

Н. А. ДРОЗДОВ, А. К. ФЕДОТОВ

СТРУКТУРНО-НЕСОВЕРШЕННЫЙ КРЕМНИЙ ДЛЯ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

ВВЕДЕНИЕ

Фотоэлектрические преобразователи солнечной энергии, называемые также солнечными элементами (СЭ), являются экологически чистыми возобновляемыми источниками электрической энергии. Основным материалом для их производства в настоящее время является кремний. Этот выбор не случаен. Во-первых, по своим электрофизическим и оптическим параметрам кремний имеет достаточно высокий теоретически достижимый коэффициент фотопреобразования (22–24 %). Более высокий коэффициент преобразования имеют лишь полупроводниковые химические соединения GaAs, InP, CdTe (около 28 %). Во-вторых, на Земле нет недостатка в сырье для производства кремния. В-третьих, технология получения кремния для микроэлектроники отработана лучше, чем для любого другого полупроводникового материала. Следствием всего этого является наиболее приемлемая величина соотношения цена/КПД именно для кремниевых СЭ.

Однако массовое использование СЭ возможно лишь в случае существенного снижения их цены. В отличие от традиционных изделий микроэлектроники, у которых стоимость материала составляет лишь небольшую часть стоимости готового продукта, производство СЭ является материалоемким производством, а их себестоимость в значительной мере (иногда до 90–95 %) определяется ценой исходного материала подложки [1, 2]. Поэтому одним из направлений развития технологии производства СЭ является использование более дешевых и, следовательно, структурно менее совершенных сортов кремния (так называемого солнечного качества), к числу которых относятся поликристаллический кремний, получаемый литьем в формы или методом Бриджмена, профилированный кремний, выращенный способом Степанова, а также монокристаллический кремний с меньшим структурным совершенством, чем требуется для задач микроэлектроники. Исследования такого рода структурно-несовершенных материалов показали, что многие апробированные методики паспортизации монокристаллического кремния здесь неприменимы или дают слишком большую погрешность.

Данная работа посвящена вопросам применения кремния разного структурного совершенства в изготовлении СЭ и методам его диагностики. В ней приводятся основные результаты исследований авторов по свойствам структурно-несовершенного (дислокационного, поликристаллического и др.) кремния и дается их сопоставление со свойствами монокристаллического кремния микроэлектронного качества.

1. КЛАССИФИКАЦИЯ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

По своему назначению все СЭ принято делить на три класса: наземного применения, космического применения и микромощные элементы.

СЭ наземного применения предназначены для использования в качестве элементов промышленных энергосистем, а также в качестве автономных источников питания электроаппаратуры. Основным критерием применимости СЭ и батарей СЭ этого класса является стоимость одного Ватта установленной мощности. В настоящее время эта величина колеблется от 5 до 10 долл. США/Вт [3]. Основным вклад в нее вносит стоимость исходного кремния – 90–120 долл. США/кг. В то же время оценки показывают, что экономически оправданным развертывание крупномасштабного строительства солнечных электростанций станет лишь при цене кремния около 10 долл. США/кг. Этого можно достигнуть лишь при существенном упрощении технологического процесса производства кремния для СЭ. Пути решения этой задачи может быть отказ от монокристаллического и переход на поликристаллический и аморфный кремний, что в свою очередь требует тщательной научной проработки вопросов влияния структуры материала на процессы, определяющие эффективность СЭ. Данным вопросам и посвящено исследование структурно-несовершенного кремния в последние десять–пятнадцать лет в наиболее развитых странах.

Основными технико-экономическими показателями СЭ для космического применения является удельная весовая мощность. Это в первую очередь заставляет работать над повышением КПД СЭ и стимулирует переход на тонкопленочные элементы. Однако здесь следует учитывать и другой аспект космического применения СЭ – необходимость повышенной радиационной стойкости элементов. Данное требование имеет особое значение для спутников-ретрансляторов и спутников связи, установленных на высоких геостационарных орбитах, где действие космических излучений весьма существенно. И если по удельной мощности монокремниевые СЭ (около 15 Вт/кг) уступают тонкопленочным элементам на основе тройных соединений типа CuInSe_2 (18–20 Вт/кг) [4], то их радиационная стойкость существенно выше.

Особый класс СЭ составляют встроенные элементы питания для микроэлектронных устройств с малым потреблением энергии: калькуляторы, часы и другие устройства с ЖК индикаторами, собранные по КМОП технологии. Эти устройства отличаются крайне малым потреблением тока, но должны устойчиво работать в широком диапазоне уровней освещенности и допускать возможность их создания в едином технологическом цикле микроэлектронного производства. Таким требованиям в достаточной мере отвечают тонкопленочные СЭ на основе мелкокристаллического или аморфного кремния, а также тройных соединений типа CuInSe_2 .

Столь значительное различие требований к параметрам СЭ для разных сфер их применения предполагает и разные материалы для их производства. Так, кремний для космических СЭ должен иметь повышенную радиационную стойкость и обеспечивать максимально высокий коэффициент фотопреобразования. В то же время СЭ наземного использования требуют максимально дешевого кремния с возможностью изготовления на его основе элементов с достаточно высокими характеристиками.

2. МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ КРЕМНИЙ И ЕГО ДИАГНОСТИКА

Монокристаллический кремний, используемый для производства СЭ наземного применения, выделяется обычно в отдельную группу, так называемого кремния «солнечного качества». Обычно это кремний p -типа проводимости, выращенный по методу Чохральского и имеющий величину удельного сопротивления 1–5 Ом·см и плотность дислокаций не выше $N_D \sim 10^2\text{--}10^4 \text{ см}^{-2}$. Зачастую в эту категорию попадает материал, первоначально предназначенный для микроэлектронного производства, но не прошедший входной контроль по тем или иным параметрам. В большинстве случаев пластины такого кремния имеют существенный разброс по времени жизни носителей заряда τ и диффузионной длине L_D . Поскольку эти два параметра напрямую определяют величину эффективности фотопреобразования, то на пластине с неоднородным распределением L_D формируется СЭ с неоднородной фоточувствительностью. Одной из причин снижения L_D в кремнии является дислокация роста, либо введенные в процессе производства СЭ, что требует применения специфических методов исследования. Весьма серьезным аспектом является неоднородное распределение примеси в пределах слитка и особенно в пределах одной пластины. Поскольку p - n -переход СЭ формируется методом диффузии с перекompенсацией приповерхностной части пластины (подложки) p -типа в n -тип, то неоднородное распределение примеси приводит к модуляции глубины залегания p - n -перехода, что в свою очередь ведет либо к избыточному заглублению перехода с потерей фоточувствительности, либо к появлению областей, где p - n -переход вовсе не сформирован. В связи с этим большое значение приобретают вопросы диагностики такого материала: измерение величин τ и L_D и их распределения в пределах пластины, однородность легирования в пределах слитка и пластины, анализ наличия и распределения дислокаций. Для исследования монокристаллического кремния, предназначенного для создания СЭ космического использования, весьма важным направлением является разработка приемов повышения радиационной стойкости этого материала.

Следует отметить, что для исследования предпочтительными являются оптические методы, поскольку они в большей степени создают условия, моделирующие работу элемента в реальных условиях, а одним из наиболее информативных считается метод фотолюминесценции.

Поскольку дислокации — это распространенный вид дефектов структуры в кремнии солнечного качества, в данном разделе приводятся результаты исследования люминесценции дислокационного кремния марки КСД с удельным сопротивлением 1–5 Ом·см. Дислокации в образцы вводились методом пластической деформации сжатия либо изгиба при температурах от 600 до 900 °С. Сжатие осуществлялось вдоль кристаллографических направлений $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ на шлифованных образцах, изгиб производился относительно оси $\langle 110 \rangle$ или $\langle 112 \rangle$ на шлифованных либо полированных, с нанесенной после полировки царапиной, образцах. Перед установкой в измерительный криостат образцы травились в полирующем травителе.

Исследования дислокационной люминесценции (ДЛ) проводились в квазистационарном (частота модуляции 10 Гц) режиме возбуждения и регистрации излучения. Источниками оптического возбуждения служили аргоновый и криптоновый

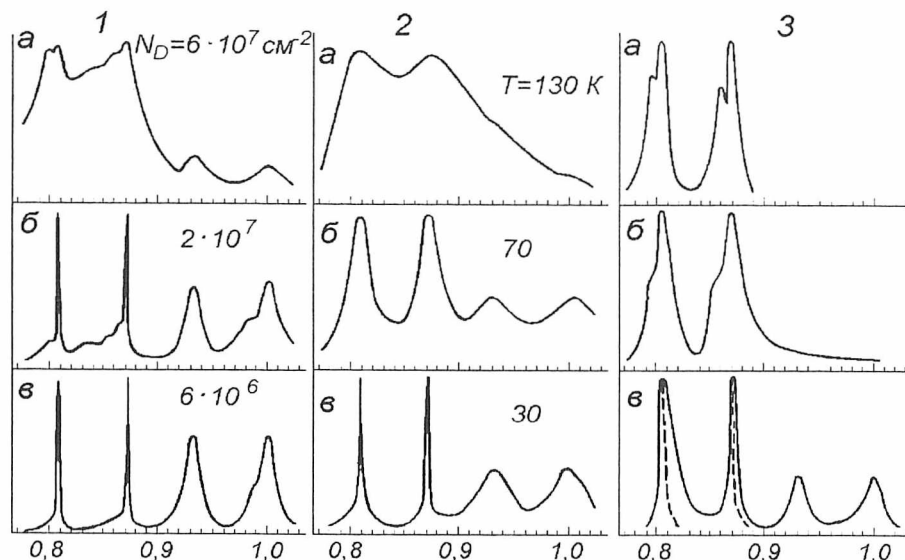


Рис. 1. Основные варианты спектров ДЛ при изменении: 1 – плотности дислокаций; 2 – температуры образца; 3 – условия введения дислокаций. Дислокации вводились пластической деформацией при $T = 600^\circ\text{C}$ с последующим отжигом в течение 30 мин при температуре: 3а – 600°C ; 3б – 900°C ; 3в – 1000°C . Все кривые для кремния с концентрацией кислорода $N_{\text{O}} \cong 10^{18}\text{ см}^{-3}$, пунктирная линия – $N_{\text{O}} \cong 10^{16}\text{ см}^{-3}$

ионные лазеры, а также ксеноновая дуговая лампа ДКсШ-1000. Во всех случаях оптическая мощность, подводимая к образцу, не превышала 0,1–0,2 Вт в пятне площадью 5 мм². Излучение регистрировалось через решеточный монохроматор МДР-23 охлаждаемым до 80 К германиевым фотосопротивлением. В ходе экспериментов использовались криостаты, в которых образцы находились непосредственно в жидком гелии либо на медном хладопроводе с регулируемой температурой.

ДЛ есть фундаментальное свойство дислокаций в кремнии, которое, как установлено в [5–8], представляет собой группу линий спектра в области 0,8–1,0 мкм. Энергетическое положение основных четырех линий при температуре 4,2 К соответствует 812 (D1), 875 (D2), 934 (D3) и 1000 (D4) МэВ. При этом общий характер спектра является устойчивым по отношению к изменению как электрофизических параметров материала, так и параметров самих дислокаций. В то же время детали спектра оказываются чувствительными к вариации плотности дислокаций, температуры опыта, характера предшествующих термообработок и др. Наличие дислокаций в образце приводит к существенному уменьшению интенсивности экситонного излучения.

На рис. 1 представлены основные варианты спектров ДЛ, наблюдаемые нами при вариации плотности дислокаций, температуры образца при измерении ДЛ, условий генерации дислокаций. Отметим важнейшие, с нашей точки зрения, особенности ДЛ и детали спектров.

Дислокационное излучение обнаруживается при оптическом возбуждении кристаллов кремния во всех случаях, когда в них присутствуют дислокации в диапазоне

плотностью N_D от 10^2 до 10^9 см⁻² и более. При этом способ и условия создания дислокаций не играют принципиальной роли, так что основные линии ДЛ наблюдаются в монокристаллическом кремнии с ростовыми дислокациями независимо от типа и концентрации основных легирующих примесей [6]; в пластически деформированных монокристаллах с различными исходными параметрами, независимо от условий деформации; в кристаллах монокристаллического и поликристаллического кремния после любых воздействий, приводящих к возникновению дислокаций.

Возбуждение образцов кремния светом Хе-ламп, Аг- или Кг-лазеров непрерывного действия приводит к качественно аналогичным спектрам ДЛ. Зависимость интенсивности ДЛ в линиях $D1$ – $D4$ от интенсивности I_{LL} возбуждения носит ярко выраженный сублинейный характер в реализованном нами диапазоне плотностей возбуждающего излучения G до 10 Вт·см⁻². При этом $I_{LL} \sim G^\alpha$, где $\alpha = 0,3$ – $0,4$ для линий $D1$, $D2$ и $\alpha = 0,6$ – $0,7$ для линий $D3$, $D4$. Характерно то, что переход от квазистационарного возбуждения к импульсному с длительностью импульса ~ 4 мкс приводит к полному гашению спектра. Этот результат был получен нами при возбуждении люминесценции Хе-лампой вспышкой ДРШ-100 с использованием германиевого фотодиода ФД10Г в качестве детектора излучения. Эксперименты выполнялись в условиях сохранения спектрального состава возбуждающего излучения при компенсации понижения чувствительности фотоприемника повышением интенсивности возбуждения. Уровень компенсации контролировался по интенсивности регистрируемого в обоих случаях экситонного излучения. Возможными причинами гашения излучения при переходе к импульсному возбуждению могут быть как насыщение центров, ответственных за ДЛ, так и проявление инерционности процессов формирования этого излучения.

Специфической особенностью линий ДЛ является их аномально большая спектральная ширина. Для сравнения укажем, что ширина линии свободного экситона $2kT$, т. е. 0,6 МэВ при $T = 4,2$ К, ширина внутрицентровых линий меньше kT . Определяющее влияние на ширину линий $D1$ и $D2$ оказывают режимы термообработок во время и после пластической деформации, а также концентрация кислорода в деформируемых образцах [4]. При быстрой пластической деформации и быстром охлаждении до комнатной температуры либо при пластической деформации с температурой ниже 680 °С, полуширина Δ линий $D1$ и $D2$ составляет около 3 МэВ, причем это значение близко к минимально наблюдаемому. Никакие вариации способов и режимов генерации дислокаций, так же как и вариации исходных материалов, не привели к появлению в спектре ДЛ кремния линий $D1$ и $D2$, имеющих $\Delta < 2,5$ МэВ. Линии $D1$, $D2$ в спектре ДЛ образцов, имеющих плотность дислокаций выше 10^5 см⁻², на длинноволновом спаде содержат широкие крылья, имеющие в ряде случаев сателлитные повторения головной линии. С ростом N_D происходит рост интенсивности крыльев, которые при $N_D = 6 \cdot 10^7$ см⁻² приближаются к интенсивности головной линии. Наличие или отсутствие длинноволновых крыльев линий $D1$ и $D2$ не зависит от сорта и количества легирующей примеси, концентрации кислорода и углерода, определяющими здесь является лишь плотность и режим генерации дислокаций. С ростом интенсивности излучения в крыльях уширения головных линий $D1$ и $D2$ не обнаружено. Отжиг при температурах 600–750 °С приводит к уменьшению интенсивности излучения. До плотно-

сти дислокаций, по крайней мере, $4 \cdot 10^7$ см⁻² после 30-минутного отжига длинноволновые крылья исчезали практически полностью. Наиболее четко это видно на образцах с пониженной концентрацией кислорода, в них отжиг незначительно уширяет линии *D1* и *D2*, но гасит дислокационное излучение в крыльях.

Следует особо выделить отмеченную в [3] попарную корреляцию характеристик линий ДЛ в областях *D1*, *D2* и *D3*, *D4*. Это свидетельствует о различных механизмах формирования ДЛ в различных группах линий.

Механизмы формирования излучения в линиях ДЛ изучались нами в нескольких направлениях. Первая группа экспериментов посвящена изучению изменений в спектре под действием одноосной упругой деформации непосредственно в процессе измерения ДЛ. Одноосная упругая деформация приводит к снятию вырождения энергетических уровней подзон и локализованных состояний, что находит специфическое отражение в спектрах излучательной рекомбинации. Если излучательная рекомбинация связана с переходами типа зона проводимости – валентная зона, или разрешенная зона – локальный уровень, то изменения в спектре будут отражать изменения энергетических расстояний между зонами или зоной и уровнем, вызванные деформацией. При этом, вследствие междолинейной релаксации, в спектрах будут проявляться лишь подзоны с наименьшей энергией, т. е. должен наблюдаться длинноволновый сдвиг линий. Аналогичный результат имеет место и для рекомбинационного излучения свободных экситонов, причем для реально достижимых давлений при одноосной упругой деформации порядка 10^9 Па спектральный сдвиг линий составляет от 30 до 90 МэВ в зависимости от кристаллографического направления деформации. Эксперименты показали, что именно такой характер сдвига положения линий с добавлением наблюдается для линий *D3* и *D4*. Этот результат, полученный впервые в работе [3] и подтвержденный впоследствии рядом других авторов, дает основание заключить, что линии *D3* и *D4* обусловлены переходами типа разрешенная зона – уровень, т. е. излучательным захватом свободного носителя заряда на глубокий уровень, связанный с дислокацией.

Иная ситуация наблюдается в отношении линий *D1* и *D2*. Приложение давления не вызывает соответствующего изменению ширины запрещенной зоны длинноволнового сдвига этих линий, наблюдается лишь перестройка тонкой структуры линий в пределах 7–10 МэВ от исходного их положения. Такой результат указывает на то, что соответствующие излучательные переходы есть аннигиляция связанных в окрестности дислокационного центра электрона и дырки [3] и могут быть описаны известной моделью внутрицентровых переходов.

При этом остается открытым вопрос о динамике связывания носителей заряда в окрестности дислокации. В принципе возможны как оптическое возбуждение непосредственно дислокационного центра, так и независимый захват в окрестность дислокации носителей противоположных знаков, а также захват экситона как целого с последующей его излучательной аннигиляцией. Экспериментальные данные по изменению интенсивностей ДЛ, излучательной рекомбинации свободных и связанных экситонов при вариации плотности дислокаций и температуры указывают на доминирующий характер последнего из названных механизмов захвата как канала формирования излучения в линиях *D1* и *D2*.

Изменение интенсивности рекомбинационного излучения в отдельных линиях спектра при увеличении плотности дислокаций исследовалось при сканировании области возбуждения люминесценции по пластически изогнутому образцу, имено-

шему градиент плотности дислокаций. Эксперимент показал, что по мере роста N_D происходит увеличение интенсивности линий ДЛ и уменьшение интенсивности группы экситонных линий. В принципе это может быть объяснено увеличением числа дислокационных излучающих центров и уменьшением времени жизни неравновесных носителей заряда с ростом N_D . Вместе с тем указанные зависимости могут являться следствием пространственного разделения и ограничения областей дислокационного и экситонного рекомбинационного излучения.

Дислокации в кристалле окружены полями упругих напряжений, вызывающих локальные изменения ширины запрещенной зоны. Вследствие этого элементарные акты излучательной рекомбинации свободных экситонов, происходящие на различном удалении от ядра дислокации, должны характеризоваться разной энергией испускаемых квантов. Выполненный нами расчет формы линии I_{T0} при $T = 4,2$ К в предположении равномерного заполнения экситонами дислокационного кристалла показал, что при $N_D = 1 \cdot 10^6$ см⁻² искажение этой линии с уверенностью может быть обнаружено.

Однако анализ экспериментально полученного спектрального контура линии I_{T0} в бездислокационных образцах и образцах с различным N_D свидетельствует, что форма линии не претерпевает изменения до величины N_D , по крайней мере, $2 \cdot 10^6$ см⁻². При больших N_D интенсивность линии I_{T0} уменьшается настолько, что запись спектра с достаточным спектральным разрешением становится невозможной. Сопоставление расчетных и экспериментальных спектров свидетельствует, что акты аннигиляции свободных экситонов происходят вне дислокационных полей упругих деформаций, вызывающих искажения зонной структуры, околодислокационные же области характеризуются отсутствием рекомбинационного излучения свободных экситонов, а следовательно, и самих свободных экситонов, которые захватываются дислокациями.

Специальные эксперименты были посвящены изучению соотношения между рекомбинационными каналами «свободные экситоны» — «экситоны, связанные на мелкой неионизованной примеси». Захват экситонов на дислокации при существенной плотности последних может привести к перераспределению рекомбинационных потоков между этими каналами. Как известно, в бездислокационном материале соотношение интенсивностей экситонных линий зависит от концентрации мелкой примеси [9] и остается постоянным в широком интервале уровней возбуждения. Эксперименты по исследованию примесного рекомбинационного излучения в дислокационном материале проводились нами на наборе образцов кремния, легированного фосфором ($\rho = 200$ Ом·см; $N_{i0j} = 2 \cdot 10^{13}$ см⁻³), отличающихся разной N_D . Анализ полученных спектров показал, что в бездислокационных контрольных образцах и образцах с $N_D = 10^5$ см⁻² спектр рекомбинационного излучения связанных экситонов не отличается от соответствующих спектров, описанных в литературе. Соотношение интенсивностей линий свободного и связанного экситона ($I_{T0} / P_{T0} = 1,5$, что согласуется с результатами работы [9] для такой концентрации примеси. Однако по мере роста плотности дислокаций (при $N_D > 10^6$ см⁻²) происходит не только перераспределение между дислокационным и экситонным каналами рекомбинационного излучения, но и между каналами связанных и свободных экситонов (соотношение P_{T0} / I_{T0} резко возрастает с ростом N_D при фиксированной концентрации примеси). Нарушение соотношения между значениями P_{T0} и I_{T0} [9], справедливого для материала с малой плотностью дислокаций, свиде-

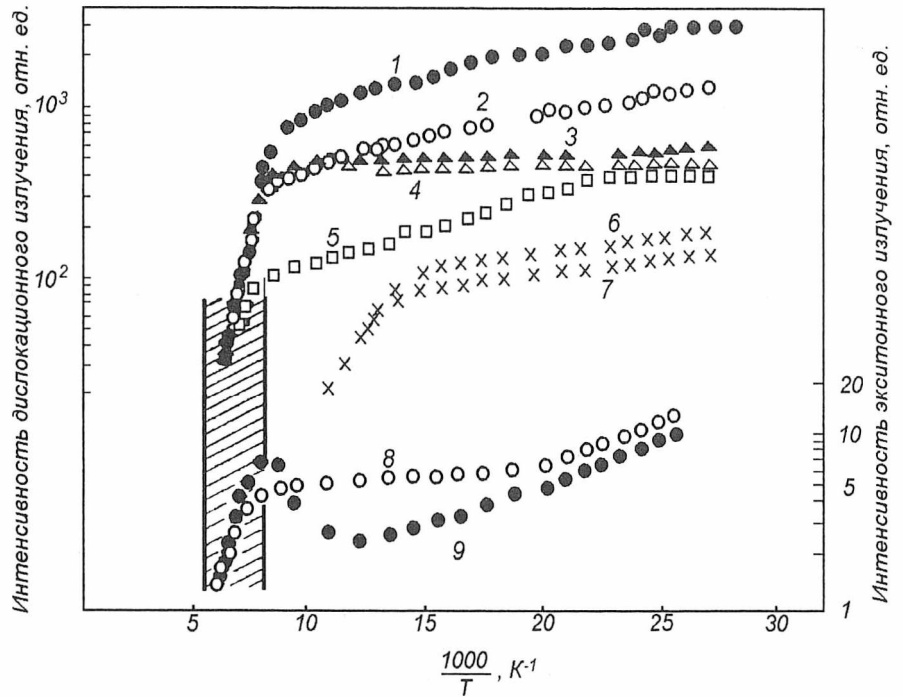


Рис. 2. Температурные зависимости интенсивности линий ДЛ и экситонного излучения: 1, 3, 5 – D1; 4 – D2; 6 – D3; 7 – D4; 8, 9 – I_{ТО}. Уровень возбуждения: 5 – 0,1 Вт·см⁻²; остальные кривые – 10 Вт·см⁻². Плотность дислокаций: 1, 2 – 10⁷ см⁻²; 3–9 – 10⁴ см⁻². Удельное сопротивление образцов: 8 – 2000 Ом·см; остальные кривые – 5 Ом·см

тельствует о том, что захват экситонов дислокациями является конкурирующим процессом по отношению к захвату их мелкими примесями.

Температурные изменения интенсивностей излучения в линиях дислокационной природы, измеренные одновременно с фиксацией интенсивности излучения свободных экситонов, приведены на рис. 2. Обращает на себя внимание, что зависимость интенсивностей линий D1 и D2 от температуры меняется при изменении G. При этом конкретным видом зависимости T_{кр} на низкотемпературном участке этих кривых, в частности, температурой перехода от экспоненциального участка в области T < 100 К с энергией активации 7–10 МэВ к температурно-независимому участку, можно управлять, изменяя интенсивность возбуждения: понижение величины G от 10 до 0,1 Вт·см⁻² смещает значение T_{кр} от 100 до 40 К. Учет этих особенностей объясняется насыщением центров, ответственных за ДЛ в области D1 и D2, и качественно согласуется с расчетами в рамках статистики с учетом различных электронных, экситонных и дислокационных каналов рекомбинации.

Принципиальным результатом, вытекающим из полученных нами экспериментальных данных, является качественно и количественно совпадающий характер гашения интенсивности линий D1, D2 и линии излучения свободных экситонов I_{ТО} при T > 130 К. Этот результат дает основание сделать заключение, что для

формирования линий $D1$ и $D2$ существование свободных экситонов является необходимым условием и свидетельствует в пользу захвата экситонов на дислокации как канала формирования ДЛ.

Механизм формирования ДЛ в линиях $D1$ и $D2$ путем захвата свободных экситонов дополнительно подтверждается результатами экспериментов по изучению модификации спектров экситонного рекомбинационного излучения в процессах температурной диссоциации экситонно-примесных комплексов. Для этих экспериментов выбирались образцы с максимальной плотностью дислокаций, при которой еще можно было уверенно регистрировать рекомбинационное излучение экситонов, локализованных на мелкой нейтральной примеси ($N_D = (1-5) \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$, $\rho = 1-10 \text{ Ом}\cdot\text{см}$). Для бездислокационных и дислокационных образцов наблюдалось резкое различие температурной трансформации экситонного рекомбинационного излучения в области температур 4,2–20 К. В бездислокационных образцах повышение температуры от 4,2 до 15 К приводит к угасанию рекомбинационного излучения экситонов, связанных на нейтральной примеси, при одновременном увеличении интенсивности рекомбинационного излучения свободных экситонов. В дислокационных образцах температурное гашение линии связанного экситона происходит в близком температурном интервале, однако рекомбинационное излучение в линии свободных экситонов не появляется. Это также свидетельствует в пользу существования эффективного канала захвата свободных экситонов дислокациями.

Таким образом, приведенные экспериментальные результаты достаточно убедительно показывают, что в дислокационном кремнии при низких температурах существует канал захвата свободных экситонов на дислокации.

В этих условиях акты аннигиляции свободных экситонов происходят лишь вдали от дислокаций, вблизи дислокаций экситоны захватываются на них и рекомбинируют как связанные, вызывая рекомбинационное излучение в линиях $D1$ и $D2$. Захват экситонов дислокациями конкурирует с каналом связывания их на мелких примесях при $T < 20 \text{ К}$. Это приводит к нарушению количественных соотношений между интенсивностями линий в системе свободный – связанный экситон при $N_D > 10^6 \text{ см}^{-2}$.

3. ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ КРЕМНИЙ

Как отмечалось в разделе 1, в настоящее время для изготовления СЭ наземного применения используются более дешевые, чаще всего немонотипические кремниевые материалы [1, 2, 10, 11]. Наиболее используемыми с точки зрения работанности технологии получения, степени исследованности структуры и свойств, а также применимости в солнечной энергетике являются такие поликристаллические кремниевые материалы, как профилированный или ленточный кремний, получаемый способом Степанова [11–14], и колончатый кремний, получаемый методом Бриджмена [15]. Одним из основных препятствий на пути использования такого рода кремниевых материалов в СЭ является их структурное несовершенство из-за наличия большого количества электрически активных дефектов кристаллической решетки, возникающих в процессе получения материала, как точечных (вакансии, атомы в междоузлиях, фоновые примеси, комплексы примесь-вакансия и др.), так и крупномасштабных (границ зерен ($\Gamma\bar{3}$), дислокаций и их скоплений, преципитатов и т. д.). Особо негативную роль в этом смысле играют крупномас-

штабные дефекты (КМД), являющиеся центрами рекомбинации неосновных носителей заряда, генерируемых солнечным излучением в процессе работы СЭ, и приводящие к понижению КПД последних. В связи с этим весьма важными в практическом смысле задачами современного материаловедения структурно-несовершенного кремния являются: установление взаимосвязи между типом, структурой и электрической активностью КМД; совершенствование технологических процессов, способствующих подавлению формирования КМД на стадии роста кремниевых кристаллов; разработка способов подавления электрической активности КМД.

Сформулированная выше задача разработки методов подавления электрической активности КМД в структурно-несовершенных монокристаллических и поликристаллических кремниевых подложках для СЭ полностью определяет методы их диагностики. Последние должны позволять оценивать как электрическую активность самих КМД (в том числе на индивидуальном уровне), так и интегральные параметры подложки. Если говорить об интегральных параметрах поликремния, определяющих КПД будущих СЭ, то к ним следует в первую очередь отнести такие, как диффузионная длина и время жизни неосновных носителей заряда, концентрация и подвижность носителей и некоторые другие. Поскольку указанные параметры существенно зависят от содержания фоновых примесей и связанных с ними точечных дефектов, встает также вопрос о диагностике кислорода, углерода, комплексов термодоноров и т. д. Необходимость выявления в поликристаллах такого типа КМД, как ГЗ и изучения их атомного строения привело к широкому использованию электронной микроскопии высокого (в том числе атомного) разрешения [16], специальных методов рентгенографического анализа [17], атомно-силовой микроскопии [18] и др. Электрическая активность ГЗ обычно исследуется с использованием растровой или оптической микроскопии в режиме тока, наведенного сканирующим электронным (ЕВІС) или световым (LВІС) лучем [19, 20], низкотемпературных измерений вольт-амперных (ВАХ) и вольт-фарадных (ВФХ) характеристик, а также проводимости [21–23] и др.

Детальные исследования как прямыми (специальный рентгеновский анализ, электронная микроскопия, локальная Оже-спектроскопия и др.), так и косвенными (электронный транспорт вдоль и поперек ГЗ, ЕВІС, LВІС, фотопроводимость, фотолюминесценция и др.) методами доказали определяющую роль КМД в деградации основных функциональных параметров поликристаллического кремния и кремниевых СЭ [1, 2, 11–15]. Причинами последней, в первую очередь, является уменьшение диффузионной длины ННЗ, приводящее к уменьшению тока короткого замыкания СЭ и, как следствие, понижению его КПД.

3.1. КРУПНОМАСШТАБНЫЕ ДЕФЕКТЫ В ПОЛИКРЕМНИИ (КЛАССИФИКАЦИЯ)

В поликремнии наиболее широко распространенными типами КМД являются границы зерен, дислокации и разного рода преципитаты (в первую очередь, оксиды и карбиды кремния, выделяющиеся главным образом на ГЗ и дислокациях). Кратко рассмотрим причины их высокой электрической активности и роли в изменении свойств кремниевых подложек для СЭ.

ГЗ в поликристаллах являются изотипными внутренними границами раздела, возникающими вследствие рассогласования кристаллических решеток соседствующих кристаллитов. По современной классификации с точки зрения атомной

структуры все границы делятся на два типа – специальные и неспециальные [16]. Последние также часто называют случайными или границами общего типа.

Специальные границы возникают при строго определенных (для каждого типа кристаллических структур) углах разориентации θ_T кристаллических решеток соседствующих зерен, так что в плоскости такой границы формируется (двухмерная) решетка совпадающих узлов (PCY), которые являются общими узлами решеток обоих кристаллитов. PCY для таких ГЗ обычно характеризуется так называемой обратной плотностью совпадающих узлов Σ (целое число). Чем меньше Σ , тем меньше искажений и меньшую поверхностную энергию имеет граница. К наиболее совершенным в кристаллографическом смысле границам относятся так называемые когерентные двойники, у которых величина Σ минимальна и равна 3 (т. е. каждый третий узел в PCY является общим). Двойниковые границы типа $\Sigma 3$ характеризуются минимальным количеством дефектов в виде искажений углов и длин связей. Другие типы специальных ГЗ могут также обладать некоторым количеством оборванных связей вследствие нарушения координации атомов на границе.

Неспециальные границы со случайными углами разориентации θ_T соседствующих зерен не имеют PCY и обладают большим количеством зернограницных дефектов-дислокаций, искажений углов и длин связей, а также оборванных связей, приводящих к высоким значениям поверхностной энергии таких ГЗ.

Одной из причин высокой электрической активности неспециальных ГЗ в полупроводниках как раз и является наличие оборванных связей [24], которые служат глубокими ловушками для основных (ОНЗ) и неосновных (ННЗ) носителей заряда. Следствием такого захвата ОНЗ является изгиб энергетических зон и формирование сплошного барьера на пути движения носителей, что согласно [21–25] и характеризует электрическую активность ГЗ относительно ОНЗ. Она обычно проявляется в виде сильной нелинейности ВАХ, измеряемых при протекании тока поперек плоскости границы [26, 27]. Захват на оборванные связи носителей, созданных либо освещением, либо электронным лучем, называется рекомбинационной активностью границы или, согласно классификации [21, 22, 26–29], активностью относительно ННЗ. Этот вид активности обычно проявляется в виде неоднородного распределения тока наведенного световым либо электронным лучем, визуализация которого дает так называемый рекомбинационный EBIC или LBIC контраст (рис. 3, а). Описанный выше вид активности, обусловленный оборванными связями на границах, принято называть собственной активностью. Второй причиной высокой электрической активности неспециальных ГЗ является геттерирование ими фоновых примесей, которое может также приводить к формированию на них выделений оксидов и карбидов [22, 23, 25]. Данный вид активности может быть назван наведенной или несобственной активностью, хотя ее проявление практически такое же, как и при собственной активности (нелинейные поперечные ВАХ и неоднородный рекомбинационный контраст). Причиной наведенной активности у полупроводниковых ГЗ является как формирование оборванных связей на границе раздела преципитат – полупроводник, так и наличие собственных дефектов у преципитатов (например, в оксиде кремния). В последнем случае ГЗ обнаруживают долговременные релаксации поперечной проводимости [30]. Заметим, что одним из видов проявления несобственной активности ГЗ является их высокая продольная проводимость, которая возникает вследствие сегрегации примесей на границах и обнаруживается

при пониженных температурах [21, 22, 26, 27, 31], когда проводимость по объему зерен вымораживается.

Специальные ГЗ вследствие отсутствия у них оборванных связей не проявляют электрической активности ни к ОНЗ, ни к ННЗ [21, 22, 26, 27]. Лишь при наличии на них преципитатов возможно появление так называемого точечного рекомбинационного контраста [21, 22].

При сопоставлении структурного типа ГЗ и их электрической активности принято учитывать границы, слабо отклоненные от специальных ориентаций [21–25]. К ним относятся неспециальные границы, у которых угол разориентации решеток соседствующих зерен θ_T отличается от его специального значения не более чем на 2°C . У такого рода границ могут сосуществовать как участки с РСУ, так и участки с оборванными связями. Согласно классификации, введенной в [21, 22], этот тип ГЗ должен обнаруживать прерывистый рекомбинационный контраст (рис. 3, б) и проявлять слабую активность к ОНЗ (слабо нелинейные ВАХ) вследствие несплошности пограничного барьера.

Возникновение ГЗ и их электрическая активность зависят как от технологии получения поликремния, так и от его тепловой предыстории (температуры и среды термообработки) [32, 33]. Во многих случаях наиболее активные неспециальные ГЗ спонтанно зарождаются на фронте кристаллизации, тогда как специальные и слабо отклоненные границы возникают чаще всего путем отщепления от неспециальных на стадии охлаждения поликристалла [21, 22, 25]. Вследствие этого у слабоотклоненных границ чаще всего проявляется собственная активность, тогда как у зарожденных на фронте кристаллизации случайных границ преобладает наведенный (сегрегационный) механизм электрической активности [21–33].

Вторым по электрической активности (но не по значимости в изменении свойств) видом КМД в кремнии являются дислокации. Именно они дают наибольший вклад в снижение диффузионной длины носителей заряда в ленточном кремнии [21–25, 32]. Природа электрической активности дислокаций та же, что и у границ зерен – оборванные связи и сегрегация примесей.

Весьма распространенным видом КМД в профилированных поликристаллах, выращиваемых способом Степанова, являются преципитаты карбида и оксида кремния. Это обусловлено тем, что при выращивании ленточного кремния чаще всего используются графитовые формообразователи и относительно невысокий

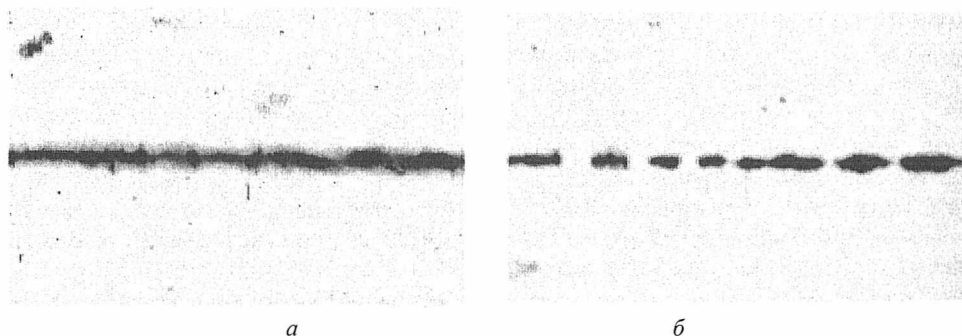


Рис. 3. Рекомбинационный контраст для неспециальной (а) и слабоотклоненной (б) ГЗ в профилированном кремнии

вакуум (не выше 10^{-2} торр) [11–13]. Как отмечалось в литературе [11–13, 21, 22, 25], преципитаты оксидов и карбидов кремния формируются либо на фронте кристаллизации (и тогда они являются источниками возникновения неспециальных ГЗ), либо захватываются из расплава в объем зерен. В обоих случаях они ведут себя одинаково, давая сильный рекомбинационный контраст.

3.2. УПРАВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ АКТИВНОСТЬЮ КМД В ПОЛИКРЕМНИИ

Как отмечалось выше, одной из основных задач материаловедения поликремния является разработка способов подавления электрической активности существующих в нем КМД. Наиболее распространенным способом пассивации КМД является термообработка в разных средах и гидрогенизация кремния.

Рассмотрим кратко результаты последних исследований изменения активности КМД в профилированном кремнии, где эта проблема стоит особенно остро, поскольку этот материал под воздействием разных видов обработки в процессе изготовления солнечных элементов проявляет электронные свойства, отличные от свойств других кремниевых материалов [34–37]. В этой связи важен вопрос о роли среды отжига, а также режимов охлаждения после термообработки на основные электрические параметры этого типа материала. Кроме того, немаловажным представляется также вопрос, каким образом эффективность трансформации электрической активности КМД (в особенности границ зерен) в профилированном кремнии при различных пассивирующих обработках (отжиг, гидрогенизация) зависит от их типа. Имеющиеся на этот счет данные были весьма противоречивы.

Термообработка поликремния. В данном разделе приводятся результаты исследования влияния режимов отжига на трансформацию электрической активности разных типов КМД (дислокаций, случайных и отклоненных от специальных ориентаций границ зерен) в легированном бором профилированном поликремнии с удельным сопротивлением 0,5–2 Ом·см [21, 22, 32, 33], обычно применяемым в производстве СЭ.

Методы оптической и электронной микроскопии, равно как и исследования рекомбинационного контраста, показали, что термообработка в разных атмосферах (кислород, воздух, смесь кислорода с хлористым водородом, вакуум и др.) приводила к снижению плотности электрически активных дислокаций в объеме зерен. Электрическая активность специальных и слабо отклоненных границ типа $\Sigma 3,9$ также уменьшалась после термообработки, тогда как межзеренный барьер (нелинейность ВАХ) и рекомбинационный контраст для ГЗ общего типа, напротив, увеличивались [32, 33]. Исследование термообработки исходных лент показало, что электрическая активность ГЗ общего типа существенно зависит от скорости охлаждения образцов после отжига. В частности, наиболее высокие значения пограничных барьеров характерны для режима закалки и для сверхмедленного охлаждения образцов со скоростью $1^\circ\text{C}/\text{мин}$. Электрические характеристики данного типа ГЗ после охлаждения со средней скоростью $16^\circ\text{C}/\text{мин}$ либо с печью были почти идентичны [32].

Изучение электрических параметров объема зерен показало, что p -тип проводимости образцов сохраняется после отжига во всех атмосферах. При этом концентрации ОНЗ в объеме зерен после отжига в различных атмосферах и при ско-

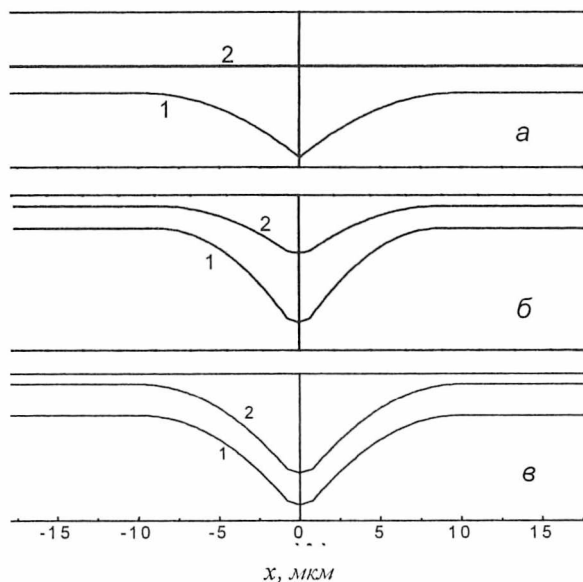


Рис. 4. Ток, наведенный электронным лучем вблизи слабоотклоненной границы типа $\Sigma 3$ (а) либо неспециальных границ зерен (б, в) в профилированном кремнии, до (1) и после (2) водородной пассивации

тивности ГЗ и свойств зерен играет скорость охлаждения после отжига, а не атмосфера, в которой производится отжиг.

Гидрогенизация поликремния. Одним из наиболее радикальных методов пассивации электрически активных КМД в поликремнии является его гидрогенизация. Среди известных способов водородной пассивации наиболее широко применяется обработка кремния в источниках Кауфмана (энергии ионов 1,3–1,7 кэВ, плотности тока $\sim 1,0$ – $1,5$ мА/см², время 2–15 мин, температура 350–400 °С) либо в водородной плазме (50–600 эВ, 30–100 мкА/см², 5–100 мин, 20–350 °С). Как показали наши исследования, при гидрогенизации профилированного кремния в источнике Кауфмана изменение рекомбинационной активности КМД существенно зависит от их типа [38]. Так, у слабоотклоненных ГЗ рекомбинационный контраст после такой обработки практически исчезает, тогда как на наиболее активных до пассивации неспециальных ГЗ часть рекомбинационной активности после обработки сохраняется, но величина наведенного тока существенно снижается (рис. 4). В то же время рекомбинационная активность внутризеренных дислокаций после гидрогенизации исчезает практически полностью. Водородная пассивация приводит также к существенному увеличению интегральной диффузионной длины основных носителей заряда (от ~ 10 до 50–60 мкм).

Исследования обработки подложек из профилированного кремния в водородной плазме показали, что изменение активности ГЗ существенно зависит не только от типа границ (отклоненные или случайные), но и от состояния подложек (исходные или отожженные). В работах [33, 39] обнаружено, что различия во влиянии

рости охлаждения 16 °С/мин оставались практически неизменными. Изменения зеренной проводимости в закаленной и медленно охлажденной лентах главным образом определяются уменьшением подвижности носителей, но не их концентрации. Принимая во внимание понижение внутризеренной плотности электрически активных дислокаций после отжига, можно предположить, что последний эффект происходит из-за увеличения концентрации точечных дефектов в объеме зерен после термообработки.

Сказанное означает, что тепловая предыстория образцов может оказывать непосредственное влияние на электрическую активность КМД в кристаллах профилированного кремния. При этом наиболее важную роль в изменениях электрической ак-

атомарного водорода на электрическую активность границ разного типа зависят от плотности оборванных связей (ее величины и распределения в плоскости границы), от соотношения коэффициентов диффузии водорода вдоль границ и в объеме зерен, а также от степени нейтрализации мелких акцепторов в окрестности ГЗ. Это позволило разработать феноменологическую модель [39], описывающую влияние атомарного водорода на характер изменения электрической активности границ зерен в поликремнии и, в частности, впервые идентифицированный в наших работах эффект депассивации границ. Как следует из модели, состояние кристалла определяет соотношение эффективностей пассивации оборванных связей на границе и нейтрализации мелких акцепторов в ее окрестности, приводя к пассивации электрической активности границ в отожженных кристаллах и сосуществованию эффектов пассивации и депассивации в неотожженных.

4. ГИДРОГЕНИЗАЦИЯ МОНОКРЕМНИЯ И КРЕМНИЕВЫХ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

При взаимодействии водорода с солнечными элементами пассивация дефектов является вовсе не единственным механизмом, определяющим изменение параметров СЭ в процессе гидрогенизации. За последнее время установлена существенная роль атомарного водорода в формировании электронных свойств кремния за счет эффектов нейтрализации мелких примесных центров [38, 40, 41], ускорения формирования термодоноров (что означает возможность низкотемпературного легирования [38, 42]), повышения радиационной стойкости [43] и др. Необходимо также принимать во внимание возможную модификацию поверхности солнечного элемента ионным пучком вследствие эффекта подтравливания, которая, по видимому, может как повышать КПД (вследствие увеличения поглощения солнечного света), так и снижать его (из-за локальных изменений толщины $p-n$ -перехода, вплоть до его полного уничтожения). Существует также еще ряд эффектов, способных ухудшить характеристики структуры: увеличение сопротивления контактной сетки, перепыление металла на торцы образца, создание индуцированных водородом пластинчатые дефекты, нано- и микроблистеринг [44, 45] и т. д. Из сказанного становится ясно, что нахождение оптимального с точки зрения повышения КПД режима гидрогенизации СЭ является достаточно нетривиальной задачей.

Кратко рассмотрим последствия воздействия водородной плазмы на изменение некоторых рабочих характеристик кремния p -типа и СЭ на его основе, которые продемонстрируют возможность использования водородно-плазменной обработки как элемента технологии производства СЭ.

Низкотемпературное легирование кремния. Как следует из рис. 5, в пластинах кремния после водородноплазменной обработки при 315°C и последующего термоотжига при 450°C происходит изменение распределения концентрации дырок на глубинах до 2 мкм. Причиной этого является более высокая скорость генерации термодоноров в подповерхностной области пластин, чем в их объеме, за счет каталитического влияния атомарного водорода. Данный результат означает возможность формирования плавно спадающего распределения термодоноров на глубинах, характерных для $p-n$ -переходов в кремниевых СЭ. Это позволит как трансформировать уже существующие $p-n$ -переходы с целью создания дополнительного тянущего электрического поля для ННЗ, так и создавать их в исходных

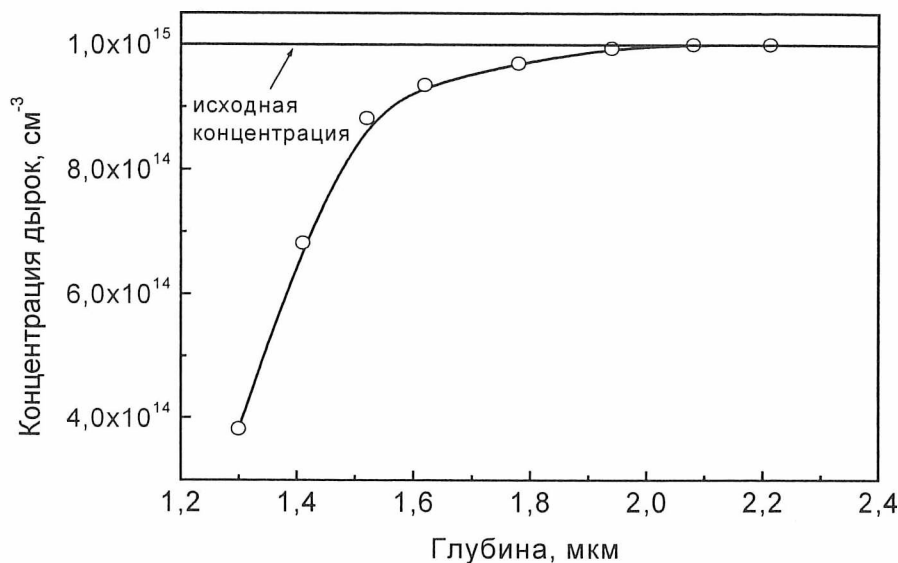


Рис. 5. Распределение концентрации свободных дырок по глубине в кремнии *p*-типа с удельным сопротивлением 12 Ом·см после обработки в водородной плазме в течение 2 ч при 315 °С и последующем отжиге в течение 2 ч при 450 °С.

пластинах кремния *p*-типа проводимости. Как следует из работы [46], в случае растянутого распределения доноров в области *p-n*-перехода такое поле может приводить к повышению КПД кремниевого СЭ.

Повышение радиационной стойкости кремния. В процессе водородно-плазменной обработки кремниевых пластин или СЭ при температурах 260–400 °С накапливаемый атомарный водород частично переходит в молекулярное состояние и не влияет на их свойства. Если СЭ работают в условиях космоса или жестких излучений, в материал вводятся радиационные дефекты (вакансии и междоузельные атомы). Как показано в работе [47], генерация подвижных вакансий и междоузельных атомов вблизи молекулы водорода должна приводить к ее диссоциации на атомарные составляющие, которые в силу их высокой диффузионной подвижности будут быстро диффундировать по кристаллу и пассивировать возникающие радиационные дефекты. Данный эффект «самозалечивания» радиационных дефектов диссоциируемым молекулярным водородом был обнаружен экспериментально в кремнии в работе [43] и может использоваться для повышения радиационной стойкости СЭ. Эксперименты проводились на 3 группах образцов: контрольный (негидрогенизированный) – группа А; гидрогенизированный – группа В; гидрогенизированный и отожженный – группа С.

На рис. 6 представлены концентрации электронов, нормированные на их исходные значения, при 78 К в зависимости от дозы γ -облучения для образцов кремния *n*-типа из всех этих групп. Как видно, скорость удаления свободных электронов за счет образования радиационных дефектов при облучении резко снижается после гидрогенизации. При этом наибольшее повышение радиационной стойкости

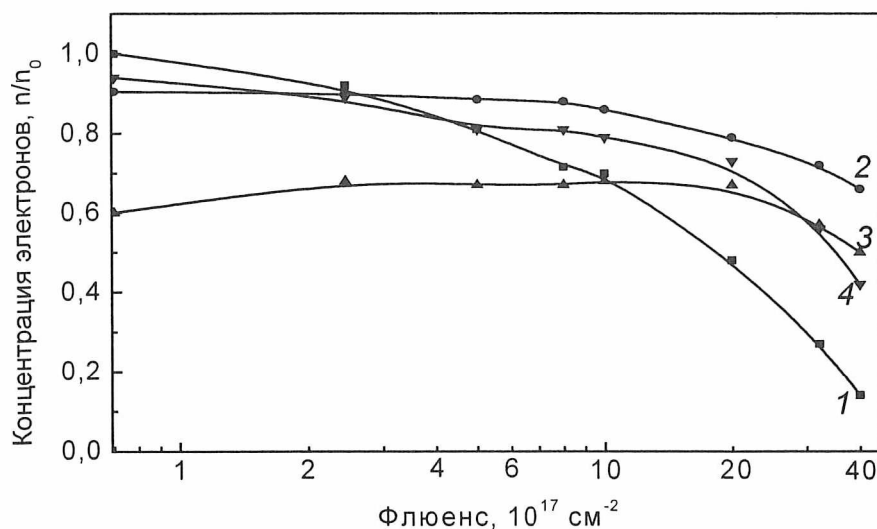


Рис. 6. Приведенная концентрация электронов в кремнии *n*-типа при температуре 78 К как функция флюенса γ -облучения: 1 – группа А; 2, 3 – группа В; 4 – группа С

материала наблюдается для образцов группы С. Данные по холловским концентрациям и подвижности электронов до и после облучения и последующей гидрогенизации также подтверждают этот факт [43].

Влияние водорода на параметры СЭ. Рассмотрим результаты изучения влияния режимов гидрогенизации на рабочие параметры СЭ, изготовленных на подложках легированного бором монокристаллического кремния марки КДБ-1, характеризующегося значениями диффузионной длины ННЗ в диапазоне $L_D = 50\text{--}150$ мкм. В исследованных СЭ *p-n*-переход формировался на глубине 0,45–0,50 мкм путем диффузии фосфора из газовой фазы при температурах порядка 900 °С.

Контактная металлизация на основе серебряных паст наносилась методом трафаретной печати и вжигалась при температурах 550–600 °С. В случае наличия просветляющего покрытия КПД СЭ составлял 13–14 %, однако в наших экспериментах использовались образцы текстурированных СЭ без просветляющего покрытия, которые имели КПД на уровне 10–12 %.

Основными параметрами, определяющими режим гидрогенизации, являются энергия пучка атомарного водорода (в нашем случае 50–4000 эВ), температура СЭ в процессе обработки (20–350 °С), плотность тока ионов (0,1–0,6 мА/см²) и доза гидрогенизации ($1,9 \cdot 10^{17}\text{--}1,5 \cdot 10^{18}$ см⁻², что соответствовало временам облучения 5–40 мин при плотностях тока порядка 0,1 мА/см²). Ниже рассмотрено влияние каждого из этих параметров на эффективность гидрогенизации. Очевидно, что энергия падающих ионов в ее исследованном диапазоне будет определять, в первую очередь, характер изменения поверхностного рельефа СЭ. Как видно из таблицы, при прочих равных условиях максимальное повышение КПД достигается при использовании ионов с энергиями 50–200 эВ.

При увеличении энергии ионов до 500–600 эВ незначительное увеличение КПД отмечается лишь для образцов, характеризующихся изначально низкими значениями КПД. При достижении энергией ионов значений в несколько кэВ, как правило, происходит ухудшение параметров СЭ (см. таблицу). Данный экспериментальный факт может быть объяснен с учетом того, что при энергиях ионов более 200 эВ наблюдается заметное изменение характера рельефа, в частности увеличение перепада высот шероховатостей уже ранее текстурированной поверхности СЭ. Как показали профилометрические измерения, средний перепад высот неоднородностей рельефа после облучения поверхности ионами с энергиями от 500 до 4000 эВ увеличивается как минимум в два раза, достигая значений более 1 мкм. Это, с одной стороны, приводит к лучшему поглощению света и соответственно к увеличению интенсивности фотоотклика во всем спектральном диапазоне. Однако вместе с тем превышение перепада высот неоднородностей рельефа значений глубины $p-n$ -перехода (0,5 мкм) вызывает локальные нарушения (прерывания) последнего и, как следствие, уменьшение КПД элемента. Учитывая сказанное, можно утверждать, что водородно-плазменная обработка рабочей поверхности СЭ с целью их дополнительного текстурирования может оказаться оправданной лишь на стадии до формирования $p-n$ -перехода.

Наблюдаемое увеличение КПД СЭ при их низкотемпературном (20 °С) облучении ионами водорода с энергиями 50–200 эВ можно связать, в первую очередь, с пассивацией ростовых и технологических структурных дефектов. Непосредственным свидетельством улучшения свойств материала (увеличения L_D) является увеличение интенсивности фотоотклика в длинноволновой части спектра относительно таковой в коротковолновой спектральной области после гидрогенизации (рис. 7).

Остановимся теперь на исследовании результатов дозовой и температурной зависимостей эффективности гидрогенизации для повышения КПД. Как показали эксперименты, облучение СЭ ионами оптимальных энергий (50–200 эВ) при комнатной температуре (разогрев плазмой отсутствовал ввиду малой плотности тока ионов) приводило к росту КПД уже после 2–5 мин гидрогенизации, однако величина этого эффекта монотонно уменьшалась при дальнейшей обработке (см. таблицу).

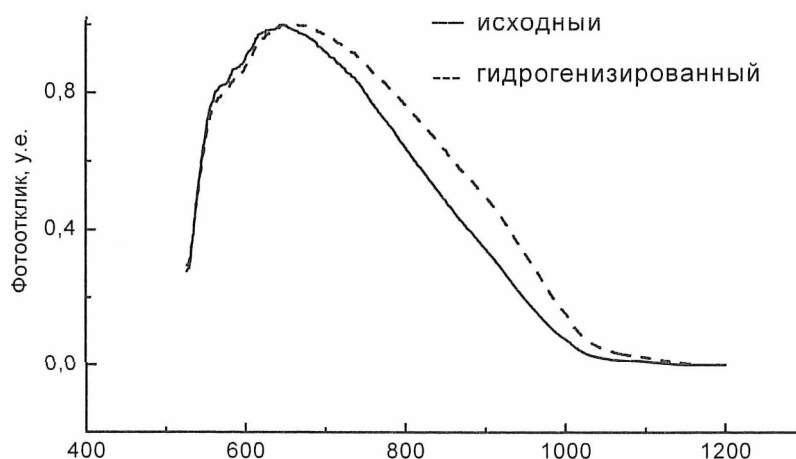


Рис. 7. Спектральные зависимости фотоотклика СЭ до и после гидрогенизации при 340 °С в течение 10 мин

КПД монокремниевых СЭ до и после гидрогенизации

Энергия попов, эВ	Параметры гидрогенизации		Относительное изменение КПД, %
	Длительность облучения, мин	Температура, °С	
55	5	20	4
55	10	20	10-12
55	15	20	8,5-10
100	10	20	6
55	5	20	4
55	10	20	10-12
55	15	20	8,5-10
100	10	20	6
100	15	20	4
200	2,5	20	2
200	5	20	5÷10
200	10	20	6÷13
500	53	20	-20
600	2,5	20	1
600	5	20	8
600	10	235	2
600	20	235	5
600	40	235	5
1200	5	20	-1
1200	40	20	-1
4000	5	20	1
4000	20	20	-7

При повышении температуры гидрогенизации до 200–350 °С либо при последующем отжиге при 350 °С в водородсодержащей среде в течение 10 мин относительный прирост КПД для одних и тех же времен гидрогенизации увеличивается. Такое влияние температуры на рост КПД можно связать с увеличением глубины проникновения водорода с 0,2–0,5 мкм до 2,5–3 мкм (что непосредственно фиксировалось методом ВГИМС) вследствие быстрого увеличения коэффициента диффузии с температурой. Сказанное может означать, что в случае низкотемпературной гидрогенизации водород скапливается преимущественно вблизи поверхности пластины, пассивируя дефекты лишь в небольшой части фотоактивной области элемента и, одновременно создавая такие дефекты, как нанопоры, пластинчатые дефекты и т. д. При повышении же температуры гидрогенизации либо последующем отжиге водород распределяется по глубине более равномерно, пассивируя тем самым дефекты в более толстом слое и практически не образуя дефекты вблизи поверхности.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Kazmerski L. L.* // Renewable and Sustainable Energy Reviews. 1997. V. 1. №1/2. P. 71.
2. *Green M. A.* Silicon Solar Cells. Advanced Principles and Practice. Sydney, 1995.
3. *Maycock T.* // International Photovoltaic Markets, Developments and Trends Forecast to 2010: 1st WCPEC. Hawaii, 1994.