значениям фототоков, разброс которых не превышает ±2 % (рис. 8, b) [29].

Регистрация и подтверждение абсолютных рекордов по эффективности преобразования излучения в значительной степени зависят от характеристик испытательного оборудования, прежде всего, от точности воспроизведения энергетической освещённости и её спектральной плотности на солнечных имитаторах. Сравнительные измерения показали различия КПД СЭ на 1,3 абс. % (47,4 % при C = 389 установлено в FhG-ISE против 46,1 % при C = 312 в AIST) (рис. 9, а), что объясняется завышенными значениями фототока для субэлемента GaInAsP при тестировании на имитаторе с одним световым ис-

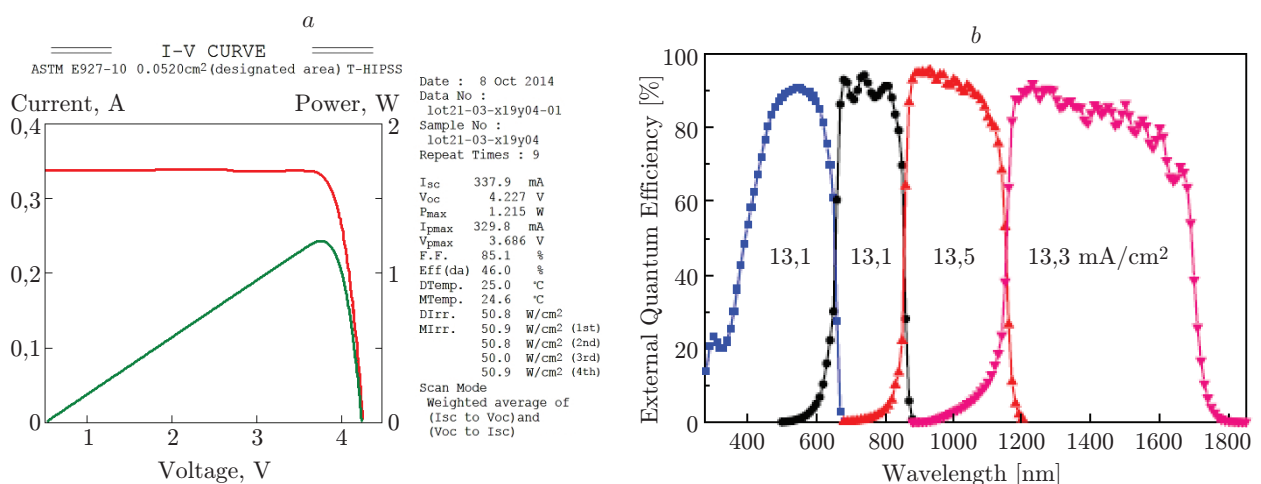


Рис. 8. Результаты измерений 4J СЭ на подложке InP-на-GaAs: а — ВАХ, измеренная в лаборатории AIST; б — спектральные зависимости EQE и фототоки субэлементов (1000 Вт/м², AM1.5D) [29]

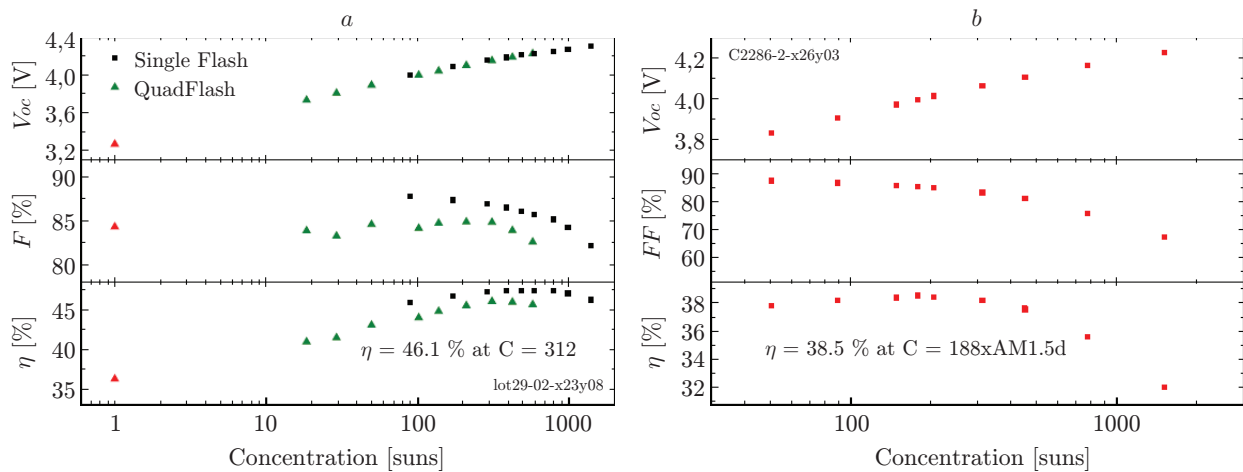


Рис. 9. Зависимости фотоэлектрических параметров от кратности концентрирования солнечного излучения для 4J СЭ: *a* — на подложках InP-на-GaAs, *b* — на подложках Ge [29]

точником в FhG-ISE. При использовании имитатора с функцией прецизионной подстройки спектра излучения (в AIST) были созданы условия практически одинаковой энергетической освещённости для всех четырёх субэлементов: режим токового согласования сразу же сказался на уменьшении FF и, как следствие, КПД СЭ. В настоящее время значение 46,1 % ($C = 312$, AM1.5D) является абсолютно максимальной измеренной эффективностью для СЭ всех типов, что ещё раз подтверждает значимость качества полупроводниковых материалов для таких устройств и роль технологического «искусства» при их создании.

Вариант (b): 4J солнечные элементы на активном Ge были реализованы комбинацией инвертированного роста для 2J СЭ AlGaInP/GaAs и прямого метаморфного роста для 2J СЭ Ga_{0,82}In_{0,18}As/Ge (рис. 7, *a*). Обе структуры соединялись активированными поверхностями методом бондинга в FhG-ISE. В разрабатываемой структуре наибольшее внимание уделялось материалу Ga_{0,82}In_{0,18}As, фотоэлектрические свойства которого сильно зависят от плотности прорастающих дислокаций на поверхности метаморфного буферного слоя GaInAs. Измеренная плотность прорастающих дислокаций составляла менее 10^6 см^{-2} и не должна была существенно влиять на характеристики СЭ. Тем не менее значения плотностей фототоков в каждом субэлементе оказались приблизительно на 1 мА/см^2 ниже по сравнению с вышепредставленными данными для СЭ GaInP/GaAs//GaInAsP/GaInAs на модифицированной InP-подложке. Зависимости параметров ВАХ от кратности концентрирования излучения показаны на рис. 9, *b*: КПД не превышает 38,5 % (AM1.5D) при $C = 188$ из-за высокого сопротивления нижнего туннельного диода и/или поверхности, соответствующей границе спекания, и меньшего напряжения $U_{\text{ХХ}}$, чем для варианта 4J СЭ GaInP/GaAs//GaInAsP/GaInAs [29].

Вариант (c): 4J солнечные элементы на подложке GaSb (см. рис. 7). Выращенный ИММ-процессом верхний 3J-каскад GaInP/GaAs/GaInAs с буферным слоем In_xGa_{1-x}P между GaAs и Ga_{0,76}In_{0,24}As был соединён с субэлементом GaSb при использовании поверхностно активированного бондинга. Верхние субэлементы показали EQE на уровне 85–90 %, тогда как для узкозонного GaSb он не превышал 60 %, что объясняется рекомбинацией на границе раздела между слоем *n*-GaInAs и эмиттером *n*-GaSb из-за отсутствия на его поверхности пассивирующего слоя. Эта область толщиной от 2 до 5 нм [44, 45], формируемая перед бондингом в процессе активации поверхностей атомами аргона, имеет высокую плотностью дефектов с безызлучательной природой рекомбинации. Совершенствование конструкции для субэлемента GaSb предполагает введение прозрачного пассивирующего слоя на передней поверхности для предотвращения перехода неосновных носителей заряда

к бондинг-границе. Полученная структура 4J СЭ демонстрирует $U_{XX} = 3,9$ В и максимальный КПД 29,1 % при $C = 194$ [29].

Трёхпереходные монокристаллические солнечные элементы III–V/Si. Для формирования СЭ III–V на Si исследовались различные стратегии [46, 47]. С применением технологии бондинга на 3J-структурах GaAsP/GaAs//Si были реализованы СЭ с эффективностью 27,9 % ($C = 48$, AM1.5D) [11]. Развитие технологии бондинга для 3J СЭ на основе гетероструктур III–V и активного кремния представлено в работе [30]. Эти СЭ были получены соединением 2J монокристаллической гетероструктуры $\text{Ga}_{0,51}\text{In}_{0,49}\text{P}/\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ с однопереходной Si-структурой, сформированной на монокристаллической (FZ — Float-Zone) пластине кремния p -типа с активированной поверхностью. Основной проблемой являлась оптимизация запрещённых зон субэлементов III–V и обеспечение согласования их фототоков с током кремниевого p - n -перехода. Схема технологического процесса показана на рис. 10, а.

Каскад из двух верхних субэлементов формировался MOVPE-технологией в LM-конфигурации с обратным (сначала слои $\text{Ga}_{0,51}\text{In}_{0,49}\text{P}$, затем $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$) порядком роста на 4-дюймовых подложках GaAs [11]. Кремниевый (узкозонный) субэлемент получался имплантацией атомов фосфора в пластины c -Si (2 Ом · см, 280 мкм) и высокотемпературным отжигом в инертной атмосфере. Лицевые поверхности структур обрабатывались потоком атомов аргона с энергией 0,3–0,4 кэВ при температуре 120 °С и давлении менее $3 \cdot 10^{-8}$ мбар [45] с последующим спрессовыванием с силой 10 кН в течение нескольких минут. Показано, что пограничное соединение n -Si// n -GaAs обладает достаточной прочностью, высокой прозрачностью и однородной проводимостью по всей площади контакта. Подложка роста GaAs для пары субэлементов $\text{Ga}_{0,51}\text{In}_{0,49}\text{P}/\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ вытравливалась в смеси $\text{H}_2\text{O}_2 + \text{NH}_4\text{OH}$. Поиск оптимальной архитектуры для согласования токов субэлементов проводился моделированием 3J СЭ на основе слоёв $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ различной толщины и процентного содержания Al (0, 3,5 и 7,5 %) для среднего субэлемента с шириной ЗЗ равной 1,42, 1,47 и 1,52 эВ соответственно (рис. 10, б).

Установлено, что в процессе химического травления подложки GaAs время жизни носителей заряда в c -Si и плотность фототока Si-субэлемента уменьшаются. Проблема решалась путём дополнительного травления Si в HF и нанесения пассивирующего покрытия $\text{AlO}_x/\text{SiN}_x$. В результате плотность фототока для Si-субэлемента была увеличена

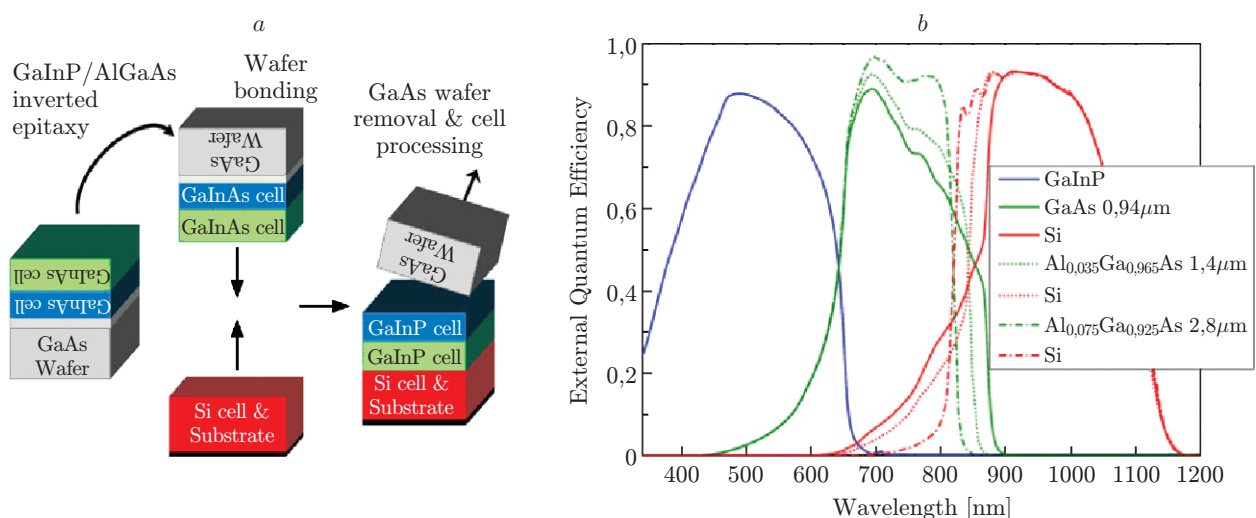


Рис. 10. а — схема технологического процесса для 3J СЭ $\text{Ga}_{0,51}\text{In}_{0,49}\text{P}/\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{Si}$; б — зависимости EQE при моделировании поглощения в структуре СЭ $\text{GaInP}/\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{Si}$ при содержании Al в слоях среднего субэлемента 0, 3,5 и 7,5 % [30]

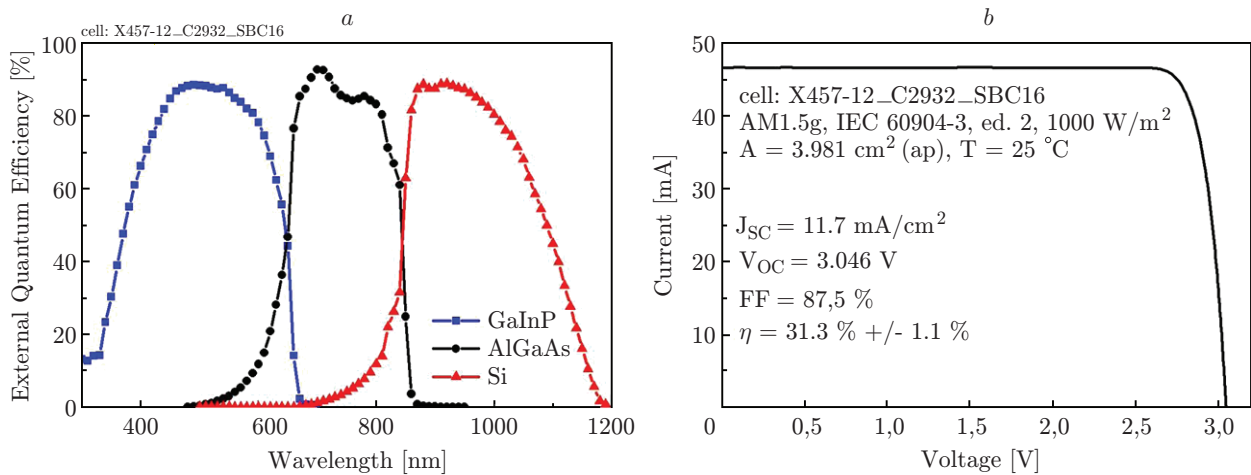


Рис. 11. *a* — спектральная зависимость EQE; *b* — ВАХ для 3J солнечного элемента Ga_{0,51}In_{0,49}P/Al_xGa_{1-x}As//Si с рекордной эффективностью 31,3 % (AM1.5G) [48]

до 12,6 мА/см², соответствующего целевому значению по токовому согласованию в СЭ Ga_{0,51}In_{0,49}P/Al_xGa_{1-x}As//Si. Однако идеально согласовать фототоки пока не удалось. В лучшем образце GaInP/GaAs//Si с КПД 30,2% (C = 1, AM1,5G) осталось ограничение по фототоку со стороны среднего субэлемента GaAs [30]. Для монокристаллического СЭ III-V/Si планируется увеличить ширину ЗЗ для обоих субэлементов III-V без потери качества полупроводниковых материалов и усовершенствовать технологию пассивации Si. Разработчики из FhG-ISE продемонстрировали новый рекорд эффективности для СЭ III-V/Si 31,3 % (рис. 11) [1, 48]. Авторы [30] полагают, что в дальнейшем эффективность солнечного элемента III-V/Si сможет достичь 35 % (AM1.5G).

Трёхпереходные и четырёхпереходные солнечные элементы с субэлементами на основе твёрдых растворов нитридов GaInNAsSb. Решение задачи формирования узкозонных фотоактивных слоёв, согласованных с GaAs или Ge для субэлементов с шириной ЗЗ от 0,7 до 1,3 эВ, представлено фирмой Solar Junction (США), разработавшей режимы МВЕ для нитридных твёрдых растворов GaInNAsSb с контролируемыми вариациями ширины ЗЗ [8]. Добавление небольшого количества (несколько атомных процентов) азота уменьшает постоянную решётки и ширину зоны GaAs (рис. 12, *a*). В то же время добавление индия увеличивает постоянную решётки, уменьшая при этом ширину зоны. Регулируя состав одновременно по N и In в GaInNAs, выдерживая отношение приближи-

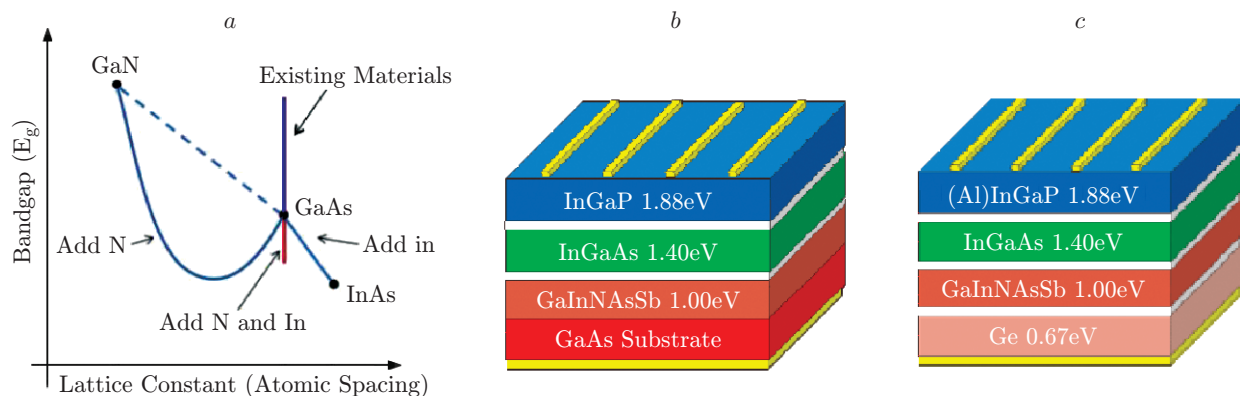


Рис. 12. *a* — зависимость ширины ЗЗ от постоянной решётки для соединений GaInNAs [8]; *b, c* — архитектуры 3J и 4J СЭ соответственно с *p-n*-переходом GaInNAsSb (1 эВ) [51]

тельно от 2,7 до 1, можно менять E_g раствора от 0,7 до 1,3 эВ при сохранении согласования постоянной решётки с Ge.

Многочисленные усилия в рамках MOCVD-технологии по получению твёрдых растворов GaInNAs, годных по своим характеристикам (прежде всего, по параметрам неосновных носителей заряда) к использованию в МП СЭ, не приводили к успеху [49]. Внедрение водорода и углерода увеличивает безызлучательную рекомбинацию, уменьшает диффузионную длину неосновных носителей заряда и, следовательно, приводит к падению фототока и напряжения в СЭ. Для MBE-технологии проблема заключалась в контроле количества внедрённого в слои роста азота во избежание дефектов, играющих роль центров безызлучательной рекомбинации. Как для MOCVD-, так и для MBE-процессов плохо контролируемое внедрение азота в решётку приводило к образованию сегрегированных плёнок, кластеров и дефектов внедрения [50]. Компания Solar Junction разработала MBE-процесс роста нитридных слоёв с добавлением сурьмы в качестве поверхностно-активного вещества (сурфактанта), что позволило обойти вышеперечисленные проблемы и создать качественные слои GaInNAsSb для субэлементов с шириной ЗЗ в интервале 0,8–1,3 эВ. Этот диапазон перекрывает важный спектральный интервал между зонами поглощения GaAs и Ge, который можно заполнить только метаморфными материалами. Соединения GaInNAsSb вместе с InAlGaP, AlGaAs и Ge образуют полный набор архитектур с необходимыми зонами для создания 3J, 4J, 5J и даже 6J СЭ.

В первых экспериментах фирмой Solar Junction были созданы субэлементы GaInNAsSb с энергией зоны 0,9–1 эВ в целях замены Ge-каскада в классическом 3J солнечном элементе GaInP/GaInAs/Ge. При этом в разработанном 3J GaInP/GaAs/GaInNAsSb удалось сохранить согласование фототоков для всех трёх субэлементов и получить прирост напряжения на 200 мВ. Трёхпереходная архитектура на подложке GaAs и перспективная 4J-архитектура на $p-n$ -переходе Ge показаны на рис. 12, *b, c*.

Коэффициент полезного действия 43,5 % (AM1.5D) был зафиксирован для диапазона $C = 400\text{--}600$ с сохранением значений более 42 % вплоть до $C = 1000$, что указывает на перспективность подобных элементов для систем с преобразованием концентрированного солнечного излучения.

С 2014 года компания Solar Junction ведёт проект по созданию промышленного варианта 4J солнечного элемента GaInP/GaInAs/GaInNAsSb/Ge с эффективностью 33 % (AM0) [52]. Цель проекта — поставка для Европейского космического агентства высокоэффективных СЭ на недорогих 6-дюймовых Ge-подложках с использованием нитридной технологии для узкозонных переходов. Производство разделено по технологиям на два этапа: MBE — выращивание нитридов планировалось в Сингапуре, MOCVD — производство и тестирование — в Европейском союзе (бюджет проекта 4 миллиона евро, срок 2,5 года). Успехи в развитии «нитридного» направления позволяют планировать достижение эффективности до 36 % (AM0) для 5J и 6J СЭ.

Соединения Si-Ge-Sn ($E_g \sim 1,0$ эВ) для многопереходных солнечных элементов. В настоящее время для узкозонных каскадов МП СЭ активно разрабатываются тройные твёрдые растворы на основе элементов IV-й группы Si-Ge-Sn [16]. Достоинством соединений Si-Ge-Sn является возможность изменять ширину ЗЗ за счёт варьирования состава. Если рассматривать Ge как основу, то при добавлении Si ширина ЗЗ материала будет выше 0,66 эВ при одновременном уменьшении параметра кристаллической решётки. И наоборот, при повышении процентного содержания Sn в Ge ширина ЗЗ перемещается в диапазон ниже 0,66 эВ с увеличением значений для постоянной решётки. Комбинация этих трёх элементов позволяет получать согласованные с решёткой Ge соединения при значениях ширины ЗЗ в диапазоне от 0,5 до 1,2 эВ [53]. Таким образом, они являются альтернативой узкозонным субэлементам на нитридах GaInNAsSb и метаморфных соединениях GaInAs с E_g около 1,0 и 0,7 эВ. Для МП СЭ фирма Transucent Inc. (США)

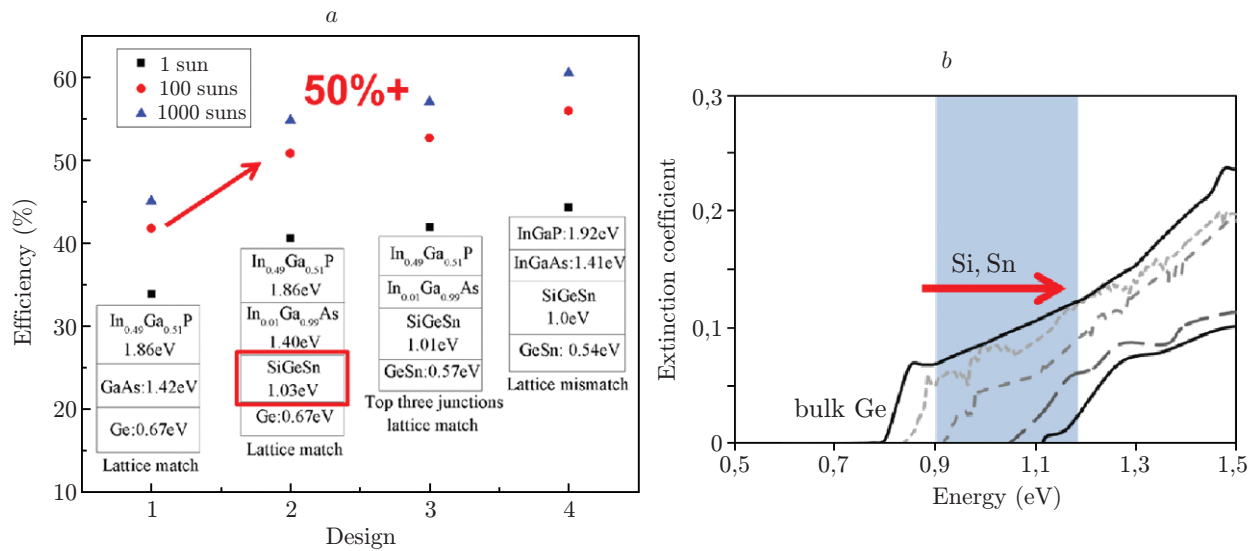


Рис. 13. *a* — динамика роста эффективности МП СЭ при добавлении узкозонных изорешёточных субэлементов Si-Ge-Sn в архитектуру СЭ GaInP/GaInAs/Ge; *b* — сдвиг края поглощения Si-Ge-Sn с увеличением доли Si и Sn (диапазон от 0,9–1,1 эВ) [16]

разработала технологию синтеза материалов Ge, Ge-Sn и сплавов Si-Ge-Sn. Полученные соединения обладают хорошими структурными свойствами, что позволяет интегрировать их с существующими архитектурами солнечных элементов III–V на Ge. Фотолюминесценция показывает, что эти материалы имеют большое время жизни неосновных носителей заряда даже при комнатной температуре.

На рис. 13, *a* представлена динамика роста эффективности МП СЭ при добавлении узкозонных субэлементов Si-Ge-Sn в стандартный СЭ. Оценки проводились по модели поглощения в предположении, что единственная причина потерь неосновных носителей — это безызлучательная рекомбинация. При вводе в структуру субэлемента с $E_g = 1,03$ эВ эффективность МП СЭ возрастает приблизительно с 40 % ($C = 1$) до 55 % ($C = 1000$).

Структуры Si-Ge-Sn выращивались методом химического осаждения из газовой фазы (CVD — Chemical Vapor Deposition) [54] при температуре 300–450 °C в горизонтальном реакторе с использованием SnD₄, Si₃H₈ и Ge₂H₆ газообразных источников. Для роста использовались 4-дюймовые подложки Ge(100), разориентированные на 6 °C в направлении [111] для формирования слоёв III–V без образования антифазных доменов. Состав полученных слоёв определялся посредством контроля массового расхода каждого компонента. Плотность дефектов в слоях находилась значительно ниже уровня 10^5 см⁻². Среднеквадратичная шероховатость поверхности составляла 0,26 нм. Полученный низкий уровень дефектов и атомарно-гладкие поверхности важны для успешного зарождения последующих качественных слоёв III–V для широкозонных субэлементов. На рис. 13, *b* представлены зависимости ширины ЗЗ от содержания Si и Sn в структуре Si-Ge-Sn. Видно, что с увеличением концентрации Si и Sn край поглощения постепенно смещается в сторону более высоких энергий. Измерение атомных концентраций Si и Sn в слоях с использованием спектроскопии обратного рассеяния Резерфорда показали, что отношение Si:Sn близко к отношению 4:1 [53]. Концентрации Si и Sn составляют 8–14 % и 2–4 % соответственно. Фотолюминесценция с временным разрешением показала значение времени жизни носителей заряда приблизительно 1 мс, что близко к аналогичным параметрам для сплавов III–V на Ge.

Первый этап в цепочке создания монокристаллической структуры III–V/SiGeSn заключался в формировании однопереходного образца GaInAs/SiGeSn/Ge (*n*-эмиттер/*p*-база/Ge-

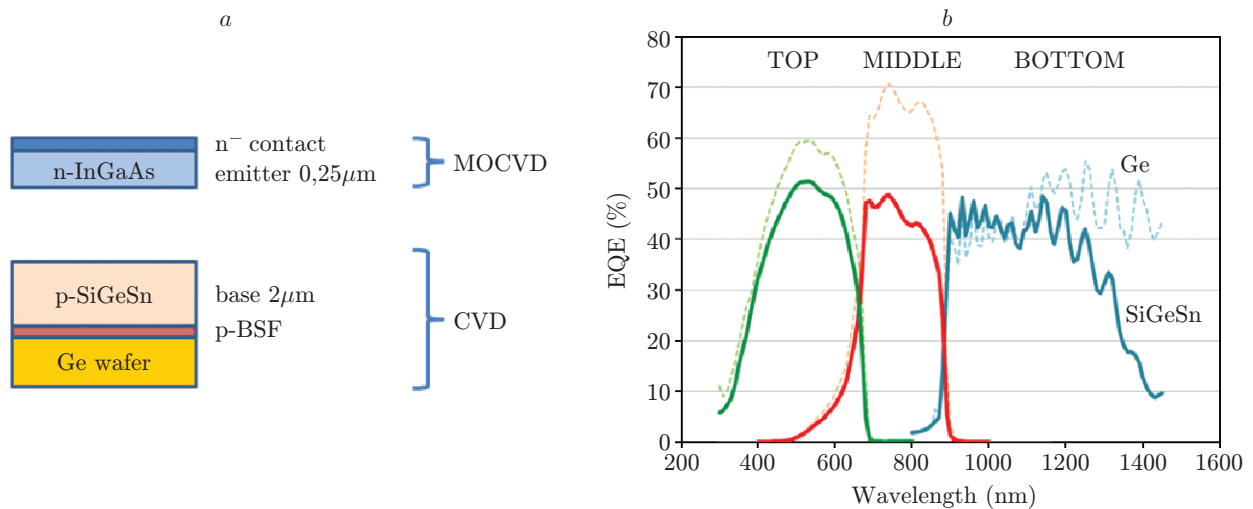


Рис. 14. *a* — способ создания структуры и архитектура однопереходного образца GaInAs/SiGeSn/Ge; *b* — EQE для 3J СЭ структур GaInP/GaInAs/SiGeSn-Ge (сплошные кривые) и GaInP/GaInAs/Ge СЭ (пунктирные кривые) [16]

подложка) (рис. 14, *a*). Легирование базы *p*-типа проводилось дибораном B_2H_6 и составляло $7 \cdot 10^{17} - 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Эмиттер *n*-GaInAs (0,25 мкм, $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) формировался диффузией As или P во время зарождения слоёв, выращиваемых MOVPE-методом. В архитектуру СЭ включён слой толщиной 30 нм, создающий обратное поверхностное поле, контактная металлическая сетка Ti/Au и просветляющее покрытие Si_3N_4 толщиной 65 нм.

Вольт-амперная характеристика (AM1.5G) однокаскадного СЭ GaInAs/SiGeSn/Ge с толщиной базового слоя 1,8 мкм и $E_g = 1,0 \text{ эВ}$ имеет типичный диодный вид [16] ($U_{XX} = 0,194 \text{ В}$, $I_{sc} = 9,4 \cdot 10^{-3} \text{ А}$, $FF = 54,7 \%$). Измеренный уровень EQE достигает 60 %. На представленном в [16] прототипе какой-либо оптимизации не проводилось. На сегодняшний день — это первый действующий СЭ на основе тройного твёрдого раствора Si-Ge-Sn.

Структура GaInAs/SiGeSn/Ge является согласованной с решёткой Ge и полностью отвечающей требованиям для изготовления 3J СЭ GaInP/GaInAs/SiGeSn-Ge по стандартной технологии. Был изготовлен образец СЭ со следующими параметрами субэлементов: GaInP — 0,5 мкм, GaInAs — 1,5 мкм, толщина эмиттера *n*-GaInAs — около 0,25 мкм. Два туннельных диода GaAs/AlGaAs и GaAs/GaAs использовались для электрической коммутации субэлементов в монолитной структуре. Вся 3J экспериментальная структура не оптимизировалась и служила лишь для доказательства концепции. Параллельно для сравнения изготавливался стандартный 3J СЭ. Полученные значения параметров образца 3J GaInP/GaInAs/SiGeSn-Ge: $U_{XX} = 2,27 \text{ В}$, $I_{sc} = 1,22 \cdot 10^{-2} \text{ А/см}^2$, $FF = 82,5 \%$ и $P_{max} = 2,5 \cdot 10^{-2} \text{ Вт}$. Параметры стандартного СЭ при тех же условиях: $P_{max} = 3,3 \cdot 10^{-2} \text{ Вт}$ и $FF = 84,1 \%$. Анализ спектральной зависимости EQE (рис. 14, *b*) показывает, что наибольшие рекомбинационные потери имеют место на границе раздела GaInAs — SiGeSn, оптимизация которой позволит реализовать потенциал по улучшению эффективности СЭ. В работе [55] показано увеличение значений EQE в диапазоне длин волн 850–950 нм до 70 % для СЭ GaInP/GaInAs/SiGeSn-Ge, что обеспечивает некоторое превышение значения плотности фототока по сравнению со стандартным образцом GaInP/GaInAs/Ge: $13,94 \text{ мА/см}^2$ и $13,91 \text{ мА/см}^2$ соответственно.

Заключение. Многопереходные солнечные элементы на основе гетероструктур III–V обеспечивают максимальную эффективность фотоэлектрического преобразования солнечного излучения и превосходят все остальные типы преобразователей лучистой энергии. К 2020 году «фотоэлектрическое» сообщество прогнозирует преодоление 40 % (AM0) и 50 %

(AM1,5D, концентрированное излучение) рубежей по КПД МП СЭ. Для достижения таких показателей в настоящее время наблюдается переход от стандартных 3J СЭ к более эффективным 4J-, 5J- и даже 6J-архитектурам, улучшаются и создаются новые материалы с оптимальными запрещёнными зонами. На мировом рынке уже появился первый сверхлёгкий гибкий 4J СЭ, полученный на инвертированной метаморфной структуре, с рекордным (для рынка) КПД 32 % (AM0). Развитие технологии бондинга дало рекордную эффективность 31,3 % для СЭ III–V/Si на дешёвых и лёгких Si-подложках. Применение бондинга совместно с IMM-ростом позволило комбинировать гетероструктуры III–V с рассогласованными по решётке узкозонными материалами InP, Ge и GaSb и создавать наилучшие архитектуры для МП СЭ с рекордными КПД 35,8 % (AM0), 38,8 % (AM.1.5D) и 46,1 % (C = 312, AM.1.5D). Перечисленные высокие значения эффективности преобразования прямого и сконцентрированного солнечного излучений получены в лабораторных условиях. Однако, как правило, новые разработки через 2–3 года появляются на рынке фотоэлектрической продукции. Так, на основе развитой МВЕ-технологии соединений GaInNAsSb уже ведётся проект по созданию промышленного варианта 4J СЭ с эффективностью 33 % с перспективой увеличения до 35 % (AM0) и до 47 % при концентрированном наземном солнечном излучении [56, 57]. Новыми перспективными являются соединения IV-й группы Si-Ge-Sn, позволяющие варьировать ширину ЗЗ от 0,5 до 1,2 эВ при совместимости с решёткой Ge и таким образом создавать МП СЭ в монокристалле с проектной эффективностью более 50 % [16].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Green M. A., Hishikawa Y., Warta W. et al.** Solar cell efficiency tables (version 50) // *Progress in Photovoltaics: Research and Appl.* 2017. **25**, N 7. P. 668–676.
2. **Колтун М. М.** Оптика и метрология солнечных элементов. М.: Наука, 1985. 280 с.
3. **ISO 15387:2005.** Space systems — Single-junction solar cells — Measurements and calibration procedures.
4. **IEC 60904-3:2016.** Photovoltaic devices. Pt. 3: Measurement principles for terrestrial photovoltaic (PV) solar devices with reference spectral irradiance data.
5. **ASTM G173-03(2012).** Standard tables for reference solar spectral irradiances: Direct normal and hemispherical on 37° tilted surface.
6. **Bett A. W., Philipps S. P., Essig S. et al.** Overview about technology perspectives for high efficiency solar cells for space and terrestrial applications // *Proc. of the 28th Europ. Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition.* Paris, France, 30 Sept.–04 Oct., 2013. P. 1–6.
7. **Takamoto T., Washio H., Juso H.** Application of InGaP/GaAs/InGaAs triple junction solar cells to space use and concentrator photovoltaic // *Proc. of the 40th IEEE Photovoltaic Specialists Conf.* Denver, USA, June 8–13, 2014. P. 0001–0005.
8. **Sabnis V., Yuen H., Wiemer M.** High-efficiency multijunction solar cells employing dilute nitrides // *Proc. of the 8th Intern. Conf. on Concentrating Photovoltaic Systems.* 2012. Vol. 1477, Is. 1. P. 14–19.
9. **Ringel S. A., Carlin J. A., Andre C. L. et al.** Single-junction InGaP/GaAs solar cells grown on Si substrates with SiGe buffer layers // *Progress in Photovoltaics: Research and Appl.* 2002. **10**, N 6. P. 417–426.
10. **Derendorf K., Essig S., Oliva E. et al.** Fabrication of GaInP/GaAs//Si solar cells by surface activated direct wafer bonding // *IEEE Journ. Photovoltaics.* 2013. **3**, N 4. P. 1423–1428.
11. **Dimroth F., Roesener T., Essig S. et al.** Comparison of direct growth and wafer bonding for the fabrication of beam GaInP/GaAs dual-junction solar cells on silicon // *IEEE Journ. Photovoltaics.* 2014. **4**, N 2. P. 620–625.

12. **Zahler J. M., Tanabe K., Ladous C. et al.** High efficiency InGaAs solar cells on Si by InP layer transfer // *Appl. Phys. Lett.* 2007. **91**, N 1. 012108.
13. **Archer M. J., Law D. C., Mesropian S. et al.** GaInP/GaAs dual junction solar cells on Ge/Si epitaxial templates // *Appl. Phys. Lett.* 2008. **92**, N 10. 103503.
14. **Patel P., Aiken D., Boca A. et al.** Experimental results from performance improvement and radiation hardening of inverted metamorphic multijunction solar cells // *IEEE Journ. Photovoltaics*. 2012. **2**, N 3. P. 377–381.
15. **Jackrel D. B., Bank S. R., Yuen H. B. et al.** Dilute nitride GaInNAs and GaInNAsSb solar cells by molecular beam epitaxy // *Journ. Appl. Phys.* 2007. **101**, N 11. 114916.
16. **Roucka R., Clark A., Landini B.** Si-Ge-Sn alloys with 1.0 eV gap for CPV multijunction solar cells // *Proc. of the 11th Intern. Conf. on Concentrator Photovoltaic Systems*. 2015. Vol. 1679, Is. 1. 040008.
17. **Guter W., Schöne J., Philipps S. P. et al.** Current-matched triple-junction solar cell reaching 41.1 % conversion efficiency under concentrated sunlight // *Appl. Phys. Lett.* 2009. **94**, N 22. 223504.
18. **King R. R., Law D. C., Edmondson K. M. et al.** 40 % efficient metamorphic GaInP/GaInAs/Ge multijunction solar cells // *Appl. Phys. Lett.* 2007. **90**, N 18. 183516.
19. **Aiken D., Dons E., Je S.-S. et al.** Lattice-matched solar cells with 40 % average efficiency in pilot production and a roadmap to 50 % // *IEEE Journ. Photovoltaics*. 2013. **3**, N 1. P. 542–547.
20. **Cornfeld A. B., Stan M., Varghese T. et al.** Development of a large area inverted metamorphic multi-junction (IMM) highly efficient AM0 solar cell // *Proc. of the 33rd IEEE Photovoltaic Specialists Conf. San Diego, USA, 11–16 May, 2008*. P. 88 [CD].
21. **Geisz J. F., Friedman D. J., Ward J. S. et al.** 40.8 % efficient inverted triple-junction solar cell with two independently metamorphic junctions // *Appl. Phys. Lett.* 2008. **93**, N 12. 123505.
22. **France R. M., Geisz J. F., Steiner M. A. et al.** Pushing inverted metamorphic multijunction solar cells toward higher efficiency at realistic operating conditions // *IEEE Journ. Photovoltaics*. 2013. **3**, N 2. P. 893–898.
23. **Patel P., Aiken D., Boca A. N. et al.** Experimental results from performance improvement and radiation hardening of inverted metamorphic multijunction solar cells // *IEEE Journ. Photovoltaics*. 2012. **2**, N 3. P. 377–381.
24. **Youtsey C., Adams J., Chan R. et al.** Epitaxial lift-off of large-area GaAs thin-film multijunction solar cells // *Proc. of the CS MANTECH Conf. Boston, USA, April 23–26, 2012* [CD].
25. **Moriceau H., Rieutord F., Fournel F. et al.** Overview of recent direct wafer bonding advances and applications // *Adv. Nat. Sci.: Nanosci. Nanotechnol.* 2010. **1**. 043004.
26. **Tong Q.-Y., Gösele U.** *Semiconductor Wafer Bonding: Science and Technology*. N. Y.: John Wiley and Sons, Inc., 1999. 297 p.
27. **Law D. C., Bhusari D. M., Mesropian S. et al.** Semiconductor-bonded III-V multijunction space solar cells // *Proc. of the 34th IEEE Photovoltaic Specialists Conf. Philadelphia, USA, June 7–12, 2009*. P. 2237–2239.
28. **Boisvert S. J., Law D., King R. et al.** Development of advanced space solar cells at spectrolab // *Proc. of the 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conf. Honolulu, USA, June 20–25, 2010*. P. 000123–000127.
29. **Dimroth F., Tibbits T. N. D., Niemeyer M. et al.** Four-junction wafer-bonded concentrator solar cells // *IEEE Journ. Photovoltaics*. 2016. **6**, N 1. P. 343–349.
30. **Cariou R., Benick J., Beutel P. et al.** Monolithic two-terminal III-V//Si triple-junction solar cells with 30.2 % efficiency under 1-Sun AM1.5g // *IEEE Journ. Photovoltaics*. 2017. **7**, N 1. P. 367–373.

31. **Chiu P. T., Law D. C., Woo R. L. et al.** 35.8 % space and 38.8 % terrestrial 5J direct bonded cells // Proc. of the 40th IEEE Photovoltaic Specialist Conf. Denver, USA, June 8–13, 2014. P. 0011–0013.
32. **Strobl G. F. X., Ebel L., Fuhrmann D. et al.** Development of lightweight space solar cells with 30 % efficiency at end-of-life // Proc. of the 40th IEEE Photovoltaic Specialist Conf. Denver, USA, June 8–13, 2014. 3595.
33. **Паханов Н. А., Пчеляков О. П., Владимиров В. М.** Сверхтонкие солнечные элементы на гетероструктурах $A^{III}B^V/Ge$ // Автометрия. 2017. **53**, № 6. С. 106–110.
34. **Miller N., Patel P., Struempel C. et al.** EMCORE four-junction inverted metamorphic solar cell development // Proc. of the 10th Intern. Conf. on Concentrator Photovoltaic Systems. 2014. Vol. 1616, Is. 1. P. 50–53.
35. **Stan M., Aiken D., Cho B. et al.** Evolution of the high efficiency triple junction solar cell for space power // Proc. of the 33rd IEEE Photovoltaic Specialists Conf. San Diego, USA, May 11–16, 2008. P. 1–6.
36. **Yamaguchi M.** Radiation resistance of compound semiconductor solar cells // Journ. Appl. Phys. 1995. **78**, N 3. P. 1476–1480.
37. **SolAero Technologies Corp.** URL: <https://solaerotech.com/wp-content/uploads/2017/06/IMM-alpha-Preliminary-Datasheet-June-2017.pdf> (дата обращения: 23.10.2017).
38. **King R. R., Bhusari D., Boca A. et al.** Band gap-voltage offset and energy production in next-generation multijunction solar cells // Progress in Photovoltaics: Research and Appl. 2011. **19**, N 7. P. 797–812.
39. **Leite M. S., Woo R. L., Munday J. N. et al.** Towards an optimized all lattice-matched InAlAs/InGaAsP/InGaAs multijunction solar cell with efficiency >50 % // Appl. Phys. Lett. 2013. **102**, N 3. 033901.
40. **Osterwald C. R., Siefer G.** CPV multijunction solar cell characterization // Handbook of Concentrator Photovoltaic Technology /Eds. C. Algora, I. Rey-Stolle. U. K.: John Wiley & Sons, 2016. P. 589–614.
41. **Rumyantsev V. D., Andreev V. M., Larionov V. R. et al.** Indoor characterization of multijunction concentrator cells under flash illumination with variable spectrum // Proc. of the 4th ICSC. El Escorial, Spain, 2007. P. 277–280.
42. **Schachtner M., Prado M. L., Reichmuth S. K. et al.** Analysis of a four lamp flash system for calibrating multi-junction solar cells under concentrated light // Proc. 11th Intern. Conf. on Concentrator Photovoltaic Systems. 2015. Vol. 1679, Is. 1. 050012.
43. **Dimroth F., Tibbits T. N. D., Beutel P. et al.** Development of high efficiency wafer bonded 4-junction solar cells for concentrator photovoltaic applications // Proc. of the 40th IEEE Photovoltaic Specialist Conf. Denver, USA, June 8–13, 2014. P. 0006–0010.
44. **Essig S., Dimroth F.** Fast atom beam activated wafer bonds between n-Si and n-GaAs with low resistance // ECS Journ. Solid State Sci. Technol. 2013. **2**, N 9. P. Q178–Q181.
45. **Essig S., Moutanabbir O., Wekkeli A. et al.** Fast atom beam-activated n-Si/n-GaAs wafer bonding with high interfacial transparency and electrical conductivity // Journ. Appl. Phys. 2013. **113**. 203512.
46. **Roesener T., Döscher H., Beyer A. et al.** MOVPE growth of III-V solar cells on silicon in 300 mm closed coupled showerhead reactor // Proc. of the 25th Europ. Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition. Valencia, Spain, Sept. 6–10, 2010. P. 964–968.
47. **Yamaguchi M., Lee K.-H., Araki K. et al.** Potential and activities of III-V/Si tandem solar cells // ECS Journ. Solid State Sci. Technol. 2016. **5**, N 2. P. Q68–Q73.

48. **Fraunhofer** Institute for Solar Energy Systems ISE. URL: <https://www.ise.fraunhofer.de/en/press-media/news/2017/31-3-percent-efficiency-for-silicon-based-multi-junction-solar-cell.html> (дата обращения: 23.10.2017).
49. **Dimroth F., Baur C., Bett A. W. et al.** Comparison of dilute nitride growth on a single- and 8 × 4-inch multiwafer MOVPE system for solar cell applications // *Journ. Crystal Growth*. 2004. **272**, N 1–4. P. 726–731.
50. **Ptak A. J., Kurtz S., Johnston S. W. et al.** Defects in GaInNAs: What we've learned so far // *Proc. of the Conf. of National Center for Photovoltaics and Solar Program Review Meeting*. Denver, USA, March 24–26, 2003. P. 1–4.
51. **Suarez F., Liu T., Sukiasyan A. et al.** Advances in dilute nitride multi-junction solar cells for space power applications // *Proc. of 11th ESPC, E3S Web of Conf.* 2017. Vol. 16. 03006.
52. **Kirk A. P.** High efficacy thinned four-junction solar cell // *Semicond. Sci. Technol.* 2011. **26**. 125013.
53. **Fang Y.-Y., Xie J., Tolle J. et al.** Molecular-based synthetic approach to new group IV materials for high-efficiency, low-cost solar cells and Si-based optoelectronics // *Journ. Amer. Chem. Soc.* 2008. **130**, N 47. 16095.
54. **Xie J., Tolle J., D'Costa V. R. et al.** Direct integration of active $\text{Ge}_{1-x}(\text{Si}_4\text{Sn})_x\text{Ge}_{1-x}(\text{Si}_4\text{Sn})_x$ semiconductors on Si(100) // *Appl. Phys. Lett.* 2009. **95**, N 18. 181909.
55. **Wilson T., Thomas T., Führer M. et al.** Single and multi-junction solar cells utilizing a 1.0 eV SiGeSn junction // *Proc. of the 12th Intern. Conf. on Concentrator Photovoltaic Systems*. 2016. Vol. 1766, Is. 1. 060006.
56. **Aho A., Tukiainen A., Polojärvi V., Guina M.** Dilute nitride space solar cells: Towards 4 junctions // *Proc. of the 10th Europ. Space Power Conf. Noordwijkerhout, the Netherlands*, 2014. Vol. 719. P. 1–3.
57. **Ochoa M., Garcia I., Lombardero I. et al.** Advances towards 4J lattice-matched including dilute nitride subcell for terrestrial and space applications // *Proc. of the 43rd IEEE Photovoltaic Specialists Conf. Portland, USA*, 2016. P. 0052–0057.

Поступила в редакцию 23 октября 2017 г.
