

Фотолюминесцентные и электронные свойства пленок нанокристаллического кремния, легированного золотом

© Э.Б. Каганович[†], И.М. Кизяк, С.И. Кириллова, Э.Г. Манойлов, В.Е. Примаченко, С.В. Свечников, Е.Ф. Венгер

Институт физики полупроводников Национальной академии наук Украины, 03028 Киев, Украина

(Получена 30 января 2002 г. Принята к печати 31 января 2002 г.)

Легирование золотом пленок нанокристаллического кремния (*nc-Si*), полученных лазерной абляцией, существенно подавляет безызлучательный канал рекомбинации носителей заряда и экситонов, приводит к возрастанию интенсивности, стабильности видимой фотолюминесценции, к усилению низкоэнергетической (1.5–1.6 эВ) полосы фотолюминесценции. Легирование снижает величину фотоэдс и захват электронов на ловушки в пленке, а также уменьшает плотность граничных электронных состояний и концентрацию глубоких ловушек для электронов на подложке монокристаллического кремния (*c-Si*). Наблюдаемое влияние легирования на фотолюминесцентные и электронные свойства пленок *nc-Si* и структур *nc-Si/c-Si* обусловлено процессами пассивации золотом оборванных связей кремния и доокисления кремния на поверхности нанокристаллов и формированием высокобарьерных слоев SiO₂.

1. Введение

За десять лет изучения эффективной фотолюминесценции (ФЛ) в видимой области спектра при комнатной температуре в низкоразмерных структурах нанокристаллического кремния (*nc-Si*) достигнуты значительные успехи [1–5]. Установлено, что природа видимой ФЛ определяется квантово-размерным и диэлектрическим эффектами, а в излучательной рекомбинации участвуют кинетически связанные подсистемы электронно-дырочных пар и экситонов. Выяснено, что в значительной степени интенсивность ФЛ зависит от степени подавления бузызлучательного канала рекомбинации.

В пористом кремнии (*por-Si*), полученном электрохимическим травлением, условия формирования обеспечивают пассивацию оборванных связей атомов кремния (с которыми связана быстрая составляющая бузызлучательной рекомбинации) ионами водорода, кислорода, гидроксильной группы и др. При последующих обработках *por-Si* с целью повышения интенсивности ФЛ, ее стабильности стремятся заменить более слабые связи Si–H, Si–OH на более прочные Si–O, Si=O. Лучшие результаты по пассивации достигнуты добавлением в электролит HCl [6]. При этом положительный эффект связан с образованием на поверхности нанокристаллов тонкого слоя SiO₂ вместо SiO_x (0 < x < 2).

По эффективности ФЛ *por-Si* уступают пленки *nc-Si*, полученные методами ионной имплантации, химическим осаждением из паровой фазы, магнетронным распылением, искровым разрядом, лазерной абляцией и др. Однако пленки *nc-Si* имеют ряд преимуществ по сравнению с *por-Si*: отличаются большей механической прочностью, большей технологичностью, могут быть выращены в более чистых условиях вакуума или газовой среды не только на монокристаллическом кремнии (*c-Si*) и др. Однако получение пленок *nc-Si*, как правило, в отли-

чие от *por-Si* требует специальных мер, приводящих к подавлению безызлучательного канала рекомбинации. В литературе об успехах в этом вопросе имеется мало сведений.

В данной работе сообщается об обнаруженном нами эффекте существенного подавления безызлучательной рекомбинации электронно-дырочных пар в пленках *nc-Si*, полученных методом лазерной абляции, при легировании пленок золотом в процессе их формирования. При таком легировании пленок обнаружены также значительное уменьшение плотности граничных электронных состояний подложки *c-Si* и захвата электронов на ловушки. Результаты объяснены эффективными процессами пассивации ионами золота оборванных связей атомов кремния и окисления кремния на поверхности нанокристаллов, приводящего к формированию барьерных слоев SiO₂ взамен SiO_x (0 < x < 2).

2. Эксперимент

2.1. Обоснование выбора золота как легирующей примеси

Ионы электроположительных металлов Au, Ag, Cu, Hg, Pd и др., находящихся справа от Si в ряду элементов по их стандартным потенциалам, восстанавливаются на поверхности Si, захватывая электроны атомов кремния. При этом в первую очередь ионы металлов (М) будут разряжаться, захватывая электроны у атомов кремния с оборванными связями, пассивируя таким образом их за счет образования связей Si–М [7]. Это должно привести к снижению потока рекомбинации через безызлучательный канал, связанный с оборванными связями, что будет способствовать увеличению интенсивности ФЛ. Более того, наличие прочных связей Si–М будет определять и увеличение стабильности ФЛ.

[†] E-mail: dept_5@isp.kiev.ua

При осаждении ионов этих металлов происходит захват ими валентных электронов кремния, что равносильно разрыву связей Si-Si. Последнее содействует связыванию кислорода с поверхностными атомами кремния. Каталитическая активация металлом процесса окисления приведет к образованию на поверхности Si слоя SiO₂ вместо обычно образующегося слоя SiO_x (0 < x < 2). Это должно дать также увеличение интенсивности ФЛ за счет ряда факторов, а именно: 1) удерживания электронно-дырочных пар в нанокристаллах Si высоким потенциальным барьером; 2) возрастания роли экситонной подсистемы в ФЛ из-за влияния диэлектрического фактора (диэлектрическая проницаемость SiO₂ ниже, чем SiO_x); 3) включения большего количества нанокристаллов Si в излучательный процесс из-за уменьшения их размеров при окислении.

Среди ряда электроположительных металлов золото обладает наибольшими средством к электрону (2.31 эВ) и энергией первой ионизации (9.26 эВ). Эти особенности должны обеспечить наибольший положительный эффект пассивации оборванных связей и эффективное окисление поверхности нанокристаллов Si по сравнению с другими электроположительными металлами.

Экспериментальное подтверждение эффективной пассивации оборванных связей Si ионами Au было получено одним из авторов в [8] при исследовании электронного парамагнитного резонанса на порошках c-Si. Мы предположили, что присутствие ионов Au в эрозионном факеле, который создается при лазерной абляции кремниевой мишени с примесью Au, приведет к указанным положительным эффектам для фотолюминесцентных пленок nc-Si.

2.2. Методика эксперимента

Фотолюминесцентные пленки nc-Si получали методом лазерной абляции [9]. Луч ИАГ:Nd³⁺-лазера в режиме модулированной добротности с длиной волны $\lambda = 1.06$ мкм, удельной энергией в импульсе ~ 20 Дж/см², длительностью импульса $\tau_p = 10$ нс и частотой следования импульсов 25 Гц сканировал мишень из c-Si марки КДБ-10, или из такого же кремния с напыленной поверх пленкой золота толщиной ~ 80 нм. Мишень и расположенная в плоскости мишени подложка находились в вакуумной камере в атмосфере Ar при давлении ~ 13 Па. Взаимодействие атомов аргона с частицами эрозионного факела приводило к осаждению пленки из обратного их потока на подложку. Скорость осаждения пленок была $\sim 15 - 20$ нм/мин, толщина ~ 500 нм, а их пористость составляла $\sim 40\%$.

На полученных системах (пленка nc-Si)-(подложка c-Si) измеряли спектры ФЛ с верменным разрешением [10] и температурные зависимости фотоэдс, возникающие при освещении системы импульсами света с большой интенсивностью [11]. Возбуждение ФЛ производили излучением азотного лазера ($\lambda = 337$ нм, $\tau_p = 8$ нс). Стробоскопическую регистрацию сигнала осуществляли

в режиме счета фотонов. Минимальная длительность строба, при которой накапливались фотоны, была 250 нс. Спектры быстрой компоненты ФЛ (постоянная времени $\tau < 250$ нс) измеряли, совмещая передние фронты импульсов строба и лазера. Времена релаксации ФЛ, меньшие 50 нс, оценивали по осциллографу. Обычно последовательные во времени спектры регистрировали с задержкой измерительного строба относительно лазерного импульса на целое число длительности строба. При измерениях максимальных времен релаксации в десятки микросекунд как ширину, так и задержку строба увеличивали произвольно. Нестабильность ФЛ оценивали, регистрируя изменения интенсивности ФЛ со временем при лазерном возбуждении или после продолжительной выдержки образцов на воздухе.

Для измерения фотоэдс в вакуумном криостате монтировали измерительный конденсатор, состоящий из системы (подложка c-Si)-(пленка nc-Si) и прижатого к пленке полупрозрачного проводящего слоя SnO₂(Sb) на слюде. Измеряли фотоэдс, возникающую в подложке при освещении конденсатора импульсами красного света, и суммарную фотоэдс в пленке и подложке, возникающую при использовании импульсов белого света. При воздействии красным светом фотоэдс V_{ph} равна с обратным знаком поверхностному потенциалу подложки c-Si ϕ_s . Регистрировали фотоэдс с помощью запоминающего осциллографа. Источником света была лампа — вспышка ИСП-100 с длительностью импульсов 10 мкс и их интенсивностью 10^{21} фотон/см² · с⁻¹. Более детально методика измерения фотоэдс описана в [11].

3. Результаты и их обсуждение

Предварительные опыты показали, что при легировании пленок nc-Si электроположительными металлами Au, Ag, Cu больше всех повышает интенсивность ФЛ I_{FL} примесь Au, в то время как электроотрицательные примеси In, Al не дают эффекта. Было установлено, что оптимальная толщина пленки золота на кремниевой мишени должна быть ~ 80 нм. Возможно, что меньшее количество Au не пассивирует большинство оборванных связей атомов кремния, а большее его количество создает условия для ухода генерируемых электронно-дырочных пар из нанокристаллов Si.

На рис. 1 приведены спектры ФЛ с временным разрешением для пленок, полученных без введения (кривая 1) и с введением Au (кривые 2, 3) в эрозионный факел. Для спектра ФЛ пленок, полученных без Au, характерны только малые времена релаксации ФЛ ($\tau < 50$ нс), при этом спектр перекрывает диапазон длин волн $\lambda = 400 - 700$ нм (энергии фотонов $h\nu = 1.8 - 3.1$ эВ) с максимумом ФЛ при ~ 500 нм (кривая 1). Для пленок, легированных Au, характерна и медленная компонента ФЛ, причем времена релаксации ФЛ достигают 10–20 мкс (рис. 1, кривая 3); диапазон длин волн ФЛ более широкий (400–900 нм), имеются две полосы излучения с максимумами при $\lambda \approx 500$ нм и

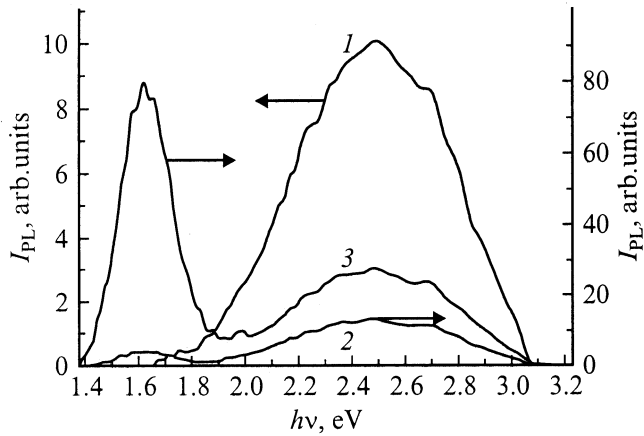


Рис. 1. Спектры фотолуминесценции с временным разрешением пленок нанокристаллического кремния *nc-Si*, не легированных (1) и легированных Au (2,3). 1,2 отвечают быстрым составляющим фотолуминесценции, соответственно $\tau < 50$ нс и $\tau < 250$ нс; 3 — интегральная фотолуминесценция, 250 нс $< \tau < 10$ мкс.

$\lambda \approx 700-800$ нм. Интенсивность длинноволновой полосы больше интенсивности коротковолновой в 3–4 раза. В спектрах быстрой компоненты легированных пленок также присутствует длинноволновая полоса (рис. 1, кривая 2), отсутствующая в нелегированных пленках, но относительная интенсивность коротковолновой полосы значительно возрастает.

Так как величина квантового выхода ФЛ для всех исследованных пленок составляет несколько процентов, то все измеренные времена релаксации ФЛ являются временами безызлучательной рекомбинации. Приведенные на рис. 1 результаты свидетельствуют о том, что время безызлучательной рекомбинации пленок, легированных Au, примерно на 3 порядка по величине превышает время в нелегированных пленках. Таким образом, золото в значительной степени подавляет канал быстрой безызлучательной рекомбинации, и в результате возрастает интенсивность ФЛ. Пассивация больших по размерам нанокристаллов проявляется более эффективно, что приводит к более существенному повышению интенсивности длинноволновой полосы ФЛ. Увеличение интенсивности длинноволновой полосы ФЛ обусловлено и увеличением экситонной излучательной рекомбинации. Энергия экситона возрастает с увеличением глубины потенциальной ямы, связанной с формированием слоя SiO_2 , а не SiO_x ($0 < x < 2$). Этот слой вырастает на поверхности нанокристаллов Si благодаря остаточному кислороду в вакуумной камере и каталитическому действию золота.

На рис. 2 приведены результаты исследования нестабильности ФЛ — изменения интенсивности со временем t . Видно, что интенсивность ФЛ при непрерывном лазерном облучении пленок, не легированных Au, уменьшается на 40–45% за первые 20 мин облучения (кривая 1). В отличие от этого, пленки, легированные Au, проявляют значительную большую стабильность

(кривая 2), интенсивность ФЛ уменьшается не более чем на 5%. Легированные Au пленки проявляют большую стабильность и при продолжительном хранении их на воздухе (кривые 3, 4). Так, из рис. 2 видно, что для не легированных Au пленок интенсивность ФЛ со временем их хранения на воздухе увеличивается на $\sim 30\%$ за полгода, благодаря постепенному доокислению слоев SiO_x . В это же время нестабильность пленок, легированных Au, не превышает 5–10%, что связано со значительным в этом случае начальным покрытием нанокристаллов Si слое SiO_2 .

На рис. 3 приведены температурные зависимости фотоэдс V_{ph} (знак „–“ на электроде $\text{SnO}_2(\text{Sb})$ — отрицательная фотоэдс) структуры (пленка *nc-Si*)–(подложка *n-Si*) для не легированной (кривые 1, 1', 2, 2') и леги-

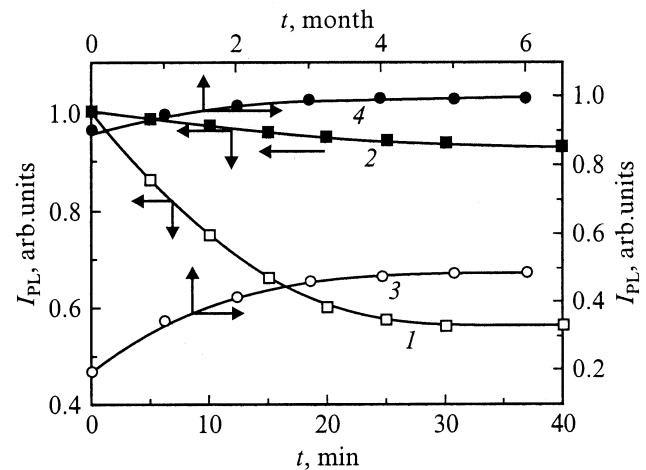


Рис. 2. Изменение интенсивности фотолуминесценции во время облучения импульсами N_2 -лазера (1, 2) и при хранении на воздухе (3, 4) в не легированных (1, 3) и легированных Au (2, 4) пленках *nc-Si*.

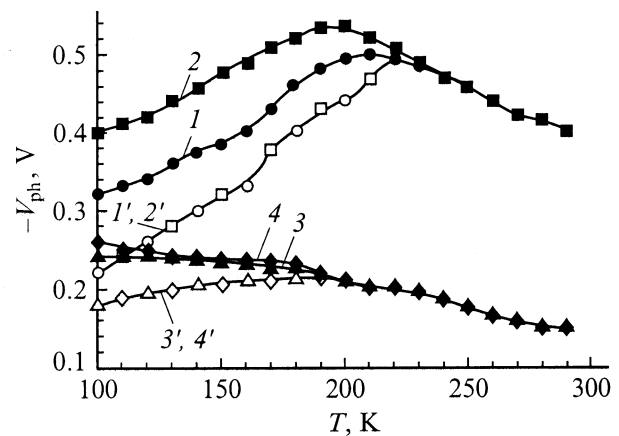


Рис. 3. Температурные зависимости фотоэдс V_{ph} системы (пленка *nc-Si*)–(подложка *c-Si*): 1, 1', 3, 3' — импульсы красного света; 2, 2', 4, 4' — импульсы белого света; (1–4) — измерение на первом импульсе, (1'–4') — измерение на втором импульсе в цуге.

рованной Au пленок (кривые 3, 3', 4, 4'). Кривые 1, 3 сняты при воздействии красным светом, 2, 4 — белым светом при освещении конденсатора первым импульсом. При температурах $T < 220$ К значения V_{ph} , полученные на втором или последующем импульсе света в цуге, были по абсолютной величине меньше (соответственно кривые 1'–4'). Это означает, что при пониженных температурах проявляются эффекты фотопамяти [7], связанные с захватом электронов на ловушки, находящиеся на границе подложки с пленкой (в красном свете), или как на эти ловушки, так и на ловушки в пленке (в белом свете). При наличии фотопамяти измерения проводились, как описано в работе [11].

Из рис. 3 видно, что при температурах $T > 200$ К получаемые в красном и белом свете значения V_{ph} совпадают. Это означает, что заметная фотоэдс при таких температурах в пленках *nc*-Si не наблюдается. Рост $|V_{ph}|$ с понижением температуры в этой области связан с зарядкой граничных электронных состояний (ГЭС) подложки *c*-Si дырками при перемещении уровня Ферми в *c*-Si в направлении к валентной зоне. При этом расчеты, выполненные по методике [12], показали, что на границе с не легированной Au пленкой уровень Ферми при изменении температуры практически стабилизируется на поверхности подложки *c*-Si большой концентрацией ГЭС (больше $1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$) при энергии 0.1 эВ выше середины запрещенной зоны E_i ($E_i + 0.1$ эВ).

При $T < 200$ К зависимости $V_{ph}(T)$ для структуры с нелегированной пленкой (рис. 3, кривые 1, 2) характеризуются уменьшением $|V_{ph}|$ с понижением температуры, что связано с перестройкой ГЭС за счет обратимых изменений на границе пленка–подложка [13]. Такой перестройки системы ГЭС не наблюдается на границе раздела (легированная Au пленка)–подложка (рис. 3, кривые 3, 4). Это позволило рассчитать распределение плотности ГЭС N_s на поверхности *c*-Si, граничащей с пленкой, легированной Au, в интервале энергии в запрещенной зоне $E_i - (0.1 \div 0.3)$ эВ (рис. 4). Из рис. 4 видно, что имеется структура пиков плотности ГЭС $N_s(E)$ при энергиях на 0.18, 0.21, 0.24 эВ ниже E_i . Максимальная концентрация $N_s = 5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{эВ}^{-1}$ наблюдалась при $E_i - 0.18$ эВ.

Таким образом, введение Au в пленку существенно понижает плотность ГЭС. Ранее при легировании поверхности Si золотом из растворов его соли в воде и разных травителях обычно наблюдали противоположный эффект — возрастание плотности состояний [7]. Уменьшение плотности ГЭС в рассматриваемых структурах можно объяснить структурной перестройкой поверхности *c*-Si под влиянием частиц эрозийного факела (до нанесения пленки поверхность *c*-Si имела преимущественно гидридное покрытие) [7]. Об этом свидетельствует и наблюдаемое нами уменьшение плотности ГЭС на поверхности *c*-Si при распылении лазером мишени, состоящей только из Au. Отметим, что пики $N_s(E)$ находятся в области проявления двух центров P_b на границе Si–SiO₂ [14], но природа их остается не понятой.

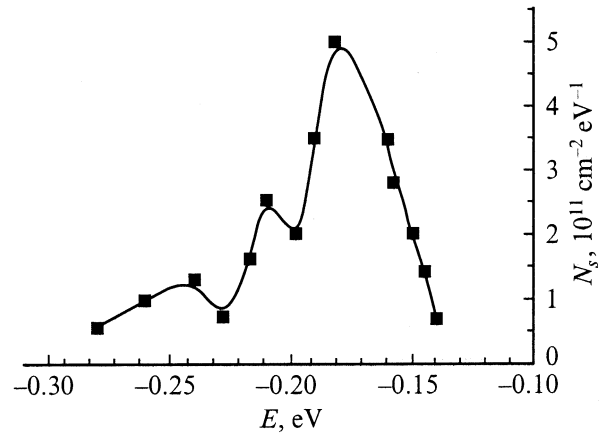


Рис. 4. Распределение плотности ГЭС ниже середины запрещенной зоны E_i кремния, граничащего с пленкой *nc*-Si, легированной Au.

Как видно из рис. 3, различие между значениями V_{ph} , полученными при воздействии первыми импульсами белого и красного света, появляется при температурах $T < 230$ К и $T < 190$ К соответственно для систем с не легированной и легированной пленками. Это означает, что при более низких температурах возникает фотоэдс в пленках *nc*-Si (V_{ph}^{nc-Si}). Она отрицательная и совпадает по знаку со знаком фотоэдс в подложке *c*-Si. На рис. 5, а приведены температурные зависимости фотоэдс V_{ph}^{nc-Si} , определенные по разности эффектов фотопамяти в белом и красном свете, для не легированной (кривая 1) и легированной Au (кривая 2) пленок. Видно, что фотоэдс в не легированной Au пленке существенно больше, чем в легированной. Для обеих пленок величина фотоэдс возрастает, хотя и по-разному, с понижением температуры. Само появление фотоэдс в пленках при пониженных температурах и ее изменение с температурой дают основание полагать, что она обусловлена структурными напряжениями в пленках, появляющимися при понижении температуры. Эти напряжения вызывают формирование встроенного положительного заряда в области, наиболее удаленной от границы раздела *nc*-Si/*c*-Si, который и формирует фотоэдс в пленках. Меньшая фотоэдс в легированных Au пленках свидетельствует и о меньших напряжениях в этих пленках по сравнению с не легированными. Последнее согласуется с тем фактом, что в системе (легированная пленка)–подложка спектр ГЭС при понижении температуры не перестраивается, а в системе (не легированная пленка)–подложка существенно перестраивается (рис. 3).

На рис. 5, б приведены рассчитанные по разности зависимостей $V_{ph}(T)$ (соответствующие кривые рис. 3: 1, 2 и 1', 2'; 3, 4 и 3', 4') температурные зависимости количества захватываемых на граничные ловушки подложки *c*-Si неравновесных электронов с не легированной (кривая 1) и с легированной Au пленкой (кривая 2), а также суммарные количества электронов, захваты-

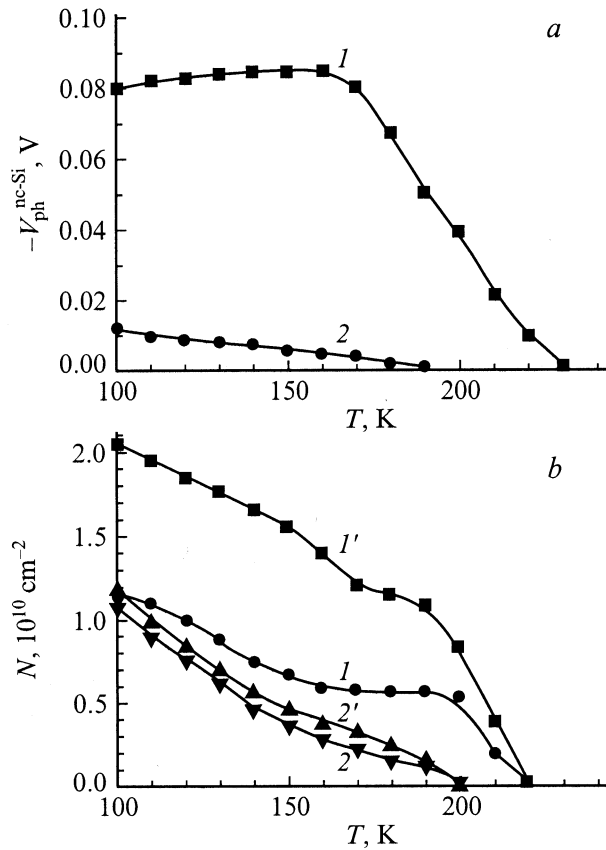


Рис. 5. Температурные зависимости фотоэдса V_{ph}^{nc-Si} (a) в пленках без Au и с Au, а также концентраций N захваченных на ловушки электронов (b). a: 1 — пленка без Au, 2 — пленка с Au. b: 1, 1' — пленка без Au; 2, 2' — пленка с Au; 1, 2 — захват электронов на границе раздела пленка-подложка; 1', 2' — суммарный захват электронов на границе раздела и в пленке.

ваемых как на границах раздела $nc-Si/c-Si$, так и на ловушки в пленке (кривая 1' — не легированная пленка, 2' — легированная пленка). Отметим, что при расчетах кривых 1' и 2' определен нижний предел количества захватываемых электронов на ловушки в пленке, так как захваченные электроны обуславливают падение потенциала не только в подложке, но и в объеме пленки.

Из-за того что ловушки насыщаются электронами уже во время действия первого импульса света, зависимости $N(T)$ (рис. 5, b) являются также температурными зависимостями концентраций ловушек, захватывающих электроны. Возрастание их количества при понижении температуры обусловлено подключением к процессу захвата электронов более мелких ловушек. Из рис. 5, b видно, что в результате легирования пленки Au уменьшается количество глубоких ловушек на границе раздела (подложка $c-Si$)–(пленка $nc-Si$) (ср. кривые 1 и 2). Легирование Au приводит также к существенному уменьшению концентрации ловушек для захвата электронов в самой пленке, так как кривые 2 и 2' различаются между собой незначительно по сравнению с различием

между кривыми 1 и 1'. Приведенные результаты свидетельствуют о том, что легирование пленки золотом значительно уменьшает при пониженных температурах количество ловушек, захватывающих электроны. Эти ловушки определяются оборванными связями на границе (нанокристалл Si)–(матрица SiO_x) и дефектами в самой матрице. Таким образом, наблюдается согласие результатов измерений ФЛ и поверхностной фотоэдса при исследовании влияния на эти эффекты легирования Au пленок $nc-Si$.

4. Заключение

1. Легирование золотом пленок $nc-Si$, полученных методом лазерной абляции с осаждением их из обратного потока частиц эрозионного факела на подложку, существенно подавляет бузылучательную рекомбинацию носителей заряда, экситонов, увеличивает интенсивность и стабильность ФЛ пленок.

2. Легирование пленок $nc-Si$ золотом в процессе их осаждения значительно уменьшает плотность электронных состояний на границе $c-Si/nc-Si$ и концентрацию глубоких ловушек для захвата электронов на подложке $c-Si$. Более того, легирование значительно уменьшает величину фотоэдса в самих пленках $nc-Si$ и захват электронов на ловушки в пленках при пониженных температурах.

3. Результаты измерений ФЛ и фотоэдса согласуются и свидетельствуют о механизме повышения интенсивности и стабильности ФЛ при легировании золотом пленок $nc-Si$, основанном на пассивации оборванных связей атомов кремния на поверхности нанокристаллов Si и формировании более совершенных по структуре высокобарьерных слоев SiO_2 взамен SiO_x ($0 < x < 2$).

Список литературы

- [1] A.G. Cullis, L.T. Canham, P.D. Calcott. Appl. Phys. Rev., **82**, 909 (1997).
- [2] Y. Kanemitsu. Phys. Rep., **263**, 1 (1995).
- [3] D. Kovalev, H. Heckler, G. Polisski, F. Koch. Phys. St. Sol. (b), **215**, 871 (1999).
- [4] O. Bisi, O. Ossicini, L. Pavesi. Surf. Sci. Rep., **38**, 1 (2000).
- [5] *Porous Semiconductors — Science and Technology. [Extended Abstracts of II Int. Conf. (Madrid, 2000)]*.
- [6] А.И. Белогорохов, Л.И. Белогорохова. ФТП, **33**, 198 (1999).
- [7] В.Е. Примаченко, О.В. Снитко. *Физика легированной металлами поверхности полупроводников* (Киев, Наук. думка, 1988).
- [8] В.М. Маевский, В.Е. Примаченко, О.В. Снитко, Н.Г. Фролова. Поверхность, № 1, 101 (1983).
- [9] Э.Б. Каганович, Э.Г. Манойлов, С.В. Свечников. УФЖ, **46**, 1196 (2001).
- [10] А.В. Саченко, Э.Б. Каганович, Э.Г. Манойлов, С.В. Свечников. ФТП, **12**, 1445 (2001).
- [11] Е.Ф. Венгер, Э.Б. Каганович, С.И. Кириллова, Э.Г. Манойлов, В.Е. Примаченко, С.В. Свечников. ФТП, **33**, 1330 (1999).

- [12] Е.Ф. Венгер, С.И. Кириллова, В.Е. Примаченко, В.А. Чернобай. УФЖ, **42**, 1333 (1997).
- [13] С.И. Кириллова, В.Е. Примаченко, В.А. Чернобай, О.В. Снитко. Поверхность, № 11, 74 (1991).
- [14] С.И. Кириллова, В.Е. Примаченко, А.А. Сербя, В.А. Чернобай. Микроэлектроника, **29**, 390 (2000).

Редактор Л.В. Шаронова

Photoluminescent and electronic properties of aurum-doped nanocrystalline silicon films

*E.B. Kaganovich, I.M. Kiziak, S.I. Kirillova,
E.G. Manoilov, V.E. Primachenko, S.V. Svechnikov,
E.F. Venger*

Institute of Semiconductor Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine,
03028 Kiev, Ukraine

Abstract Aurum doping of the nanocrystalline silicon (*nc*-Si) films obtained by laser ablation suppresses essentially the nonradiative recombination canal of charge carriers and excitons thus resulting in an increase in the intensity and stability of the visible photoluminescence as well as intensification of the low energy (1.5–1.6 eV) band. In this way Au doping decreases the photovoltage value and the electron capture by film traps. At the same time it decreases the density of the interface electron states and the electron deep trap concentrations in monocrystalline silicon (*c*-Si) substrate, up on which the film was deposited. Observed doping effects on photoluminescent and electronic properties of *nc*-Si films and *nc*-Si/*c*-Si structures are caused by the processes of Au passivation of Si dangling bonds and by an additional oxidation of Si on the nanocrystal surfaces leading to creation of SiO₂ high barrier layers.