

К. ф.-м. н В. М. ПОПОВ, А. С. КЛИМЕНКО, А. П. ПОКАНЕВИЧ,
Ю. М. ШУСТОВ, И. И. ГАВРИЛЮК, А. И. ПАНИН

Украина, г. Киев, Центр «Микроаналитика» Института
микроприборов НАНУ, ОАО «Квazar»
E-mail: popovmc@i.kiev.ua

Дата поступления в редакцию
23.01 2010 г.

Оппонент д. ф.-м. н. А. А. ЕВТУХ
(ИФП им. В. Е. Лашкарёва, г. Киев)

ЛОКАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРИЧЕСКИ АКТИВНЫХ ДЕФЕКТОВ В СОЛНЕЧНЫХ БАТАРЕЯХ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ

Исследованы электрически активные дефекты с локально повышенной проводимостью p - n -перехода и световой эмиссией. Показано, что по их концентрации можно контролировать качество солнечных батарей в процессе изготовления.

Повышение эффективности функционирования солнечных батарей (СБ) непосредственно связано со снижением концентрации дефектов с повышенной проводимостью в p - n -переходах. Известно, что наличие электрически активных дефектов (ЭАД), оказывающих шунтирующее влияние на p - n -переходы СБ, сопровождается ухудшением эксплуатационных характеристик приборов — снижением напряжения холостого хода и коэффициента заполнения [1]. Наличие указанных дефектов снижает КПД солнечных батарей при работе в условиях пониженной освещенности [2]. Поэтому ЭАД, шунтирующие p - n -переходы СБ, в последнее время исследуются особенно интенсивно [3]. Развиваются и совершенствуются методы локализации дефектов [4, 5], расширяются представления о физико-химических свойствах ЭАД в СБ [6, 7]. Имеются работы по выявлению и исследованию ЭАД, обладающих электролюминесценцией при прямых напряжениях на p - n -переходах [8]. В то же время, дефекты, характеризующиеся световой эмиссией при обратных смещениях на p - n -переходах СБ, исследованы недостаточно.

В настоящей работе проведены комплексные исследования ЭАД с повышенной проводимостью в p - n -переходах СБ, характерной особенностью которых являлось наличие световой эмиссии в видимом диапазоне излучения, наблюдаемого при обратных смещениях на p - n -переходах. Сочетание оптической микроскопии высокого разрешения, жидкокристаллической термографии, растровой электронной микроскопии (РЭМ), включая режим токов, индуцированных электронным лучом (ТИЭЛ), локального рентгено-спектрального микроанализа (ЛРСМА), электрофизических измерений и других методов позволило определить локальные физико-химические свойства электрически активных электролюминесцентных дефектов (ЭАЭЛД). Полученные результаты представляют интерес для применения в целях контроля каче-

ства СБ на этапах разработки и серийного производства приборов, а также для оптоэлектроники при создании локальных источников световой эмиссии на основе кремния

Образцы и методика эксперимента

Исследованы пластины СБ, изготовленных различными производителями на основе кремния p -типа с удельным сопротивлением 1—10 Ом·см. Формирование p - n -переходов осуществлялось путем диффузии фосфора, глубина залегания находилась в пределах 0,2—0,4 мкм. Исследования проводились на пластинах СБ как после операции создания n^+ -слоя, так и после завершения всех технологических процессов (в готовых изделиях).

Первоначально определялось распределение дефектов с повышенной проводимостью в p - n -переходах при обратном смещении на основе выявления локальных источников повышенного тепловыделения, так называемых «горячих точек», методом жидких кристаллов (ЖК) [9]. Индикаторами «горячих точек» служили полимерная пленка с диспергированным в ней холестерическим ЖК и прозрачные ячейки с гомеотропно ориентированными молекулами такого ЖК в смектической фазе [10] и молекулами нематического ЖК.

После картографирования «горячих точек» по всей площади пластин проводился анализ распределения локальных источников световой эмиссии при обратном напряжении на p - n -переходе 10—15 В в готовых СБ и 15—20 В на пластинах после формирования n^+ -слоя. Визуализация отдельных источников света осуществлялась с помощью оптического микроскопа «Jena Tech» и встроенной в него высокочувствительной видеокамеры «Edmund Optics» с кремниевой ПЗС-матрицей (порог чувствительности — 0,02 лк) при увеличениях до 1000 раз. Разрешающая способность выявления ЭАЭЛД составляла около 1 мкм. Регистрация общего распределения источников световой эмиссии проводилась путем фотографирования в светоизолированной камере всей пластины цифровым фотоаппаратом (с емкостью ПЗС-матрицы 10^7 пикселей) при длительной экспозиции (более 10 секунд).

Исследованные пластины разрезались на части различных размеров (от 2×2 до 20×20 мм), в пределах которых фиксировался только один дефект либо дефекты отсутствовали. На одинаковых по площади

фрагментах пластин с одним дефектом, а также без дефектов измерялись вольт-амперные характеристики (ВАХ). Тип проводимости поверхности кремния в области наиболее крупных дефектов определялся с использованием теплового микронзонда (локальность порядка 5 мкм).

Выявленные дефекты исследовались с помощью растрового электронного микроскопа JSM IC845 «JEOL» в режимах вторичной электронной эмиссии и ТИЭЛ. Элементный состав технологических структур в ЭАД определялся методом ЛРСМА в режиме энергетической дисперсии на установке AN10000/95S «Link Analytical».

В ряде случаев отдельные ЭАЭЛД были исследованы с помощью метода электролиза деионизованной воды.

Экспериментальные результаты

Установлено, что распределения «горячих точек» на открытой поверхности пластин СБ (вне электродов) практически совпадают с распределением ЭАЭЛД, т. е. очевидно, что в обоих случаях их источником служат одни и те же дефекты. Наибольшее число дефектов обнаружено на краях пластин вдоль границы n^+ -слоя, образовавшейся в результате удаления этого слоя на торцах пластин при плазмохимическом травлении. При малых увеличениях дефекты выглядели, как отдельные светящиеся точки или их скопления. При больших увеличениях (500—1000 раз) дефекты, в основном, имели вид светящихся замкнутых или не полностью замкнутых контуров (рис. 1). В случае точечных источников излучения их размеры составляли менее микрометра, диаметр свечения замкнутых контуров достигал 20 мкм и более. Цвет свечения дефектов в подавляющем большинстве исследованных образцов был белым, а в отдельных случаях имел красноватый оттенок.

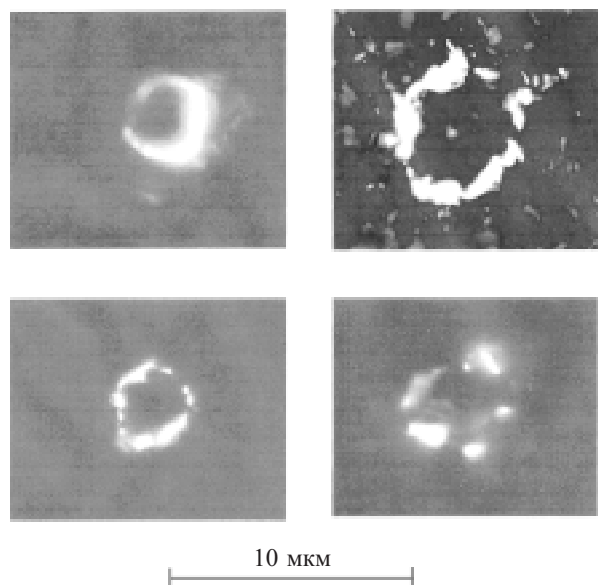


Рис. 1. Характерные примеры свечения в области электрически активных дефектов на пластинах солнечных батарей при обратном смещении на $p-n$ -переходе

Электролюминесценцию дефектов наблюдали на образцах большинства известных европейских и отечественных изготовителей СБ на основе кремния. Следует подчеркнуть, что излучающие белый свет дефекты обнаруживались на всех технологических этапах изготовления СБ после формирования на пластинах кремния p -типа n^+ -слоя, т. е. после образования n^+-p -перехода. Детальное сопоставление мест расположения «горячих точек» и электролюминесцирующих областей показало, что лишь в отдельных, немногочисленных случаях в областях «горячих точек» свечение не наблюдалось. Как правило, это были области наиболее высокой проводимости, для которых характерны локальные линейные ВАХ.

Анализ приведенных на рис. 2 данных показал, что обратный ток растет с увеличением количества регистрируемых визуально в темноте электролюминесцирующих дефектных областей. Следует отметить, что эта зависимость отражает только общую тенденцию, т. к. наблюдаемые ЭАЭЛД имели разные геометрические размеры и уровни электрической проводимости, а близкие по размерам излучающие области могут существенно (иногда на порядки) отличаться по уровню обратного тока. Минимальный уровень тока фрагмента пластины площадью около 5 мм² с отдельным ЭАЭЛД размером несколько микрон при визуальном регистрируемом в темноте пороге излучения составлял 35 мкА, что соответствовало интегральной плотности тока $7 \cdot 10^{-4}$ А/см², а минимальное обратное напряжение, при котором регистрировалось излучение, равнялось 3,6 В.

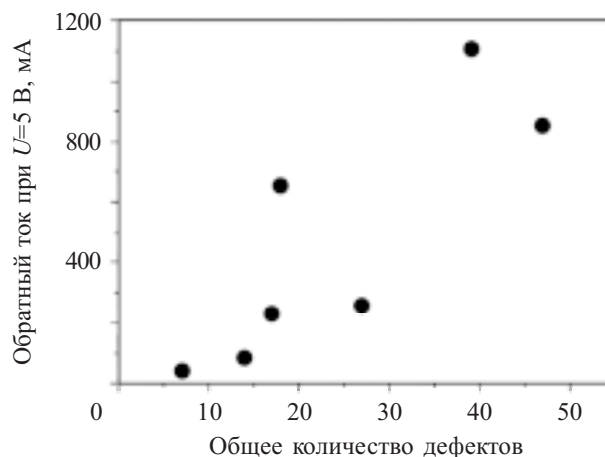


Рис. 2. Связь величины обратного тока с общим количеством ЭАЭЛД на пластине

На рис. 3 приведены обратные ветви ВАХ двух фрагментов пластин равной площади (4×4 мм), на одном из которых ЭАЭЛД не выявлены, а на другом визуально и с помощью холестерического ЖК при напряжении 10 В зарегистрирован отдельный ЭАЭЛД. Фрагменты вырезаны из пластины, прошедшей полный технологический цикл изготовления СБ. Обе части пластины СБ на лицевой поверхности имели одинаковые площади собирающих ток шин, покрывающих приблизительно третью часть поверхности, а с обратной стороны эти участки были металлизированы алюминиевой пастой. Из рисунка видно, что уро-

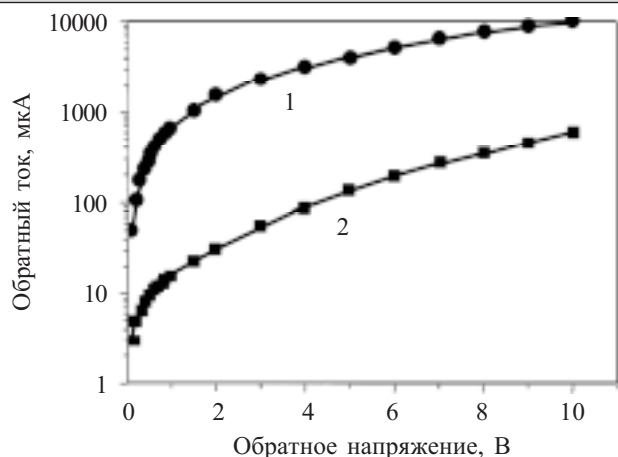


Рис. 3. Обратные ветви ВАХ двух фрагментов, вырезанных из одной пластины, равной площади:
1 — участок с одним ЭАЭЛД; 2 — участок без дефектов

вень тока на участке с дефектом приблизительно в 50 раз больше тока бездефектного участка.

Установлено, что при обратном напряжении до 30 В обратные ветви ВАХ, измеренных на отдельных участках пластин без дефектов, имеют форму, типичную для n^+p -переходов на кремнии с удельным сопротивлением несколько Ом·см. При обратном напряжении свыше 30 В наблюдается резкий рост тока $p-n$ -перехода с последующим появлением участка отрицательного сопротивления, и при дальнейшем увеличении тока имеет место деградация ВАХ $p-n$ -перехода. Обратные ВАХ пластин с ЭАЭЛД в диапазоне напряжения до и после появления излучения, но не более приблизительно 30 В имеют плавный характер без резких изменений формы, а при напряжении свыше 30 В ток, как и в случае бездефектных фрагментов СБ, резко возрастает. Свечение всегда начинается до начала пробоя по всей площади исследуемой пластины или ее фрагмента. Наиболее вероятной причиной свечения является развитие локального микропробоя в области дефектов. Не исключено, что в области ЭАЭЛД локальные условия зарождения лавинного пробоя (например, кривизна $p-n$ -перехода, величина электрического поля) более благоприятны, чем в среднем в СБ.

На рис. 4 представлены ВАХ одинаковых по площади фрагментов, вырезанных из бездефектной области пластин СБ и из области с одним крупным (≈ 20 мкм в диаметре) ЭАЭЛД, а также ВАХ самого дефекта. ВАХ дефекта была измерена с помощью вольфрамового зонда с диаметром закругления острия 7,5 мкм, приложенного к центральной области дефекта. Из рисунка видно, что ВАХ фрагментов (кривые 1 и 2) имеют обычный диодный вид, а для ВАХ дефекта (кривая 3) характерна линейность, свидетельствующая о том, что в его центральной области зонд образует практически омический контакт к кремниевой подложке.

Для исследования природы ЭАЭЛД выделяли участки пластин с достаточно крупными (≈ 20 мкм в поперечнике) излучающими дефектами, которые были расположены как вблизи края травления n^+ -диффу-

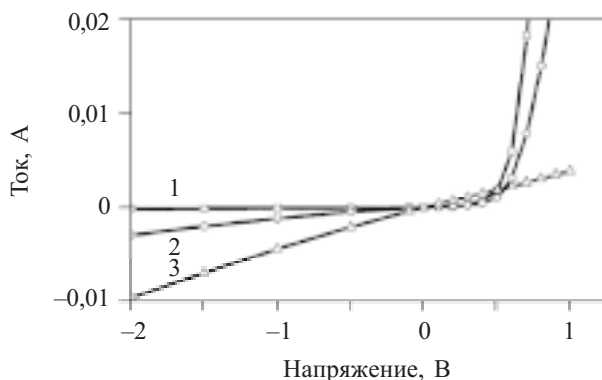


Рис. 4. Вольт-амперные характеристики фрагментов пластин СБ:

1 — бездефектный участок пластины; 2 — участок пластины с ЭАЭЛД; 3 — ВАХ дефекта

зионного слоя, так и вдали от него. Принципиальных отличий в свойствах дефектов в зависимости от области их расположения на пластине не установлено.

Геометрическая форма светящейся области одного из исследованных крупных дефектов, в котором отсутствует слой антиотражающего покрытия, показана на рис. 5, а. Видно, что излучающая белая область этого дефекта имеет форму с достаточно четким контуром. Исследования типа проводимости кремния, проведенные с помощью иглочатого микротермозонда в области дефекта, показали, что внутри светящегося контура имеет место p -тип проводимости, а вне дефекта, как и ожидалось, — n -тип. На рис. 5, б показано изображение исследуемой облас-

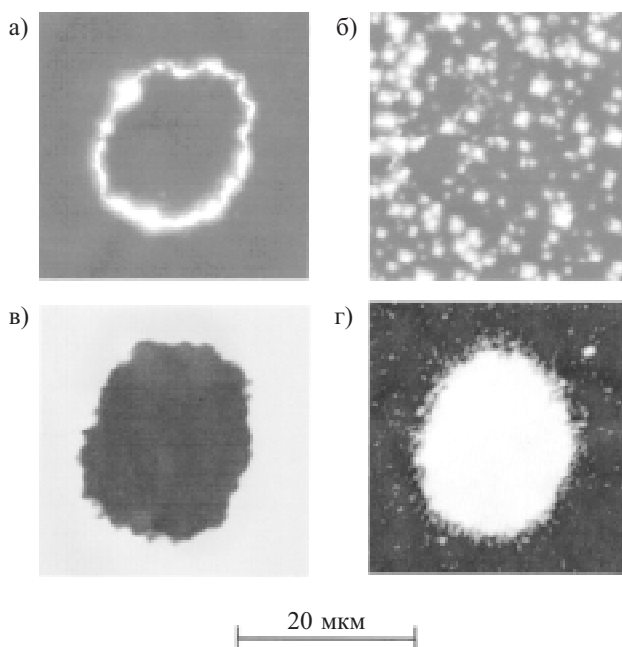


Рис. 5. Изображения области ЭАЭЛД в СБ в различных режимах наблюдения:

а — свечение в оптическом микроскопе; б — топология поверхности во вторичных электронах РЭМ; в — ток, индуцированный электронным лучом РЭМ; г — характеристическое рентгеновское излучение алюминия

ти с дефектом во вторичных электронах РЭМ. Наблюдаемые здесь светлые пятна являются вершинами пирамид текстурированной поверхности кремния.

Анализ области расположения дефекта в РЭМ в режиме ТИЭЛ выявил внутри светящегося контура ЭАЭЛД практически полное отсутствие индуцированного тока, т. е. отсутствие $p-n$ -перехода (рис. 5, в). Эта область по форме и местоположению практически совпадает с областью, ограниченной светящимся контуром. Проведенный в этой области локальный рентгеноспектральный микроанализ выявил характеристический пик атомов алюминия. На рис. 5, г показана эта же область в характеристическом рентгеновском излучении атомов алюминия. Видно, что по форме она также соответствует области, ограниченной контуром свечения дефекта. Изучение локальных рентгеноспектрограмм материала внутри контура свечения позволило оценить концентрацию алюминия на указанном участке. В пределах площади рассмотренного ЭАЭЛД концентрации алюминия и кремния на поверхности были приблизительно одинаковы.

В других исследованных дефектах, размеры которых были меньше рассмотренного выше, в различных точках области свечения среднее содержание алюминия в слое глубиной порядка 1 мкм, в основном, было ниже и составляло от 5 до 50% от концентрации кремния.

Обсуждение результатов

Полученные результаты дают основания считать, что в исследованных солнечных батареях ЭАЭЛД формируются в n^+ -диффузионном слое кремния в результате локальной диффузии атомов алюминия, которая приводит к компенсации свободных электронов в легированном фосфором слое и формированию области p^+ -типа проводимости. Если диффундирующие атомы алюминия, проникая через n^+ -слой, достигают подложки, то на всей площади диффузии образуется область p -типа. В результате на участке диффузии алюминия $p-n$ -переход исчезает, а на его месте поверхность кремния приобретает тип проводимости подложки, что подтверждается линейным характером ВАХ дефекта (см. рис. 4). На границе (по контуру) легированных алюминием областей с n^+ -слоем формируются $p-n$ -переходы с различными электрическими характеристиками, зависящими от условий их формирования. Эти $p-n$ -переходы включаются параллельно общему переходу СБ, сформированному диффузией, и в случае их локально высоких обратных токов шунтируют его. При приложении к СБ обратного электрического смещения эти переходы также включаются в обратном направлении и определяют характер ВАХ солнечных батарей. Именно отдельные участки этих $p-n$ -переходов становятся источниками излучения света.

Диффузия алюминия из локальных источников на поверхности кремния происходит во время проведения высокотемпературных операций формирования $p-n$ -перехода (при диффузии фосфора) и (или) на этапе жигания металлизации, проводимой при температуре выше 900°C.

Наличие p -типа проводимости во внутренней области ЭАЭЛД и электрического поля по его внешней контуре, где наблюдается электролюминесценция, подтверждено также электролизом деионизованной воды, сопровождающимся выделением пузырьков водорода в области проводящего дефекта. С этой целью пластина СБ располагалась на металлическом столике, а над исследуемым дефектом помещалась специальная ячейка в виде прозрачного электрода (стеклянной пластинки, покрытой проводящим слоем SnO_2). Толщина слоя деионизованной воды между прозрачным электродом и поверхностью СБ была постоянной и составляла 20 мкм. Тонкий слой деионизованной воды в ячейке позволял точно фиксировать расположение пузырька непосредственно над дефектом. Пузырек водорода в области дефекта появлялся как при подаче напряжения между прозрачным электродом и подложкой СБ, так и при приложении обратного смещения к $p-n$ -переходу, когда электрод ячейки был пассивным. В первом случае при электрическом поле, перпендикулярном поверхности, наличие электролиза свидетельствовало о том, что область дефекта соединена с подложкой (p -тип проводимости выходит на поверхность кремния). Во втором случае электролиз указывал на присутствие электрического поля, параллельного поверхности СБ и образующегося между поверхностным n^+ -диффузионным слоем и областью дефекта, соединенной с подложкой p -типа. Интересно, что при таком подключении в процессе электролиза по внешнему контуру дефекта наблюдалась эмиссия света.

Следует отметить, что присутствие на поверхности СБ локальных участков с повышенной концентрацией алюминия не является достаточным условием формирования ЭАЭЛД. На поверхности кремния в СБ за пределами области ЭАЭЛД методом вторичной ионной масс-спектрографии на установке IMS-4f «Сатеса» зарегистрировано наличие отдельных областей с повышенной концентрацией алюминия, которые не вызывали свечения при обратных смещениях на $p-n$ -переходе. В этом случае, видимо, степень и глубина локального легирования алюминием не достаточны для перекомпенсации фосфора в диффузионном слое, для формирования p -области, достигающей подложки, и создания ЭАЭЛД. Кроме того, ускоренной диффузии алюминия в кремний на отдельных участках могут также способствовать и отдельные структурные дефекты на поверхности полупроводника.

Учитывая то, что при визуальном наблюдении светящихся дефектов мы видим только поверхностную картину, представляло интерес исследовать глубину излучаемой области. С этой целью проведен следующий эксперимент. Предварительно выбранный и исследованный фрагмент пластины СБ с излучающим светом дефектом был помещен в камеру установки ионного травления «Ion Tech» на предметный столик, обеспечивавший возможность подключения образца к источнику питания. Имея возможность наблюдать с помощью микроскопа свечение дефекта через специальное окно в рабочей камере, проводили послойное или непрерывное ионное травление поверхности

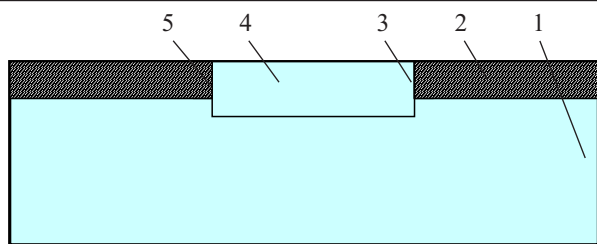


Рис. 6. Схематическое изображение области ЭАЭЛД на пластине СБ:

1 — подложка p -типа; 2 — диффузионная область n^+ -типа; 3 — области электролюминесценции; 4 — область диффузии алюминия (p -тип)

образца в области дефекта до исчезновения свечения. Определив предварительно скорость травления таких образцов в аргоне, оценивали глубину стравленного слоя кремния в области дефекта в момент прекращения видимого излучения. Оказалось, что глубина стравленного слоя была практически равна глубине диффузии фосфора, т. е. толщине диффузионного n^+ -слоя. Этот результат указывает на то, что излучение на внешнем контуре дефектной области имеет объемный характер, т. е. поступает из слоя, приблизительно равного глубине p - n -перехода в СБ.

На основании всех вышеизложенных результатов предложена общая схема ЭАЭЛД в СБ на основе кремния, представленная на рис. 6. Выяснение физических механизмов, ответственных за возникновение свечения в указанных дефектах, требует дальнейших исследований.

По вопросу появления на поверхности пластин кремния посторонних примесей можно отметить следующее. Из анализа технологических процессов изготовления пластин СБ следует, что вероятность загрязнений пластин такими примесями как алюминий достаточно высока. Алюминий входит в состав паст, наносимых трафаретным способом на обратную сторону пластины при формировании омического контакта к подложке и на лицевую сторону при создании токосъемных шин. Источником алюминия может быть и технологическая тара для транспортировки пластин в процессе производства. Однако загрязнение поверхности пластин, например, алюминиевой пастой даже после проведения последующих высокотемпературных отжигов (более 800°C) не всегда приводит к образованию наблюдаемых дефектов, что подтвердили проведенные нами эксперименты. Так, нанесение алюминиевой пасты на поверхность сформированного на пластине кремния диффузионного n^+ -слоя, с которого было удалено антиотражающее покрытие, и ее вжигание, имитирующее реальный технологический процесс, не всегда приводило к появлению ЭАЭЛД. Это свидетельствует о том, что формирование ЭАЭЛД происходит лишь при определенных условиях и в местах, где обеспечивается такой контакт атомов алюминия с поверхностью, при котором происходит его эффективная диффузия в кремний.

Для проверки этого вывода и для обеспечения явных условий взаимодействия слоя алюминия с кремнием проведены эксперименты, в которых алю-

миний через маску напылялся на освеженную поверхность диффузионного n^+ -слоя фрагментов пластин СБ методом термического испарения в вакууме $1 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. После формирования круглых алюминиевых электродов (толщина слоя алюминия $\approx 0,5$ мкм) образцы отжигали в течение 5—10 минут при температуре из диапазона 600 — 850°C на воздухе. Далее алюминий стравливался. После этого исследовались ВАХ и наличие видимого свечения, причем наибольшее внимание было обращено на области, с которых алюминиевые электроды были удалены. Анализ результатов исследований показал следующее.

ВАХ образцов, отжигавшихся при максимальных температуре (850°C) и времени, имели высокую проводимость и практически симметричный вид при обеих полярностях приложенного напряжения. Образцы, отожженные при наиболее низких температурах (600 — 700°C) имели ВАХ, близкие к характеристикам образцов до отжига. И только на отдельных образцах, прошедших отжиг при температурах 700 — 800°C , в областях, с которых были удалены электроды, появились аналогичные наблюдаемым на пластинах СБ светящиеся локальные области (рис. 7). Детальное исследование таких образцов с участками световой эмиссии показало, что в результате описанных технологических процедур были сформированы ЭАЭЛД, аналогичные выявленным и исследованным в пластинах СБ.

Этот эксперимент указывает на то, что в реальных технологических условиях формирования СБ при наличии неконтролируемых загрязнений, содержащих относительно легко диффундирующий в кремний алюминий, могут образовываться ЭАЭЛД.

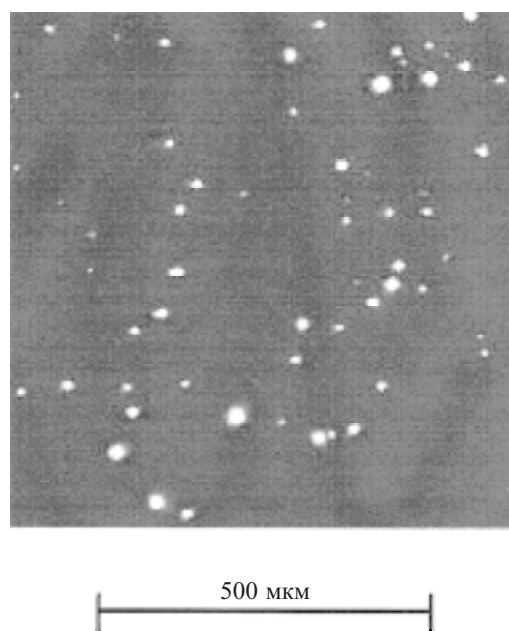


Рис. 7. Распределение ЭАЭЛД на поверхности n^+ -слоя кремния в пластине СБ после высокотемпературного отжига и удаления тонкой пленки алюминия (при обратном смещении на n^+ - p -переходе 15 В)

Как уже отмечалось, на серийных образцах пластин СБ повышенная плотность ЭАЭЛД наблюдалась по периметру пластин. Здесь концентрация дефектов иногда на порядок и более превышала их концентрацию в центральной части пластин. Такое поведение ЭАЭЛД обусловлено особенностями технологии изготовления СБ: на краях пластин формируется клин плазмохимического травления при удалении с торцов диффузионного n^+ -слоя. Как следствие, на краях пластины p - n -переход выходит на поверхность. В результате плазмохимического воздействия формируются структурные дефекты в кремнии, и при наличии загрязнения торцов алюминием при вжигании металлизации именно в этих дефектах создаются наиболее благоприятные условия для ускоренной диффузии алюминия и возникновения ЭАЭЛД и, соответственно, шунтов, снижающих технические характеристики СБ.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что бесконтактная регистрация ЭАЭЛД по их световому излучению в видимой области спектра позволяет экспрессно выявлять дефекты с повышенной проводимостью (шунты) и может быть положена в основу эффективного метода контроля качества солнечных батарей в процессе изготовления.

Кроме того, установленная возможность воспроизведения свечения на отдельных участках СБ в результате проведения определенных технологических процессов указывает на перспективность изучения природы выявленных дефектов для создания источников излучения света в кремнии, что является одной из наиболее актуальных задач оптоэлектроники.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Rakotoniaina J. P., Breitenstein O., Langenkamp M. Localization of weak heat sources in electronic devices using highly sensitive lock-in thermography // *Materials Science and Engineering*.— 2002.— B91-92.— P. 481—485.
2. Breitenstein O., Rakotoniaina J. P., Al Rifai M. H. Quantitative Evaluation of Shunts in Solar Cells by Lock-In Thermography // *Prog. Photovolt: Res. Appl.*— 2003.— Vol. 11.— P. 515—526.
3. Kaseman M., Kwopil W., Walter B. et. al. Progress in silicon solar cell characterization with infrared imaging methods // *Photovoltaic Solar Energy Conference*.— Valencia.— 2008.— P. 965—973.
4. Ballif C., Peters S., Zerres T. et. al. Efficient characterization techniques for industrial solar cells and solar cell materials // *12th Workshop on crystalline silicon solar cell materials and processes*.— 2002.— Breckenridge, CO, USA.— P. 136—146.
5. Carstensen J., Popkirov G., Bahr J., Foll H. CELLO: an advanced LBIC measurement technique for solar cell local characterization // *Solar Energy Materials and Solar Cells*.— 2003.— Vol. 76.— P. 599—611.
6. Bauer J., Breitenstein O., Rakotoniaina J. P. Electronic activity of SiC precipitates in multicrystalline solar silicon // *Phys. Stat. Sol. (a)*.— 2007.— Vol. 204, N 7.— P. 2190—2195.
7. Buonassisi T., Vyvenko O. F., Istratov A. A. et al. Observation of transition metals at shunt locations in multicrystalline silicon solar cells // *Journal of Applied Physics*.— 2004.— Vol. 95, N 3.— P. 1556
8. Емельянов А. М. Краевая электролюминесценция монокристаллического кремния при температуре 80 К: структуры на основе высокоэффективного солнечного элемента // *Физика твердого тела*.— 2009.— Т. 51, № 2.— С. 231—236.
9. Попов В. М., Клименко А. С., Поканевич А. П. и др. Жидкокристаллическая термография «горячих точек» в изделиях электронной техники // *Микроэлектроника*.— 2007.— Т. 36, № 6.— С. 446—456.
10. Патент Украины на изобретение № 84808. Способ выявления локальных тепловыделяющих дефектов в пластинах солнечных батарей / Попов В. М., Клименко А. С., Поканевич А. П., Мошель Н. В.— 2008.— Бюлл. № 22.

НОВЫЕ КНИГИ

НОВЫЕ КНИГИ

Редькин П. Микроконтроллеры Atmel архитектуры AVR32 семейства AT32UC3. Руководство пользователя.— М.: Техносфера, 2010. — 784 с.

Книга является законченным справочным пособием и руководством по применению 32-разрядных микроконтроллеров архитектуры AVR32 фирмы Atmel семейства AT32UC3. Содержит подробную справочную информацию о всех выпускаемых в настоящее время устройствах этого семейства. Помимо сведений справочного характера, книга включает обширную информацию по программным инструментальным средствам разработки приложений для AT32UC3: IDE IAR Embedded Workbench for AVR32 от IAR, IDE AVR32Studio от Atmel и аппаратным инструментальным средствам от Atmel. Здесь также приводятся описания свободно распространяемых производителем примеров приложений для AT32UC3, протестированных автором. Изложенная в книге информация охватывает все этапы проектирования приложений на основе AT32UC3, что позволяет в короткие сроки овладеть навыками работы с этими микроконтроллерами даже начинающим разработчикам.

К книге прилагается DVD-диск, содержащий бесплатные демоверсии описанного в ней инструментального программного обеспечения, исходные коды описанных проектов, оригинальную справочную информацию производителя и другие информационные и справочные материалы.

