

# Особенности электропроводности легированных пленок $\alpha$ -Si:H с нанокристаллами кремния

© С.А. Аржанникова, М.Д. Ефремов<sup>¶</sup>, Г.Н. Камаев, А.В. Вишняков, В.А. Володин

Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,  
630090 Новосибирск, Россия

(Получена 21 июня 2004 г. Принята к печати 12 июля 2004 г.)

Проведено исследование электрофизических свойств нелегированных и намеренно легированных фосфором пленок  $\alpha$ -Si:H, содержащих нанокристаллы кремния. Нанокристаллы кремния формировались при твердофазном фазовом переходе в результате наносекундного воздействия излучения эксимерного ХеСl-лазера на аморфную пленку. Образование нанокристаллов в нелегированных пленках сопровождалось увеличением проводимости на 2–3 порядка с одновременным уменьшением эффективной энергии активации проводимости с 0.7 до 0.14 эВ. Размер нанокристаллов составлял величину от 2 до 10 нм в зависимости от режимов лазерных обработок, что было определено исходя из данных комбинационного рассеяния света и высокоразрешающей электронной микроскопии. На основе расчета энергий локализованных состояний электронов и дырок в нанокристаллах получена температурная зависимость уровня Ферми. Показано, что при понижении температуры уровень Ферми стремится к энергии состояний в нанокристаллах кремния в широком интервале концентраций легирующей примеси. Привязка уровня Ферми к состояниям в нанокристаллах является следствием их многозарядности. Обнаружено, что при лазерных обработках легированных аморфных пленок кремния происходит эффективная трансформация фосфора в электрически активное состояние, что является актуальным для создания мелких  $p$ - $n$ -переходов и контактов к аморфным пленкам кремния.

## 1. Введение

В настоящее время широкоформатная микроэлектроника является одной из наиболее динамично развивающихся областей электроники, которая определяет прогресс в создании плоских матричных устройств отображения информации, а в последнее время и сенсорных устройств [1]. Основным элементом управления активных матриц (АМ) является тонкопленочный транзистор (ТПТ) на основе аморфного кремния. Все возрастающие требования к параметрам ТПТ определяют необходимость перехода к использованию пленок поликремния в качестве базового материала, что может быть достигнуто при использовании эксимерных лазеров для кристаллизации пленок аморфного кремния на нетугоплавких подложках [2,3]. Кроме того, при создании ТПТ на основе пленок аморфного кремния весьма актуальна задача формирования сток-истоковых областей. Для того чтобы сформировать  $p$ - $n$ -переходы в сток-истоковых областях, можно использовать излучение эксимерных лазеров для активации мелкой примеси. Преимуществом такого способа является как формирование мелких  $p$ - $n$ -переходов, так и возможность совмещения кристаллизующих обработок с операцией формирования сток-истоковых областей. Однако известно, что при низкоэнергетических лазерных обработках в пленке аморфного кремния образуются нанокристаллические включения [4,5], которые могут иметь дискретный энергетический спектр и могут вести себя как многозарядные центры. Можно ожидать, что нанокристаллы кремния, являясь электрически активными

центрами, будут влиять на проводимость пленок наряду с мелкой примесью в электрически активном состоянии.

Задачей данной работы является сопоставление электропроводности легированных и нелегированных пленок аморфного кремния после воздействия на них наносекундного ультрафиолетового излучения эксимерного лазера. С этой целью проведены исследования структуры и проводимости пленок наноструктурированного кремния, полученных в результате импульсного лазерного воздействия на пленки аморфного кремния. Также проведены расчеты по влиянию нанокристаллов кремния на положение уровня Ферми в легированных пленках аморфного кремния, проведена оценка значений проводимости.

## 2. Эксперимент

Исследуемые пленки  $\alpha$ -Si:H были осаждены на стеклянные подложки Corning 7059 методом плазмохимического осаждения при температуре 230°C. Толщина пленок составляла 100 нм, содержание водорода — около 20%. Для изучения эффекта активации примеси лазерными обработками в часть образцов имплантировали ионы фосфора дозой  $2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$  с энергией 60 кэВ.

Лазерные обработки проводились с использованием ХеСl-эксимерного импульсного лазера с длиной волны излучения 308 нм. Плотность энергии лазерного излучения в импульсе варьировалась от 75 до 100 мДж/см<sup>2</sup>, что меньше пороговой плотности, необходимой для возникновения макроскопических областей расплава пленки аморфного кремния [6]. Образцы обрабатывались как одиночными импульсами, так и сериями до 1000 импуль-

<sup>¶</sup> E-mail: efremov@isp.nsc.ru

сов с малой плотностью энергии для создания большей концентрации нанокристаллов.

Изучение структуры полученных пленок проводилось по спектрам комбинационного рассеяния света (КРС) и по данным высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ). Исследование электрофизических свойств пленок проводилось на основе измерений температурных зависимостей темновой проводимости полученных структур.

### 3. Результаты и обсуждение

#### 3.1. Проводимость пленок гидрогенизированного аморфного кремния с нанокристаллами

На рис. 1 приведены температурные зависимости проводимости исходной пленки  $\alpha$ -Si:H (кривая 1) и пленок, обработанных эксимерным лазером (ELA) в режиме 80 мДж/см<sup>2</sup> с количеством импульсов 100 (кривая 2) и 500 (кривая 3). Эффективная энергия активации проводимости исходного образца составляет 0.7 эВ, что соответствует обычным значениям для аморфных гидрогенизированных пленок кремния. Проводимость при комнатной температуре была равна  $1.4 \cdot 10^{-10}$  Ом<sup>-1</sup> · см<sup>-1</sup>. После обработок излучением эксимерного лазера с плотностью энергии 80 мДж/см<sup>2</sup> с количеством импульсов 100 наклон зависимости проводимости изменяется при температурах ниже 285 К, и энергия активации становится равной 0.17 эВ. Наклон проводимости пленки после обработки дозой 80 мДж/см<sup>2</sup> × 500 импульсов изменился во всем диапазоне температур, и энергия активации проводимости для таких пленок составляет 0.14 эВ. Данные КРС показывают (рис. 2), что при такой плотности энергии размер нанокристаллов составляет в среднем 2 нм, а увеличение числа импульсов приводит к увеличению числа нанокристаллов. Общее содержание кристаллической фазы по данным КРС остается менее 1% для образца, температурная зависимость проводимости которого отражена кривой 2 на рис. 1. Для случая кривой 3 содержание кристаллической фазы составляет 35%. Оценки содержания кристаллической фазы и средних размеров кристаллитов были сделаны исходя из данных КРС (рис. 2) в соответствии с методикой, изложенной в работах [7–10]. По данным КРС и ВРЭМ увеличение плотности энергии в импульсе приводит к увеличению среднего размера формируемых нанокристаллов. Так, при повышении плотности энергии до 100 Дж/см<sup>2</sup> средний размер вводимых нанокристаллов увеличивается и составляет 8 нм.

Можно предположить, что состояния, связанные с нанокристаллами кремния, могут влиять как на положение уровня Ферми, что приводит к изменению проводимости по распространенным состояниям, так и непосредственно участвовать в транспорте заряда по прыжковому механизму. В этом контексте нанокристаллы являются как бы легирующими центрами [11].

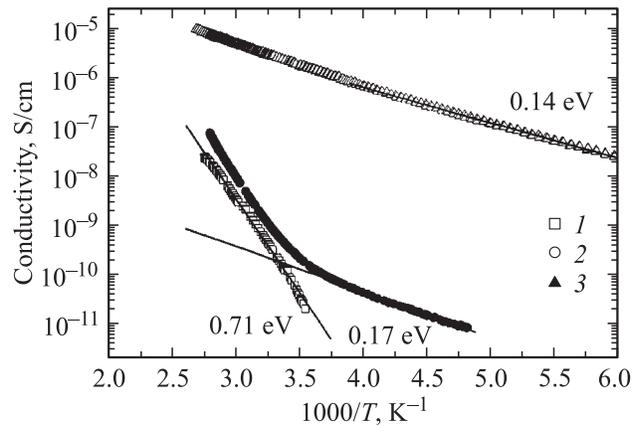


Рис. 1. Температурная зависимость проводимости: 1 — исходной пленки  $\alpha$ -Si:H, 2 и 3 — пленок  $\alpha$ -Si с нанокристаллами размером 2 нм, введенными лазерными обработками 80 мДж/см<sup>2</sup> с количеством импульсов 100 и 500 соответственно.

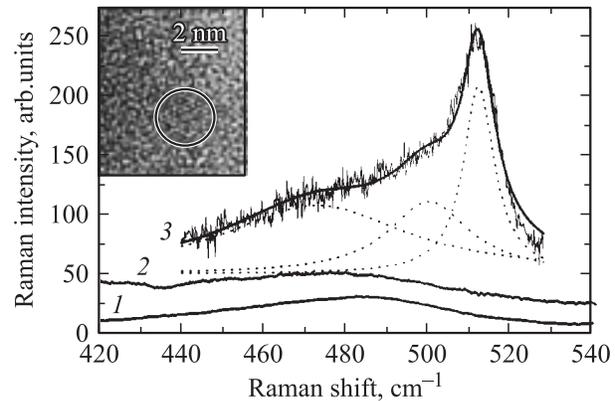


Рис. 2. Спектры комбинационного рассеяния света для: 1 — исходной пленки  $\alpha$ -Si:H, 2 и 3 — пленок  $\alpha$ -Si с нанокристаллами со средним размером 2 нм, введенными лазерными обработками 80 мДж/см<sup>2</sup> с количеством импульсов 100 и 500 соответственно. Вставка — данные ВРЭМ.

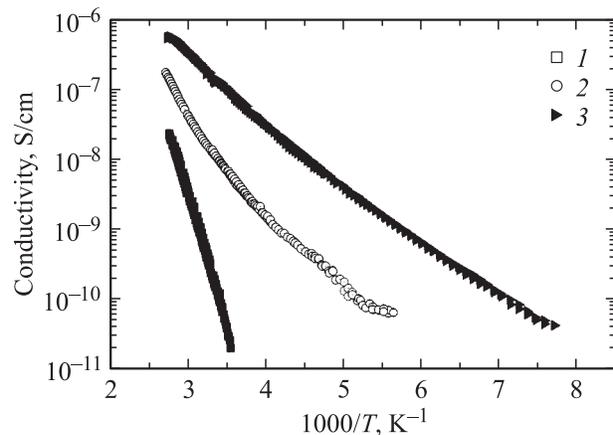
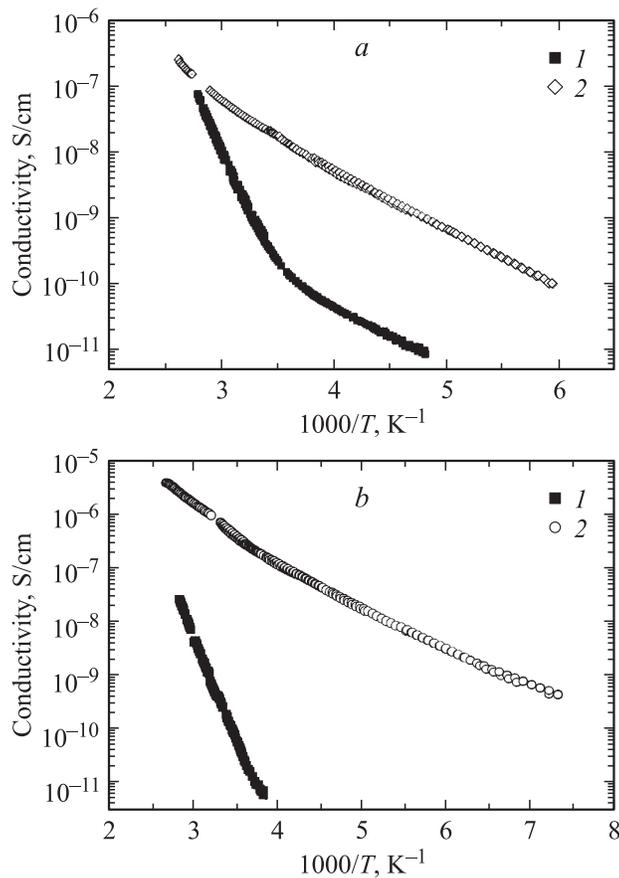


Рис. 3. Температурная зависимость проводимости: 1 — исходной пленки  $\alpha$ -Si:H, 2 — пленки  $\alpha$ -Si:H, имплантированной фосфором. 3 — пленки  $\alpha$ -Si:H, имплантированной фосфором и обработанной эксимерным лазером.



**Рис. 4.** Температурная зависимость проводимости пленок  $\alpha$ -Si:H, обработанных 100 импульсами эксимерного лазера с плотностью энергии, мДж/см<sup>2</sup>: *a* — 80, *b* — 100. Кривая 2 — пленка, имплантированная фосфором.

Были проведены эксперименты, направленные на исследование активации примеси при лазерных обработках и соответствующего изменения проводимости обработанных пленок. На рис. 3 сравниваются температурные зависимости проводимости исходной аморфной пленки, пленки, облученной ионами фосфора, и пленки с фосфором, прошедшей последующую лазерную обработку. После имплантации фосфора проводимость пленок при комнатной температуре возрастает на 2 порядка, а энергия активации проводимости уменьшается с 0.7 до 0.18 эВ. Оценка концентрации внедренного фосфора дает значение  $2 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>, однако значительная его часть остается в электрически неактивном состоянии. Последующая лазерная обработка с плотностью энергии 80 мДж/см<sup>2</sup>  $\times$  1000 импульсов увеличивает проводимость пленок и уменьшает энергию активации проводимости до 0.15 эВ. По-видимому, увеличение проводимости с одновременным уменьшением энергии активации свидетельствует о том, что положение уровня Ферми изменяется за счет перехода части внедренного фосфора в электрически активное состояние.

На рис. 4, *a* и 4, *b* показаны температурные зависимости проводимости облученных и необлученных

фосфором пленок после лазерных обработок. Введение примеси и последующие лазерные обработки изменяют проводимость пленок на несколько порядков. Причем с повышением плотности энергии в импульсе эффект более значителен. Значение проводимости при комнатной температуре повышалось до  $10^{-6}$  Ом<sup>-1</sup> · см<sup>-1</sup> (кривая 2 на рис. 4, *b*).

Таким образом, в эксперименте после лазерных обработок наблюдается увеличение проводимости пленок аморфного гидрогенизированного кремния, как легированных, так и нелегированных, с одновременным уменьшением эффективной энергии активации. Сопоставление экспериментальных данных для обработанных в одних и тех же режимах легированных и нелегированных пленок позволяет сделать вывод о том, что при лазерных обработках происходит переход атомов фосфора в электрически активное состояние. Несмотря на схожесть результатов при внедрении мелкой примеси и нанокристаллов, механизмы роста проводимости могут быть различны. Для того чтобы выявить влияние нанокристаллов на положение уровня Ферми в аморфных пленках кремния, были проведены соответствующие расчеты.

### 3.2. Расчет влияния нанокристаллов на положение уровня Ферми в легированных пленках кремния

Для оценки влияния нанокристаллов на проводимость пленок гидрогенизированного аморфного кремния и на энергию активации проводимости был проведен расчет положения уровня Ферми в зависимости от степени легирования пленки. В расчетах учитывались состояния в зонах, примесные энергетические состояния, а также плотность состояний в запрещенной зоне, свойственная аморфному гидрогенизированному кремнию [12]. Вклад нанокристаллов учитывался введением в расчет многозарядных центров, зарядовое состояние которых зависит от числа электронов, находящихся в нанокристалле.

Расчет энергетического спектра нанокристаллов проведен в зависимости от их размера. Нанокристалл моделировался сферической потенциальной ямой с разрывом потенциала и массы на границе. Хорошо известно, что задача о сферической потенциальной яме сводится к одномерной задаче [13], а для орбитального момента, равного нулю, можно воспользоваться решением задачи об одномерной потенциальной яме:

$$\frac{d^2\chi(r)}{dr^2} + \left[ \frac{2m}{\hbar^2} (E - U(r)) \right] \chi(r) = 0,$$

где  $\chi(r)/r$  определяет радиальную часть волновой функции. Должно выполняться условие  $\chi(r) = 0$  при  $r = 0$  с тем, чтобы обеспечить конечность волновой функции в начале координат, выполнение которого может быть обеспечено бесконечно высокой стенкой потенциала при  $r = 0$ . Роль ширины ямы выполняет радиус нанокристал-

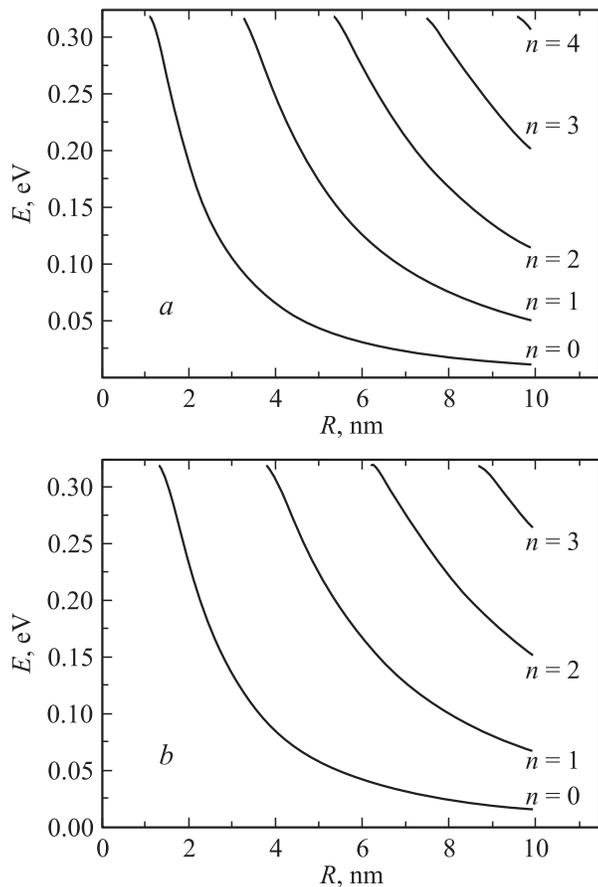


Рис. 5. Энергетический спектр электронов (а) и дырок (б) в нанокристалле в матрице  $\alpha$ -Si.

ла, а вид потенциала следующий:

$$U(r) = \begin{cases} \infty & \text{при } r = 0 \\ 0 & \text{при } 0 < r < R \\ U_0 & \text{при } r \geq R \end{cases}.$$

Зависимости энергетического спектра электронов и дырок от размера нанокристаллов, помещенных в матрицу  $\alpha$ -Si, приведены на рис. 5, а и 5, б соответственно.

Вклад нанокристаллов в проводимость учитывается введением в расчеты многозарядных центров с уровнями энергии в запрещенной зоне, соответствующими дискретным уровням в нанокристалле. Энергетические состояния нанокристалла нумеровались от 0 до  $j$ . Индекс 0 соответствует положению уровня Ферми ниже любого квантового уровня в нанокристалле, т.е. отсутствию валентных электронов на квантово-размерных уровнях энергии. В этом случае полный заряд нанокристалла  $q_0$  положителен, а его величина определяется максимальным числом дырок, помещающихся в нанокристалл. Индекс  $j$  тем самым соответствует числу валентных электронов, находящихся в нанокристалле, а его заряд  $q_j$  в  $j$ -м состоянии определяется:

$$q_j = q_0 - j \cdot e.$$

Плотность заряда, находящегося на многозарядных центрах:

$$Nq_{mq}(T, E) = Nm q \cdot Q_{mq}(T, E_F),$$

где  $Nmq$  — концентрация многозарядных центров (нанокристаллов), а  $Q_{mq}(T, E_F)$  — заряд многозарядного центра, равный

$$Q_{mq}(T, E_F) = \sum_j q_j \cdot fmq_j(T, E_F),$$

где  $fmq_j(T, E_F)$  — функция распределения, соответствующая  $j$ -му состоянию:

$$fmq_j(T, E_F) = \frac{g_j \cdot \exp\left(\frac{j \cdot E_F - E_j}{kT}\right)}{\sum_{j=0}^J g_j \cdot \exp\left(\frac{j \cdot E_F - E_j}{kT}\right)}.$$

В данном выражении  $E_j$  — энергия многоэлектронного центра с  $j$  электронами на нем,  $g_j$  — кратность вырождения центра с  $j$  электронами. Если известны энергии  $\epsilon_k$  для перехода центра из  $j$  в  $j + 1$  состояние, то энергия  $j$  электронов в нанокристалле  $E_j$  может быть найдена как сумма энергий одноэлектронных состояний, значения которых определены в одной шкале координат:

$$E_j = \sum_{k=0}^j \epsilon_k.$$

В расчетах концентрация многозарядных центров — нанокристаллов — составляла  $Nmq = 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Уровни энергий задавались для нанокристаллов диаметром 8 нм.

Распределение квазинепрерывных энергетических состояний в запрещенной зоне задавалось следующим образом. Пусть  $N_s(\epsilon)$  — плотность числа состояний в единичном интервале энергий, тогда плотность электронов, захваченных на эти состояния, будет равна

$$n_s = \int_{E_v}^{E_c} f_e(E) N_s(E) dE.$$

Плотность заряда на состояниях в запрещенной зоне будет зависеть от исходного заряда центров, приводящих к появлению состояний в запрещенной зоне, и числа захваченных электронов:

$$\rho_s = q_{s0} \cdot \int_{E_v}^{E_c} N_s(E) dE + q_e \int_{E_v}^{E_c} f_e(E) N_s(E) dE,$$

где  $q_{s0}$  — заряд состояния в запрещенной зоне без электрона. Донорные состояния без электрона имеют заряд плюс, а акцепторные — нуль. Плотность состояний в запрещенной зоне определялась суммарной плотностью для донорных и акцепторных состояний.

Параметры модели для расчета положения уровня Ферми

Параметры модели	В зонах	В запрещенной зоне
$Estd_k, \text{эВ}$	$E_v$	$E_c - 0.7$
$\Delta Estd_k, \text{эВ}$	-0.04	-0.15
$Nstd_k, \text{см}^{-3}/\text{эВ}$	$10^{21}$	$0.5 \cdot 10^{14}, 0.5 \cdot 10^{17}$
$Estak, \text{эВ}$	$E_c$	$E_c - 0.7$
$\Delta Estak, \text{эВ}$	0.025	0.1
$Nstak, \text{см}^{-3}/\text{эВ}$	$10^{21}$	$0.5 \cdot 10^{14}, 0.5 \cdot 10^{17}$

Выбранная модель плотности состояний в аморфном кремнии предполагает учет экспоненциально спадающих от границ зон аддитивных плотностей состояний:

$$Nsd(E) = \sum_k \left( Nstd_k \cdot \exp\left(\frac{E - Estd_k}{\Delta Estd_k} \nu\right) \right),$$

$$Nsa(E) = \sum_k \left( Nstak \cdot \exp\left(\frac{E - Estak}{\Delta Estak} \nu\right) \right).$$

Полный заряд на состояниях в запрещенной зоне:

$$Nqs(T, E_F) = \int_{E_v}^{E_c} Nsd(E) dE - \int_{E_v}^{E_c} \left( 1 + \exp\left(\frac{E - E_F}{k \cdot T}\right) \right)^{-1} (Nsd(E) + Nsa(E)) dE.$$

Плотность состояний в запрещенной зоне  $N_s(E)$  задавалась так, чтобы минимум концентрации состояний приходился на энергию  $E_c - 0.7 \text{эВ}$  для согласования модели с экспериментом. Концентрация в минимуме состояний —  $N_{s \min} = 10^{14} \text{см}^{-3}$ .

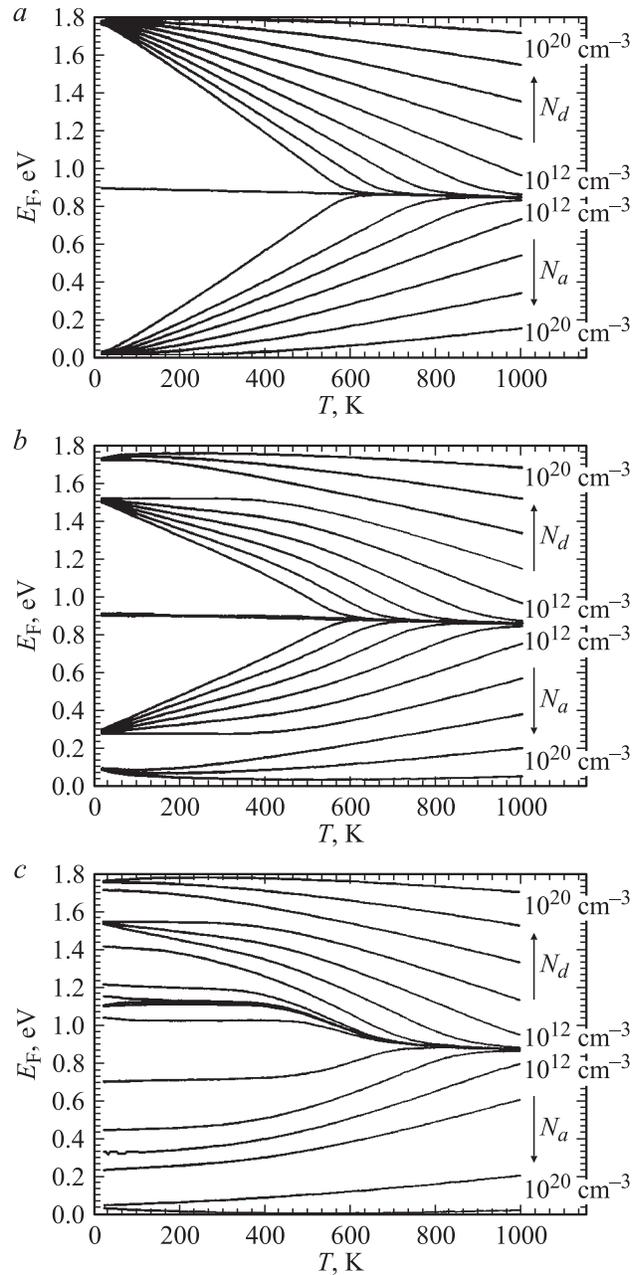
В таблице приведены параметры для экспоненциально спадающих энергетических состояний в запрещенной зоне, вводимые при расчетах. Ширина запрещенной зоны  $E_g$  была выбрана равной  $1.8 \text{эВ}$ , что соответствует аморфному гидрогенизированному кремнию [12]. Положение уровня Ферми находили, решая уравнение электронейтральности.

Температурные зависимости уровня Ферми были рассчитаны для различных уровней легирования. Концентрация примеси варьировалась от  $10^{12}$  до  $10^{20} \text{см}^{-3}$ . В качестве донорной примеси при расчетах брали фосфор с  $E_d = 0.044 \text{эВ}$ , в качестве акцепторной — бор с  $E_a = 0.045 \text{эВ}$ .

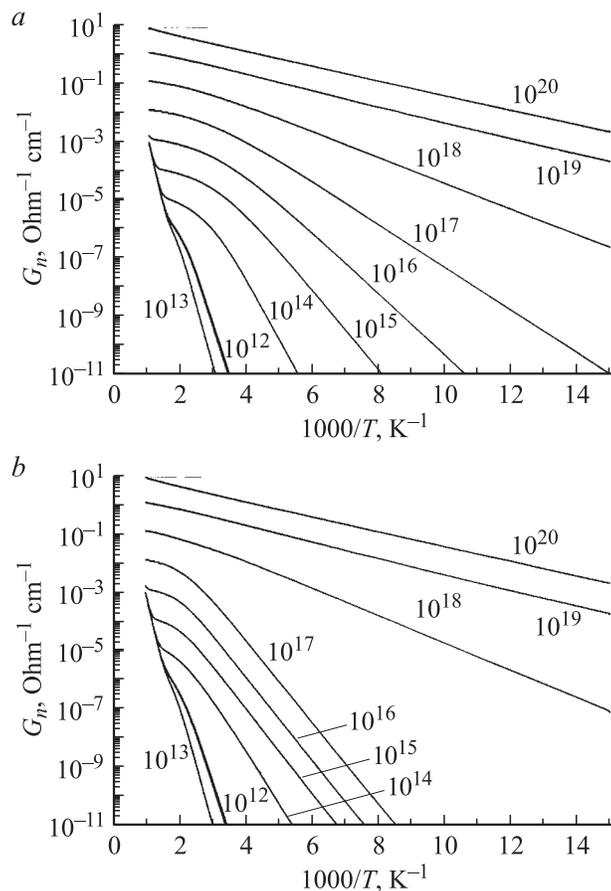
На рис. 6 представлены расчетные данные по положению уровня Ферми в аморфном гидрогенизированном кремнии в зависимости от уровня легирования. Без легирующей примеси уровень Ферми лежит посередине запрещенной зоны. Введение примеси приводит к тому, что уровень Ферми при низких температурах стремится к энергии примесного состояния (рис. 6, *a*). Расчеты показали, что нанокристаллы существенно влияют на положение уровня Ферми (рис. 6, *b*). При низких температурах уровень Ферми закрепляется на квантовых уровнях в нанокристаллах, причем значение энергии

зависит от уровня легирования пленки. В случае рис. 6, *a* и *b*, локализованные состояния в запрещенной зоне не учитывались с целью анализа влияния именно нанокристаллических включений.

Результаты учета локализованных состояний отражены на рис. 6, *c*. Видно, что при учете локализованных состояний влияние нанокристаллов менее существенно. Тем не менее для высокой концентрации примеси при низких температурах по-прежнему наблюдается „пиннинг“ уровня Ферми на состояниях в нанокристаллах.



**Рис. 6.** Температурная зависимость уровня Ферми. *a* — с учетом мелкой примеси; *b* — с учетом мелкой примеси и нанокристаллов кремния  $N_{nc} = 10^{17} \text{см}^{-3}$ ; *c* — с учетом мелкой примеси, нанокристаллов и плотности состояний в запрещенной зоне  $N_s = 10^{14} \text{см}^{-3}/\text{эВ}$ .



**Рис. 7.** Температурная зависимость проводимости пленок гидrogenизированного аморфного кремния ( $N_s = 10^{14} \text{ см}^{-3}/\text{эВ}$ ) в зависимости от степени легирования: *a* — без нанокристаллов, *b* — с нанокристаллами. Цифры у кривых обозначают величину  $N_d, \text{ см}^{-3}$ .

Если пренебречь температурной зависимостью подвижности, то можно рассчитать электропроводность пленок с нанокристаллами и без них. Результаты расчета для подвижности, равной  $1 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ , приведенные на рис. 7. Как следует из сопоставления рис. 7, *a* и 7, *b*, введение нанокристаллов уменьшает проводимость по щели подвижности аморфного кремния для концентраций мелкой примеси, меньших, чем концентрации нанокристаллов. Таким образом, эффект существенного увеличения проводимости нелегированных пленок после лазерных обработок, наблюдаемый в эксперименте (рис. 1), нельзя объяснить изменением зонной проводимости вследствие введения нанокристаллов. Уровень Ферми при введении нанокристаллов сдвигается. Однако в силу того что он стремится к энергии одного из уровней в нанокристалле, который является более глубоким, чем состояние мелкой примеси, зонная проводимость становится меньше, а энергия активации соответственно выше. Таким образом, в случае нелегированных пленок наблюдаемому увеличению проводимости и уменьшению энергии активации скорее следует искать объяснение за счет изменения прыжкового транспорта, чем

за счет увеличения зонной проводимости. Этот вывод подтверждается резким изменением энергии активации проводимости при понижении температуры для одного и того же образца (кривая 2 на рис. 1), что впрямую свидетельствует о смене механизма проводимости. Сильная концентрационная зависимость проводимости, наблюдаемая для нелегированных пленок (кривые 2, 3 на рис. 1), также подтверждает высказанное предположение о том, что при введении сравнительно большой концентрации нанокристаллов прыжковый транспорт становится доминирующим механизмом. При этом в транспорте могут принимать участие как состояния в нанокристаллах, так и в окружающей матрице, находящиеся вблизи уровня Ферми. То обстоятельство, что уровень Ферми стремится к энергии уровней в нанокристаллах, лишь облегчает участие нанокристаллов в прыжковом транспорте заряда.

Для легированных пленок в результате лазерных обработок наблюдается возрастание проводимости и уменьшение эффективной энергии активации, что внешне схоже со случаем нелегированных пленок. Однако прямое сопоставление этих случаев при одних и тех же условиях лазерных обработок доказывает то, что при лазерных обработках происходит переход атомов фосфора в электрически активное состояние. С увеличением плотности энергии лазерного воздействия наблюдаемое различие проводимости достигает более чем 3-х порядков. Активация примеси в свою очередь приводит к движению уровня Ферми к зоне проводимости, что увеличивает проводимость с одновременным уменьшением энергии активации (рис.7).

#### 4. Заключение

Таким образом, в работе показано, что нанокристаллы кремния, формирующиеся в аморфном кремнии при лазерных обработках, повышают электропроводность пленок при одновременном уменьшении эффективной энергии активации проводимости с 0.7 до 0.14–0.17 эВ. Увеличение проводимости нельзя описать в рамках механизма проводимости по зоне. Уменьшение энергии активации проводимости при понижении температуры, равно как и с увеличением концентрации нанокристаллов, объясняется прыжковым транспортом с участием состояний в нанокристаллах кремния.

В результате воздействия лазерного излучения с длиной волны 308 нм с плотностью ниже порога плавления в легированных фосфором аморфных пленках кремния происходит переход атомов фосфора в электрически активное состояние. Наблюдаемое различие в проводимости превышает 3 порядка при комнатной температуре и растет с понижением температуры, что свидетельствует об эффективной электрической активации примеси фосфора.

Выражаем благодарность Л.И. Фединой и А.К. Гутаковскому за проведение исследования структур методом высокоразрешающей электронной микроскопии.

Работа выполнена при поддержке Сибирского отделения РАН в рамках интеграционных проектов № 18 и 159.

## Список литературы

- [1] Л. Журавлева. Перспективные технологии, **10**, вып. 7 (2003).
- [2] W.C. O'Mara. Sol. St. Technol., **1**, 53 (1992).
- [3] S.J. Matthews. Laser Focus World, **9**, 103 (2001).
- [4] V.V. Bolotov, M.D. Efremov, L.I. Fedina, E.A. Lipatnikov, V.A. Volodin, I.G. Neizvestnij. In: *Abstracts of Spring Meeting of Material Research Society* (San Francisco, 1993) p. A9.54.
- [5] M.D. Efremov, V.V. Bolotov, V.A. Volodin, L.I. Fedina, E.A. Lipatnikov. J. Phys.: Condens. Matter, **8**, 273 (1996).
- [6] T. Sameshima, S. Usui. J. Appl. Phys., **70**, 1281 (1991).
- [7] М.Д. Ефремов, В.В. Болотов, В.А. Володин, С.А. Кочубей, А.В. Кретинин. ФТП, **36**, 109 (2002).
- [8] Z. Iqbal, S. Veptek, A.P. Webb, P. Capezzuto. Sol. St. Commun., **37**, 993 (1981).
- [9] R. Tsu, J.G.-Hernandes, S.S. Chao, S.C. Lee, K. Tanaka. Appl. Phys. Lett., **40**, 534 (1982).
- [10] V. Paillard, P. Puech. J. Appl. Phys., **86**, 1921 (1999).
- [11] M.D. Efremov, V.A. Volodin, L.I. Fedina, S.A. Kochubei, O.K. Shabanova, V.V. Bolotov. In: *Abstracts of European Materials Research Society, Spring Meeting* (Strasbourg, 2000) p. O/P24.
- [12] А. Меден, М. Шо. *Физика и применение аморфных полупроводников* (М., Мир, 1991).
- [13] Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. *Квантовая механика. Нерелятивистская теория* (М., Наука, 1989).

Редактор Л.В. Беляков

## Conductivity of doped $\alpha$ -Si:H films containing silicon nanocrystals

S.A. Arzhannikova, M.D. Efremov, G.N. Kamaev, V.A. Vishnyakov, V.A. Volodin

Institute of Semiconductor Physics,  
Russian Academy of Sciences, Siberian Branch  
630090 Novosibirsk, Russia

**Abstract** The research of electrical properties for undoped and intentionally phosphorus doped  $\alpha$ -Si:H films, containing silicon nanocrystals, has been carried out. Silicon nanocrystals were formed during the solid-phase transition as a result of a nanosecond impact of XeCl excimer laser irradiation on the amorphous silicon film. Nanocrystals appearance inside of amorphous silicon film was followed by both the increasing of conductivity by 2–3 orders and lowering the activation energy from 0.7 eV down to 0.14 eV. The dimension of nanocrystals was estimated from the Raman and HREM measurements to be 2–10 nm depending on the laser treatment parameters. On the basis of the calculations of quantum energies for localized electronic states in nanocrystals, the temperature dependence of Fermi level was evaluated. As the temperature lowered Fermi level was shown to tend to quantum levels in nanocrystals within wide range of doping concentrations. The „pinning“ of Fermi level at quantum energies in nanocrystals is considered to be a result of their multicharge nature. An effective transition of phosphorus to the electrically active state was shown to occur during laser treatments of doped amorphous films, the latter being actual for the creation of shallow  $p$ – $n$ -junctions and the contacts to amorphous silicon films as well.