

# Оптические свойства $p-i-n$ -структур на основе аморфного гидрогенизированного кремния с нанокристаллами кремния, сформированными с применением наносекундных лазерных отжигов

© Г.К. Кривякин\*, В.А. Володин\*+, С.А. Кочубей\*, Г.Н. Камаев\*, А. Purkrt\*, Z. Remes\*, R. Fajgar\*, Т.Н. Stuchliková\*, J. Stuchlik\*

\* Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

+ Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия

• Institute of Physics ASCR, 162 00 Praha 6, Czech Republic

♦ Institute of Chemical Process Fundamentals of the ASCR, 165 02 Praha 6, Czech Republic

E-mail: volodin@isp.nsc.ru

(Получена 28 декабря 2015 г. Принята к печати 16 января 2016 г.)

С применением импульсных лазерных отжигов в  $i$ -слоях  $p-i-n$ -структур на основе  $a$ -Si:H были сформированы нанокристаллы Si. Для импульсных воздействий применялся эксимерный лазер XeCl с длиной волны 308 нм, с длительностью импульса 15 нс. Плотность энергии лазерного излучения изменялась в пределах от 100 мДж/см<sup>2</sup> (ниже порога плавления) до 250 мДж/см<sup>2</sup> (выше порога плавления). Оценка размеров нанокристаллов проводилась из анализа спектров комбинационного рассеяния света с использованием модели локализации фононов, средний размер составил от 2.5 до 3.5 нм в зависимости от параметров лазерных воздействий. Созданные  $p-i-n$ -структуры обладали диодными ВАХ. Обнаружен сигнал электролюминесценции в ИК-диапазоне от  $p-i-n$ -структур с нанокристаллами Si, положение пика (0.9–1 эВ) варьировалось с параметрами лазерных воздействий. Излучательные переходы связаны, предположительно, с состояниями на границе нанокристалл/аморфная матрица. Предложенный подход может быть использован для создания светоизлучающих диодов на нетугоплавких подложках.

## 1. Введение

Получение эффективных и высокостабильных солнечных элементов и светодиодов на основе недорогой и широко распространенной тонкопленочной кремниевой технологии остается весьма актуальной задачей. В обоих случаях (солнечные элементы и светодиоды) используются  $p-i-n$ -структуры, а наиболее дешевым и массовым способом их изготовления остается плазмохимическое осаждение (ПХО, или в англоязычной литературе — PECVD). В последние годы усилия исследователей направлены на повышение эффективности данных устройств путем встраивания различных нанокристаллических включений в нелегированный слой ( $i$ -слой) структуры [1,2]. Использование включений из узкозонных материалов приводит к росту поглощения света, что может повысить их эффективность. Для удешевления технологии проще использовать нанокристаллические включения (нанокристаллы —  $nc$ -Si) кремния в  $i$ -слои аморфного гидрогенизированного кремния ( $a$ -Si:H). Преимущества гетеросистемы  $a$ -Si:H/ $nc$ -Si заключается в том, что она сочетает преимущества  $a$ -Si:H, такие как хорошая фотопроводимость, дешевизна технологии и возможность использования нетугоплавких подложек, а включения  $nc$ -Si до 10–15% по объему приводят к стабилизации гетеросистемы, улучшая ее деградационные характеристики [3–5]. Дополнительным плюсом является увеличение поглощения света, обу-

словленное добавкой от  $nc$ -Si к плотности состояний системы [6].

Существуют способы формирования  $nc$ -Si в пленках  $a$ -Si:H непосредственно в процессе осаждения пленок методом ПХО при достаточно низких температурах (менее 300°C). Обычно, для увеличения доли  $nc$ -Si при осаждении используют газовые смеси из моносилана с высоким содержанием водорода [3,7]. Предпринимались также попытки внедрить в слои аморфного кремния нанокристаллы германия [8]. Для формирования многослойных гетероструктур  $a$ -Si:H/ $nc$ -Si используют циклическое осаждение и отжиг в водородной плазме [9]. Кристаллизация пленок  $a$ -Si:H с применением печных отжигов требует температур от 550°C и выше и времен до десятков часов, что требует применения тугоплавких подложек. Поэтому по настоящее время совершенствуются подходы импульсной кристаллизации пленок  $a$ -Si:H [10,11]. Преимущества импульсного лазерного отжига (ИЛО) следующие: 1 — при использовании ультрафиолетового излучения практически все излучение поглощается в слое 10–20 нм, значит можно подобрать режимы, позволяющие ввести  $nc$ -Si только в верхние слои структуры; 2 — за малые времена лазерного импульса и за время (обычно десятки наносекунд) последующего остывания пленки вследствие диффузии тепла из пленки, подложка не успевает перегреться и не деформируется. С конца 80-х годов для ИЛО использовались эксимерные лазеры с длительностью

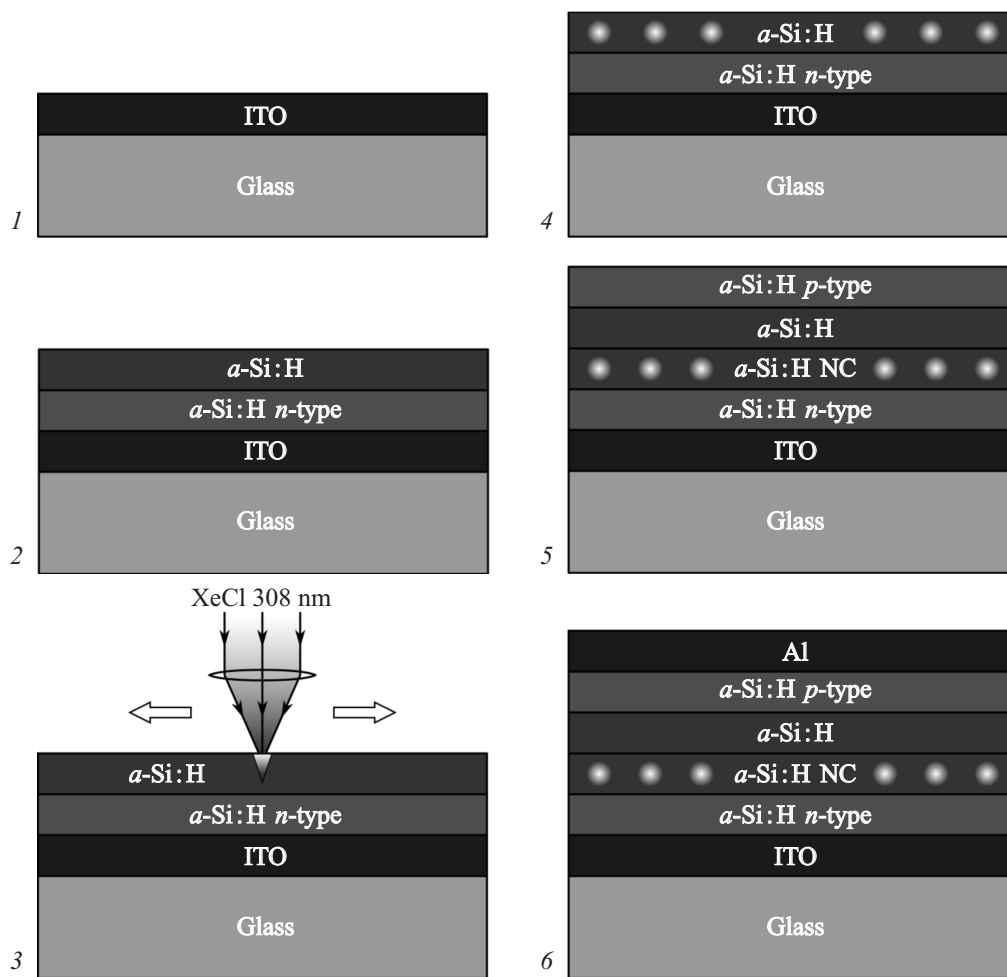


Рис. 1. Этапы изготовления диодных  $p-i-n$ -структур и схематическое изображение структуры образцов.

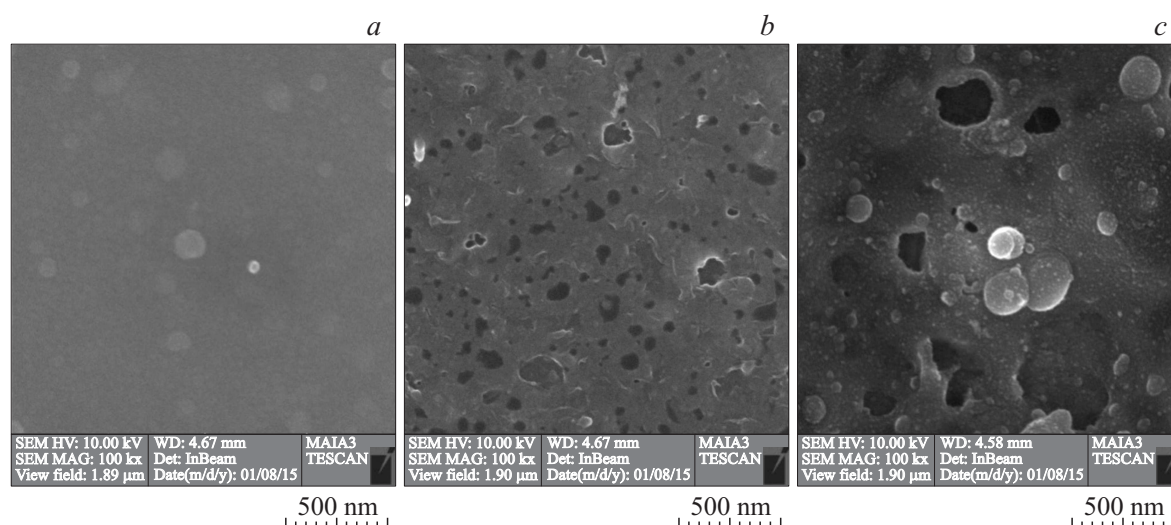
импульса 10–30 наносекунд [12,13]. Можно разделить два подхода, в первом происходит расплав всей пленки либо ее части и кристаллизация при остывании (liquid phase crystallization — LPC) [12,13], во втором не происходит расплава даже верхней части пленки, это твердофазная кристаллизация (solid phase crystallization — SPC) [14,15]. В первом подходе основная проблема для практического применения — это неоднородность рельефа поликристаллической пленки при сканирующихся ИЛО.

В качестве светоизлучающих объектов в  $p-i-n$ -структурах и  $p-n$ -переходах использовались точечные дефекты [16], дислокации [17,18], Ge–Si-наноструктуры [19]. Цель данной работы заключалась в исследовании оптических и электрофизических свойств  $p-i-n$ -структур на основе пленок  $a-Si:H$ , в  $i$ -слоях которых были сформированы  $nc-Si$  с применением наносекундных ИЛО.

## 2. Описание эксперимента

Пленки  $a-Si:H$  были получены с применением метода ПХО из смеси моносилана ( $SiH_4$ ) и водорода при температуре

220°C на нетугоплавких стеклянных подложках. Толщина пленок определялась временем осаждения и контролировалась по данным эллипсометрии и электронной микроскопии. Осаждались как намеренно не легированные пленки, так и пленки  $n$ - и  $p$ -типа. Пленки содержали ~ 25 ат.% водорода. Содержание водорода оценивалось по соотношению интенсивности пиков комбинационного рассеяния света на колебаниях Si–H-связей и Si–Si-связей, по методике, изложенной в [20]. На рис. 1 показаны этапы изготовления и структура слоев. На этапе 1 на стеклянную подложку в качестве прозрачного электрода наносилась пленка оксида индия и олова (ИТО) с поверхностным сопротивлением 40 Ом. Затем осаждались  $n$ -слой  $a-Si:H$  (30 нм) и  $i$ -слой  $a-Si:H$  (60 нм) — этап 2 (см. рис. 1). Затем образцы вынимались из ростового реактора и в нормальных атмосферных условиях производился ИЛО (этап 3). После этого образцы представляли собой структуру, изображенную на рис. 1, этап 4. Образцы исследовались с применением спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), затем осаждались еще один  $i$ -слой (толщиной около 100 нм) и сверху него тонкий  $p$ -слой  $a-Si:H$  (этап 5). Затем изго-



**Рис. 2.** СЭМ-изображение образцов после ИЛО: *a* — 100 мДж/см<sup>2</sup>, 100 импульсов; *b* — 125 мДж/см<sup>2</sup>, 10 импульсов; *c* — 250 мДж/см<sup>2</sup>, 1 импульс.

тавливались контакты из алюминия площадью 0.64 мм<sup>2</sup> (этап *b*). На готовых диодных структурах проводились измерения вольт-амперных характеристик (ВАХ) и спектров электролюминесценции (ЭЛ) при прямом смещении по напряжению. Чтобы избежать нагрева диодов, накачка ЭЛ велась в импульсном режиме, значение максимального тока в импульсе не превышало 2 мА.

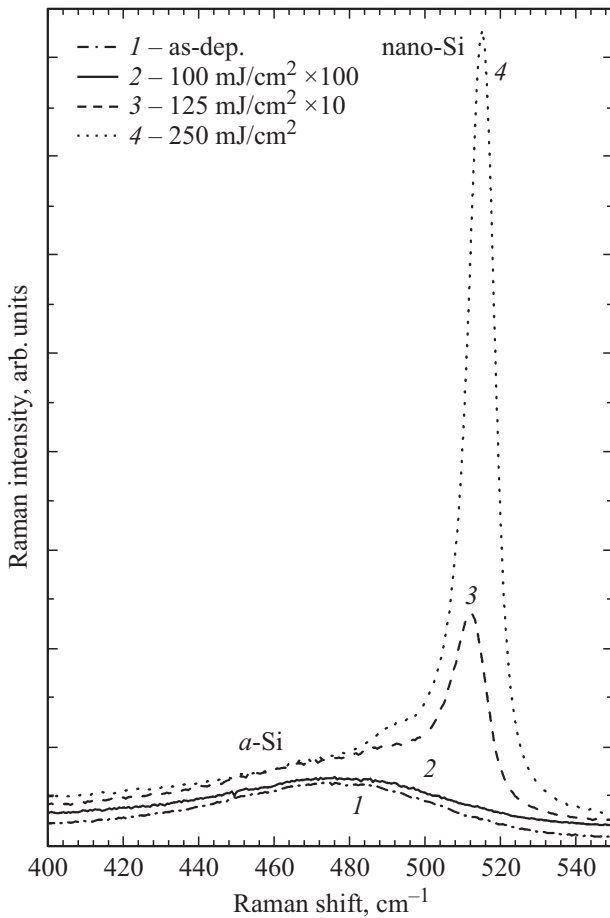
Как уже отмечалось, структурные свойства исходных пленок и пленок после ИЛО были исследованы с помощью метода спектроскопии КРС. Спектры КРС регистрировались при комнатной температуре в геометрии обратного рассеяния, для возбуждения использовалась линия Ar<sup>+</sup>-лазера с длиной волны 514.5 нм. Измерение проводилось с помощью спектрометра T64000 производства компании Horiba Jobin Yvon. Спектральное разрешение было не хуже 2 см<sup>-1</sup>. В качестве детектора использовалась кремниевая матрица фотоприемников, охлаждаемая жидким азотом. Применялась приставка для микроскопических исследований комбинационного рассеяния света. Мощность лазерного пучка на поверхности образца была 2–3 мВт. Для того чтобы минимизировать нагрев структур под лазерным пучком, образец помещался чуть ниже фокуса и размер пятна составлял 10 микрон.

Для ИЛО использовался эксимерный лазер XeCl с длиной волны 308 нм, длительностью импульса 15 нс, энергия в импульсе составляла 50 мДж. Для фокусировки излучения лазера на образец использовалась кварцевая линза, образец помещался ниже фокуса, размер лазерного пятна на образце мог изменяться контролируемо. Плотность энергии лазерного излучения контролируемо изменялась в пределах от 100 до 250 мДж/см<sup>2</sup>. Распределение плотности энергии в центре лазерного пятна было достаточно однородно и спадало к краям пятна в соответствии с функцией Гаусса. Далее под плотностью энергии в импульсе понимается максимальная плотность энергии (в центре пятна).

### 3. Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлены СЭМ изображения образцов после ИЛО. Поверхность образца после ИЛО с плотностью энергии в импульсе (laser fluence) 100 мДж/см<sup>2</sup> (рис. 2 — слева) не отличалась от поверхности исходно-осажденного образца (не показана на рис. 2). В образце после ИЛО с плотностью энергии в импульсе 125 мДж/см<sup>2</sup> (рис. 2 — в центре) наблюдается некоторое изменение рельефа, которое становится весьма заметным для образца после ИЛО с плотностью энергии в импульсе 250 мДж/см<sup>2</sup> (рис. 2 — справа). Изменения рельефа обусловлены частичным (в случае 125 мДж/см<sup>2</sup>) либо почти полным плавлением слоев (250 мДж/см<sup>2</sup>). Известно, что порог плавления слоев при ИЛО с длиной волны 308 нм и длительностью импульса 10–20 наносекунд составляет 120–140 мДж/см<sup>2</sup> [13]. Мы провели ИЛО без плавления, с частичным плавлением и с почти полным плавлением пленок.

На рис. 3 представлены спектры КРС исходной пленки и пленок после ИЛО. Вследствие отсутствия трансляционной симметрии оптические переходы в аморфном кремнии не ограничены законом сохранения квазиимпульса, поэтому его спектр КРС в оптической области характеризуется эффективной плотностью колебательных состояний, и представляет собой широкую полосу с максимумом в 475–480 см<sup>-1</sup>. Из спектра явно видно, что исходная пленка кремния является полностью аморфной, а также что ИЛО с плотностью энергии в импульсе 100 мДж/см<sup>2</sup> даже после 100 импульсов практически не привели к изменению спектра. Это говорит о том, что если такие ИЛО приводят к формированию *nc*-Si, их объемная доля меньше порога обнаружения в наших условиях (около 2%, как было оценено в работе [21]). Известно также, что чем меньше размеры *nc*-Si, тем меньший вклад они вносят в интенсивность



**Рис. 3.** Спектры КРС исходной пленки (кривая 1) и образцов после ИЛО: 2 — 100 мДж/см<sup>2</sup>, 100 импульсов; 3 — 125 мДж/см<sup>2</sup>, 10 импульсов; 4 — 250 мДж/см<sup>2</sup>, 1 импульс.

пика КРС [3,22]. Таким образом, в аморфной пленке (спектр 2 на рис. 3) объемная доля нанокристаллов составляет менее 2%, а их размеры очень малы.

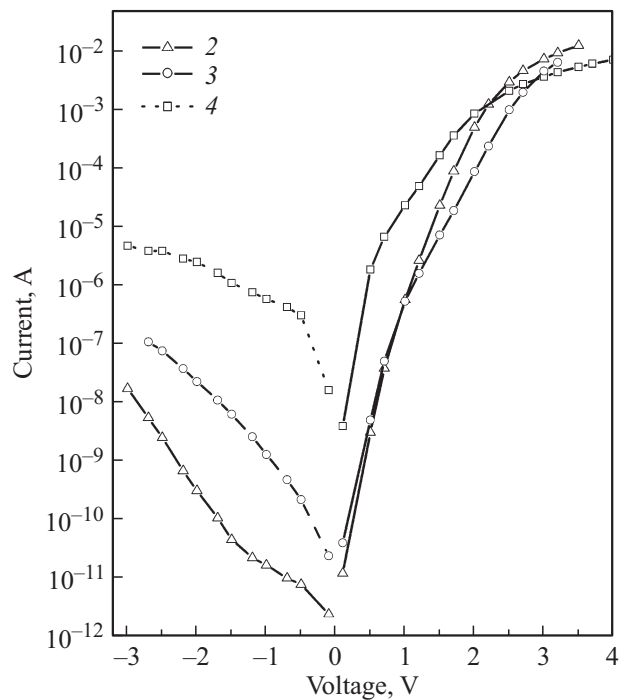
ИЛО с большей плотностью энергии лазерного воздействия модифицировали структуру исходной пленки (кривые 3 и 4 на рис. 3). Видно, что „нанокристаллические“ пики возникают вследствие рассеяния света на фонах, локализованных в кристаллических зернах кремния. Собственные колебательные моды нанокристаллов являются пространственно локализованными, поэтому в оптической области их спектр КРС характеризуется пиком, положение которого сильно зависит от размеров нанокристаллов. Ширина пика определяется дисперсией нанокристаллов по размерам, а также временем жизни фононов. Интенсивность пика пропорциональна доле нанокристаллической фазы. Положение пика КРС от монокристаллического кремния составляет 520.6 см<sup>-1</sup>. Модели, описывающие зависимость положения пика от размеров нанокристаллов кремния (модели локализации фононов), широко известны и апробированы, зависимость положения пика от средних размеров *nc-Si* приведена, например, в работах [23,24]. Относительно небольшой „нанокристаллический“ пик появляется при

ИЛО с плотностью энергии 125 мДж/см<sup>2</sup>, 10 импульсов (кривая 3 на рис. 4). Доля кристаллической фазы определяется как

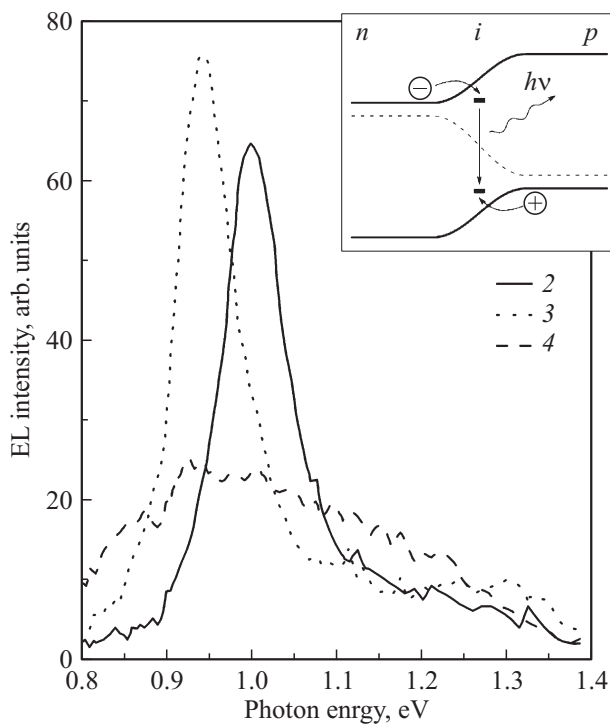
$$f_c = \frac{I_c}{\Sigma I_a + I_c}, \tag{1}$$

где  $I_c$  и  $I_a$  — это интегральная интенсивность кристаллического и аморфного пиков соответственно,  $\Sigma$  — соотношение сечений КРС для нанокристаллического и аморфного кремния [21,22]. Наши оценки показывают, что доля кристаллической фазы в случае ИЛО с плотностью энергии 125 мДж/см<sup>2</sup> составляет 20%. Из анализа положения „нанокристаллического“ пика (512 см<sup>-1</sup>) средний размер нанокристаллов Si составляет для этой пленки 2.5 нм. Видно, что интенсивность „нанокристаллического“ пика растет с ростом плотности энергии в лазерном импульсе. Из положения пика (515.5 см<sup>-1</sup>) следует, что размер нанокристаллов Si в пленке после ИЛО с плотностью энергии 250 мДж/см<sup>2</sup> (кривая 4 на рис. 3) достигает 3.5 нм. Пленка при этом практически полностью кристаллизована, доля кристаллической фазы составляет 80%.

На рис. 4 приведены ВАХ изготовленных диодных структур. Данные для исходно-осажденных образцов были схожи с ВАХ образца после ИЛО с плотностью энергии 100 мДж/см<sup>2</sup> (кривая 2) и поэтому не приведены здесь (для удобства восприятия нумерация кривых сохранена такая же, как и на рис. 3). Стоит отметить лишь то, что ток на обратной ветви ВАХ для исходно-осажденных образцов был примерно на порядок меньше, чем для образца после ИЛО с плотностью



**Рис. 4.** Вольт-амперные характеристики диодных структур после ИЛО: 2 — 100 мДж/см<sup>2</sup>, 100 импульсов; 3 — 125 мДж/см<sup>2</sup>, 10 импульсов; 4 — 250 мДж/см<sup>2</sup>, 1 импульс.



**Рис. 5.** Спектры электролюминесценции диодных структур после ИЛО: 2 — 100 мДж/см<sup>2</sup>, 100 импульсов; 3 — 125 мДж/см<sup>2</sup>, 10 импульсов; 4 — 250 мДж/см<sup>2</sup>, 1 импульс. На вставке показан предположительный механизм возникновения ЭЛ.

энергии 100 мДж/см<sup>2</sup>, при этом прямые ветви ВАХ для этих образцов практически совпадали. Из рис. 4 видно, что все образцы обладают диодными свойствами, при этом ИЛО несколько ухудшают диодные характеристики — ток на обратной ветви возрастает. Наиболее ярко это видно для образца после ИЛО с плотностью энергии 250 мДж/см<sup>2</sup> (кривая 4 на рис. 4). По-видимому, это связано с тем, что при таких обработках возможно „перемешивание“ *n*- и *i*-слоев в режиме жидкофазной кристаллизации. Для двух других образцов (кривые 2 и 3) некоторая деградация диодных характеристик, возможно, обусловлена созданием связанных с нанокристаллами Si глубоких центров в результате ИЛО (приводящих к генерационно-рекомбинационному току). Другой причиной может быть дегидрогенизация слоев при ИЛО (что также приводит к образованию глубоких центров — оборванных связей). Эффекты „импульсной“ дегидрогенизации (ухода водорода при ИЛО) наблюдались ранее, например в работе [25].

На рис. 5 приведены спектры ЭЛ диодных структур (для удобства восприятия нумерация кривых сохранена такая же, как и на рис. 3). Для исходно-осажденной структуры (без ИЛО) ЭЛ не наблюдалась, поэтому ее спектр не приведен здесь. Отметим, что заметная ЭЛ наблюдалась в случае гетерофазной системы (смесь *a*-Si:H/*nc*-Si) для *n*- и *i*-слоев. В случае практически однофазной структуры (*n*- и *i*-слои в результате ИЛО практически полностью кристаллизованы) сигнал ЭЛ

был гораздо меньше, а ширина его больше (кривая 4). Основным результатом является то, что в образце, в котором после ИЛО объем нанокристаллической фазы ниже порога обнаружения в спектрах КРС (кривая 2), наблюдается интенсивная ЭЛ с максимумом около 1 эВ. Таким образом, энергия излучательных переходов меньше, чем запрещенная зона в кремнии, и гораздо меньше, чем переходы на хвостах в плотности состояний в *a*-Si:H (1.25–1.5 эВ, в зависимости от содержания водорода) [26,27]. Увеличение плотности энергии при ИЛО приводит к небольшому росту и смещению сигнала ЭЛ до 0.95 эВ (кривая 3). Эта энергия близка к энергии излучательных переходов, связанных с дефектами в *a*-Si:H (0.8–0.9 эВ) (см. обзор [26] и ссылки в нем). Излучательные переходы с энергий ~ 0.9 эВ в гетерофазной системе *a*-Si:H/*nc*-Si обычно связывают с состояниями на границе *nc*-Si [3]. На вставке к рис. 5 продемонстрирована схема возникновения ЭЛ, светоизлучающие центры предположительно находятся в *i*-слое, это ловушки для электронов и дырок на границе нанокристаллов. Подтверждение этого предположения, как и проблема влияния возможных загрязнений, вносимых из атмосферы при ИЛО [8], требует дальнейших исследований. По данным литературы, внешний квантовый выход светоизлучающих диодов на основе *nc*-Si достигает 8.6%, правда, в этом случае использовались гибридные структуры с органическими слоями, и диапазон излучения составлял 1.3–2 эВ [28]. К сожалению, в нашем случае невозможно было оценить КПД светоизлучающего диода, отметим, что излучение регистрировалось со стороны электрода ИТО, прозрачного в видимом диапазоне (коэффициент пропускания 80%). Однако в ИК-диапазоне поглощение пленки ИТО сильно растет вследствие поглощения на свободных электронах. Таким образом, вопрос оптимизации структуры диода с целью увеличения внешней эффективности также является предметом дальнейших исследований.

#### 4. Заключение

Реализован способ формирования нанокристаллов кремния в *p-i-n*-структурах на основе аморфного гидрогенизированного кремния с использованием наносекундных импульсных лазерных отжигов. Разработанный подход может быть использован для создания диодных структур с нанокристаллами кремния в *i*-слое на нетугоплавких подложках. Созданные структуры обладали диодными ВАХ, в них впервые была обнаружена интенсивная электролюминесценция в ИК-диапазоне. Управляя структурными параметрами, меняя средние размеры и объемную долю нанокристаллов кремния при изменении режимов импульсных лазерных отжигов, можно модифицировать спектры электролюминесценции.

Работа была поддержана программой LH12236 (MSMT KONTAKT II), Czech Republic. Авторы благодарны К.С. Журавлеву (ИФП СО РАН) за организационную поддержку.



## Список литературы

- [1] N.G. Galkin, K.N. Galkin, I.M. Chernev, R. Fajgar, T.H. Stuchlikova, Z. Remes, J. Stuchlik. *Phys. Status Solidi C*, **10**, 1712 (2013).
- [2] N.G. Galkin, K.N. Galkin, I.M. Chernev, R. Fajgar, T.H. Stuchlikova, J. Stuchlik, Z. Remes. *JAP Conf. Proc.*, **3**, 011104 (2015).
- [3] A.V. Emelyanov, A.G. Kazanskii, P.A. Forsh, D.M. Zhigunov, M.V. Khenkin, N.N. Petrova, A.V. Kukin, E.I. Terukov, P.K. Kashkarov. *J. Nanoelectron. Optoelectron.*, **10**, 649 (2015).
- [4] C.R. Wronski, J.M. Pearce, J. Deng, V. Vlahos, R.W. Collins. *Thin Sol. Films*, **451–452**, 470 (2004).
- [5] А.Г. Казанский, Е.И. Теруков, П.А. Форш, J.P. Kleider. *ФТП*, **44**, 513 (2010).
- [6] M. van Sebillе, R.A. Vasudevan, R.J. Lancee, R.A.C.M.M. van Swaaij, M. Zeman. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **48**, 325302 (2015).
- [7] А.В. Емельянов, Е.А. Константинова, П.А. Форш, А.Г. Казанский, М.В. Хенкин, Н.Н. Петрова, Е.И. Теруков, Д.А. Кириленко, Н.А. Берг, С.Г. Конников, П.К. Кашкаров. *Письма ЖЭТФ*, **97**, 536 (2013).
- [8] А.В. Двуреченский, В.А. Володин, Г.К. Кривякин, А.А. Шкляев, С.А. Кочубей, И.Г. Неизвестный, J. Stuchlik. (Будет опубликована в 2016 г.)
- [9] В.П. Афанасьев, А.С. Гудовских, А.З. Казак-Казакевич, А.П. Сазанов, И.Н. Трапезникова, Е.И. Теруков. *ФТП*, **38**, 226 (2004).
- [10] В.А. Володин, А.С. Качко. *ФТП*, **45**, 268 (2011).
- [11] А.В. Емельянов, А.Г. Казанский, П.К. Кашкаров, О.И. Коньков, Е.И. Теруков, П.А. Форш, М.В. Хенкин, А.В. Кукин, М. Beresna, P. Kazansky. *ФТП*, **46**, 769 (2012).
- [12] T. Sameshima, M. Hara, N. Sano, S. Usui. *J. Appl. Phys.*, **29**, L1363 (1990).
- [13] T. Sameshima, S. Usui. *J. Appl. Phys.*, **70**, 1281 (1991).
- [14] M.D. Efremov, V.V. Bolotov, V.A. Volodin, L.I. Fedina, E.A. Lipatnikov. *J. Phys.: Condens. Matter*, **8**, 273 (1996).
- [15] М.Д. Ефремов, В.В. Болотов, В.А. Володин, С.А. Кочубей, А.В. Кретинин. *ФТП*, **36**, 109 (2002).
- [16] Р.В. Кузьмин, Н.Т. Баграев, Л.Е. Клячкин, А.М. Маляренко. *ФТП*, **49**, 1258 (2015).
- [17] Н.А. Соболев, А.Е. Калядин, М.В. Коновалов, П.Н. Аруев, В.В. Забродский, Е.И. Шек, К.Ф. Штельмах, А.Н. Михайлов, Д.И. Тетельбаум. *ФТП*, **50**, 241 (2016).
- [18] Н.А. Соболев, К.Ф. Штельмах, А.Е. Калядин, П.Н. Аруев, В.В. Забродский, Е.И. Шек, D. Yang. *ФТП*, **50**, 254 (2016).
- [19] А.Е. Калядин, Н.А. Соболев, А.М. Стрельчук, П.Н. Аруев, В.В. Забродский, Е.И. Шек. *ФТП*, **50**, 250 (2016).
- [20] V.A. Volodin, D.I. Koshelev. *J. Raman Spectroscopy*, **44**, 1760 (2013).
- [21] И.Г. Неизвестный, М.Д. Ефремов, В.А. Володин, Г.Н. Камаев, А.В. Вишняков, С.А. Аржанникова. *Поверхность*, **9**, 95 (2007).
- [22] R. Tsu, J.G.-Hernandes, S.S. Chao, S.C. Lee, K. Tanaka. *Appl. Phys. Lett.*, **40**, 534 (1982).
- [23] V. Pailard, P. Puech. *J. Appl. Phys.*, **86**, 1921 (1999).
- [24] В.А. Володин, В.А. Сачков. *ЖЭТФ*, **143**, 100 (2013).
- [25] К.О. Bugaev, А.А. Zelenina, V.A. Volodin. *Int. J. Spectroscopy*, **2012**, 281851 (2012).
- [26] R.A. Street. *Adv. Phys.*, **30**, 593 (1981).
- [27] Дж. Джоунопулос, Дж. Люковски. *Физика гидрогенизированного кремния*. В 2-х кн.; Кн. 1 (М., Мир, 1987) с. 193.
- [28] Kai-Yuan Cheng, Rebecca Anthony, Uwe R. Kortshagen, Russell J. Holmes. *Nano Lett.*, **11**, 1952 (2011).

Редактор А.Н. Смирнов

### Optical properties of $a$ -Si:H based $p-i-n$ -structures with Si nanocrystals formed in $i$ -layers using nanosecond pulse laser annealing

G.K. Krivyakin\*, V.A. Volodin\*\*+, S.A. Kochubei\*, G.N. Kamaev\*, A. Purkrt\*, Z. Remes\*, R. Fajgar\*, T.H. Stuchliková\*, J. Stuchlik\*

\* Institute of Semiconductor Physics, Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

+ Novosibirsk State University, 630090 Novosibirsk, Russia

• Institute of Physics ASCR, 62 00 Praha 6, Czech Republic

♦ Institute of Chemical Process Fundamentals of the ASCR, 65 02 Praha 6, Czech Republic

**Abstract** Si nanocrystals were formed in the  $i$ -layers of  $a$ -Si:H based  $p-i-n$ -structures using pulse excimer laser annealing (ELA). The excimer XeCl laser with a wavelength of 308 nm, pulse duration of 15 ns was used for ELA. The laser fluence was varied between 100 mJ/cm<sup>2</sup> (below a melting threshold) to 250 mJ/cm<sup>2</sup> (above the threshold). Evaluation of the size of the nanocrystals was carried out from Raman spectra analysis using phonon confinement model, the average size was ranged from 2.5 to 3.5 nm, depending on the parameters of ELA. Current-voltage measurements have shown that  $p-i-n$ -structures have diode characteristics. The electroluminescence signal was detected in the infrared range for the  $p-i-n$ -structures with Si nanocrystals, peak position (0.9–1 eV) was varied with the parameters of ELA. Radiative transitions associated presumably with interface states at nanocrystal amorphous matrix. The proposed approach can be used to produce light-emitting diodes on not refractory substrates.