

# Эффект Стаблера–Вронского в зависимости от положения уровня Ферми и структуры нелегированного аморфного гидрированного кремния

© О.А. Голикова, М.М. Казанин, В.Х. Кудоярова

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 7 июля 1997 г. Принята к печати 31 июля 1997 г.)

Проведены исследования скорости деградации фотопроводимости  $\gamma$  ( $\sigma_{ph} \sim t^{-\gamma}$ ) пленок нелегированного аморфного гидрированного кремния, осажденных при  $T_s = 300\text{--}400^\circ\text{C}$  и подвергнутых засветке в течение 5 ч при 300 К (источник света  $100\text{ мВт/см}^2$ ,  $\lambda < 0.9\text{ мкм}$ ). Показано, что скорость деградации  $\gamma$  зависит от положения уровня Ферми ( $\varepsilon_c - \varepsilon_F$ ) до засветки и часто напрямую не связана с содержанием водорода в пленке. Установлены корреляции между величиной  $\gamma$  и связями в кремний–водородной подсистеме (изолированные комплексы SiH и SiH<sub>2</sub>, кластеры (SiH)<sub>n</sub>, цепочки (SiH<sub>2</sub>)<sub>n</sub>).

## 1. Введение

В настоящее время эффект Стаблера–Вронского (СВ) [1] продолжает привлекать внимание большого числа исследователей. Этот эффект, как известно, состоит в возрастании плотности дефектов  $N_D$  в пленках аморфного гидрированного кремния  $a\text{-Si:H}$  под действием продолжительной засветки при одновременном падении фотопроводимости  $\sigma_{ph}$  и темновой проводимости  $\sigma_d$ ; последнее означает сдвиг уровня Ферми  $\varepsilon_F$  в сторону середины щели подвижности  $E_g$ . Другими словами,  $a\text{-Si:H}$  становится собственным ( $\varepsilon_c - \varepsilon_F = 0.70\text{ эВ}$ ), но с повышенной плотностью дефектов: оборванных Si–Si-связей, находящихся, как это было показано при исследованиях ЭПР, в нейтральном состоянии  $D^0$ . Таким образом происходит деградация материала. Очевидно, что стабильность является одной из ключевых проблем для применения  $a\text{-Si:H}$  в приборах.

Поскольку эффект СВ наблюдается именно для гидрированного аморфного Si, представляет интерес выяснение влияния водорода (как его количества  $C_H$  в пленке  $a\text{-Si:H}$ , так и типа Si–H-связей) на плотность индуцированных светом дефектов. Однако в литературе имеются противоречивые данные, касающиеся как  $C_H$ , так и моногидридных (SiH) или дигидридных (SiH<sub>2</sub>) связей: иногда заключения о роли этих факторов для эффекта СВ прямо противоположны (см., например, [2–5]). Тем не менее наиболее популярной моделью образования индуцированных светом дефектов остается модель, предложенная в [6]: за счет энергии, выделяемой при рекомбинации неравновесных носителей заряда, происходит конверсия слабых Si–Si-связей в оборванные связи при непременном участии диффузии водорода, существующей в  $a\text{-Si:H}$  при всех конечных температурах и возрастающей с ростом  $C_H$  при  $T = \text{const}$ . Недавно было показано [7], что под действием света она дополнительно интенсифицируется. Однако, как уже говорилось, влияние водорода на стабильность параметров пленок  $a\text{-Si:H}$  под воздействием света остается до сих пор не выясненным. То же самое можно сказать и о других параметрах

структуры  $a\text{-Si:H}$ , несмотря на многочисленные работы, проведенные с целью установления роли каждого из них для эффекта СВ.

На наш взгляд, сложившаяся ситуация обусловлена тем, что параметры структуры выращенной нелегированной пленки  $a\text{-Si:H}$  (до ее засветки) являются функциями положения уровня Ферми  $\varepsilon_c - \varepsilon_F$  и, таким образом, взаимосвязаны [8]. Исходя из этого в настоящей работе в качестве объектов исследований эффекта СВ были выбраны группы пленок нелегированного  $a\text{-Si:H}$ , осажденных при  $T_s = 300 \div 400^\circ\text{C}$ , для которых

- (I)  $T_s = \text{const}, \quad \varepsilon_c - \varepsilon_F = \text{var}, \quad C_H = \text{var};$
- (II)  $T_s = \text{const}, \quad \varepsilon_c - \varepsilon_F = \text{const}, \quad \text{но } C_H = \text{var};$
- (III)  $T_s = \text{var}, \quad \varepsilon_c - \varepsilon_F = \text{const}, \quad C_H = \text{var}.$

Пленки этих трех групп характеризовались микроструктурным параметром  $R \leq 0.3$ , т. е. в них преобладали моногидридные комплексы SiH. Кроме того, исследовалась еще одна группа пленок (IV), для них при тех же значениях  $T_s$  возможны вариации микроструктурного параметра  $R = 0 \div 0.65$  и изменения типа дигидридных комплексов SiH<sub>2</sub> или (SiH<sub>2</sub>)<sub>n</sub>. Цель работы — определить влияние положения уровня Ферми, величин  $C_H$ ,  $R$  и некоторых других характеристик структуры на эффект СВ для нелегированного  $a\text{-Si:H}$ .

## 2. Эксперимент

В настоящей работе исследовались пленки, осажденные при высоких температурах  $T_s = 300 \div 400^\circ\text{C}$ . Именно они в последнее время вызывают особый интерес с точки зрения повышения стабильности  $a\text{-Si:H}$  [9]. Методами осаждения были: метод тлеющего разряда (PECVD) в триодном реакторе [8,9] и метод разложения силана в магнетронной камере (dc-MASD) [10]. В работах [8–10] подробно описаны как технологические параметры осаждения пленок, так и результаты их характеристики. Кроме того, исследовались пленки, переданные нам из

Политехнической школы (Палезо, Франция). Одна из них осаждалась в диодном реакторе при  $T_s = 300^\circ\text{C}$  с использованием 100%,  $\text{SiH}_4$ , вторая — с использованием сильно разбавленного гелием  $\text{SiH}_4$  (98% He) при  $T_s = 350^\circ\text{C}$  [11]. Следует отметить, что при анализе своих экспериментальных данных мы широко использовали данные, касающиеся осаждения пленок  $a\text{-Si:H}$  из смесей  $\text{SiH}_4\text{-He}$  (при разбавлении силана гелием — He-diluted technique), ранее полученные в Политехнической школе ([4] и др. работы, а также частные сообщения).

До засветки пленок определялись их темновая проводимость и фотопроводимость, плотность дефектов и параметр Урбаха, содержание водорода, микроструктурный параметр. В ряде случаев определялись рамановская частота  $TO$  фононов  $\omega_{TO}$  и полуширина соответствующего пика  $\Delta\omega_{TO}$ . Все исследования проводились при комнатной температуре, и их методы описаны в работах [8–10]. Тем не менее здесь мы кратко остановимся на некоторой дополнительной информации, которую можно получить при анализе спектров в области инфракрасного (ИК) излучения и рамановских спектров.

Как известно, для определения различных типов связей Si с водородом анализируются ИК спектры при  $1900 \div 2100\text{ см}^{-1}$ , а также в окрестности  $875\text{ см}^{-1}$ . Анализ поглощения при  $1900 \div 2100\text{ см}^{-1}$  позволяет найти вклады изолированных комплексов SiH и  $\text{SiH}_2$ . Существование последних подтверждается наблюдаемой полосой поглощения при  $875\text{ см}^{-1}$ . Тогда микроструктурный параметр составляет  $R = I_{2090}/(I_{2000} + I_{2090})$  ( $I_i$  — интенсивности соответствующих полос), и если он сравнительно не велик, максимум поглощения находится при  $2000\text{ см}^{-1}$ . Однако, как было показано в работе [8], величины  $R$  могут быть и не велики, но максимум поглощения сдвигается в сторону  $2100\text{ см}^{-1}$ , что показывает наличие кластеризованных моногидридных комплексов  $(\text{SiH})_n$ . Считается, что такие комплексы располагаются в виде островков [12] или на поверхности пустот (voids), создающих рыхлую, так называемую ”зернистую” структуру. Поэтому в данном случае говорят о расположении кластеризованного водорода по границам зерен, но при этом необходимо убедиться, является ли такая структура действительно аморфной: известно, что полоса ИК поглощения при  $2019\text{ см}^{-1}$  приписывается комплексам SiH, находящимся на границах зерен микрокристаллов [14]. Поэтому проводился анализ рамановской  $TO$ -полосы в окрестностях  $520\text{ см}^{-1}$ , так как полоса при этой частоте характерна для микрокристаллической фазы [14].

Отметим здесь также, что для идентификации дигидридных комплексов типа  $(\text{SiH}_2)_n$ , т.е. цепочечной структуры, необходимо наблюдать дублет в ИК спектре поглощения при  $840, 890\text{ см}^{-1}$ . По мнению авторов [15], такие комплексы обычно располагаются на поверхностях сравнительно маленьких, изолированных друг от друга полостей — микропор (cavities).

Исследованные перечисленными выше методами пленки  $a\text{-Si:H}$  подвергались при  $T = 300\text{ К}$  воздействию

источника света ( $W = 100\text{ мВт/см}^2$ ,  $\lambda < 0.9\text{ мкм}$ ) в течение 5 ч. При этой, сравнительно небольшой, длительности засветки фотопроводимость аппроксимируется степенной функцией:  $\sigma_{\text{ph}} \sim t^{-\gamma}$ , где  $t$  — время экспозиции,  $\gamma$  — параметр, характеризующий скорость деградации [16]. Кроме того, стабильность некоторых из пленок (accelerated stability test) исследовалась в Phillips University (Марбург, ФРГ). В отличие от обычных экспериментов, пленка  $a\text{-Si:H}$  освещалась при  $T = 300\text{ К}$  как со стороны своей поверхности, так и со стороны подложки двумя ксеноновыми импульсными лампами (время импульса 2 мкс частота 300 Гц, спектральный диапазон  $400 \div 670\text{ нм}$ , мощность в пике  $120\text{ мВт/см}^2$ , средняя мощность  $70\text{ мВт/см}^2$ ). В таких условиях плотность индуцированных дефектов достигала величины насыщения  $N_{\text{sat}}$  после 15 ч засветки, в то время как в условиях обычных экспериментов (источник  $W = 100\text{ мВт/см}^2$ ,  $T = 300\text{ К}$ , освещение поверхности пленки) для этого, как известно, необходимы сотни часов.

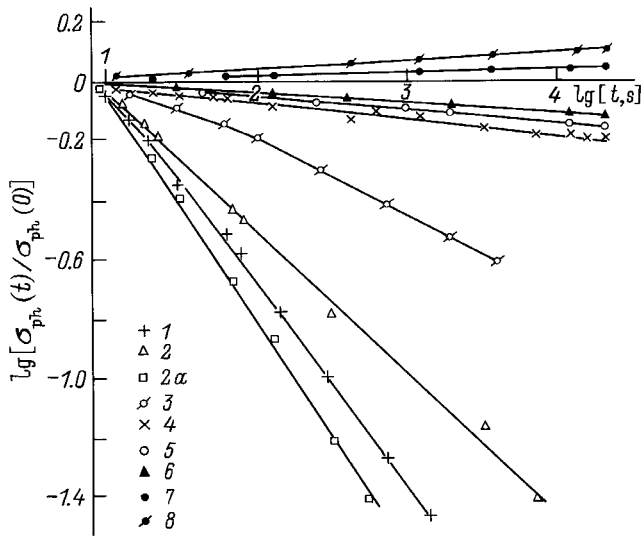
## Результаты обсуждения

Рассмотрим сначала, как соотносятся данные о скорости деградации фотопроводимости, характеризуемой параметром  $\gamma$ , с данными о величине  $N_{\text{sat}}$ , полученными с помощью accelerated stability test. На рис. 1 представлены относительные изменения фотопроводимости  $\sigma_{\text{ph}}/\sigma_{\text{ph}}(0)$  в зависимости от времени засветки для ряда пленок, осажденных методом PECVD при  $T_s = 300^\circ\text{C}$ . Характеристики пленок приведены в табл. 1. Для двух из них, с резко различными  $\gamma$  (0.66 и 0.05), исследованы коэффициенты поглощения методом постоянного фототока (SPM) в состояниях  $A$  (до засветки) и  $B$  (после засветки в течение 15 ч) (см. рис. 2). Величины  $N_{\text{sat}}$  были равными, соответственно,  $2 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-3}$  и  $5 \cdot 10^{16}\text{ см}^{-3}$ . Таким образом, наблюдается корреляция величин  $\gamma$  и  $N_{\text{sat}}$ . Поэтому в дальнейшем, говоря о стабильности материала, мы будем рассматривать величины  $\gamma$ .

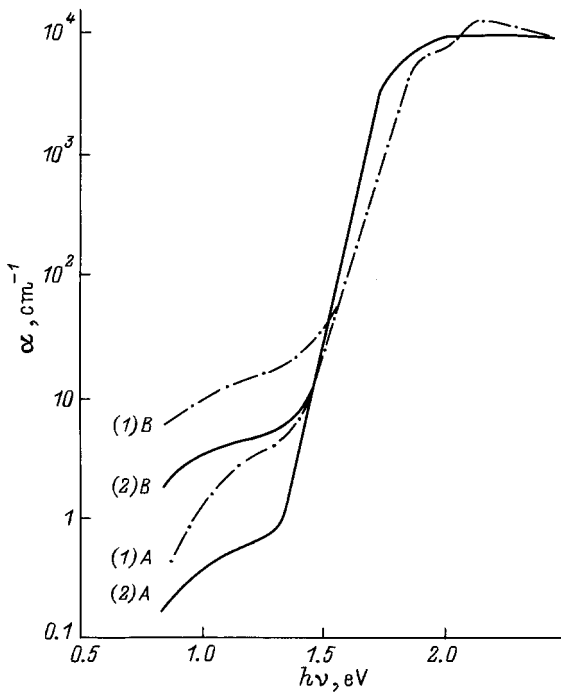
**Таблица 1.** Параметры пленок, данные для которых представлены на рис. 1

№ пленки	$\varepsilon_c - \varepsilon_f$ , эВ	$C_H$ , ат%	$R$	$\gamma$	Типы комплексов Si-H
1	0.45	12	0.30	0.60	SiH, SiH <sub>2</sub>
2a	0.67	16	0.27	0.66	SiH, (SiH) <sub>n</sub>
2	0.65	8	—	0.46	—
3	0.69	9	0	0.2	SiH
4	0.77	—	—	0.05	—
5	0.72	9	0	0.04	SiH
6	0.76	12	—	0.03	—
7	0.82	14	—	-0.02	—
8	0.85	16	0.30	-0.03	SiH, SiH <sub>2</sub>

*Примечание.* Пленка № 4 получена из Политехнической школы (Palaiseau, France).



**Рис. 1.** Зависимости относительного изменения фотопроводимости  $\sigma_{ph}$  пленок  $a\text{-Si:H}$ , осажденных при  $T_s = 300^\circ\text{C}$ , от времени засветки  $t$ . Цифры на рисунке соответствуют номерам пленок в табл. 1.



**Рис. 2.** Спектры поглощения (метод постоянного тока) для пленок № 2а (1) и № 4 (2) (см. рис. 1 и табл. 1) в состояниях А (до засветки) и В (после засветки). Параметры пленок: № 2а —  $N_D^A = 4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ ,  $N_D^B = 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ ,  $E_u = 54 \text{ мэВ}$ ; № 4 —  $N_D^A = 7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ ,  $N_D^B = 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ ,  $E_u = 49 \text{ мэВ}$ .

Из рис. 1 и табл. 1 следует, что для пленок, осажденных при  $T_s = \text{const}$ , величины  $\gamma$  сильно падают с увеличением зазора  $\epsilon_c - \epsilon_F$  (кривые 1–6). Кривая 3 взята из работы [17]; она получена для  $a\text{-Si:H}$ , близкого к собственному. Если обратиться к рассмо-

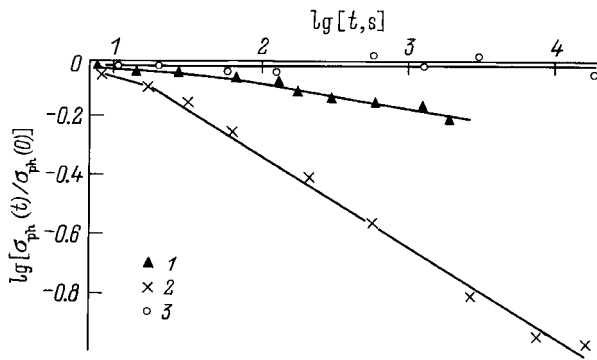
трению параметров структуры данных пленок  $a\text{-Si:H}$  до их засветки [8], то точка  $\epsilon_c - \epsilon_F = 0.70 \text{ эВ}$  является для них "особой". В окрестностях ее плотность дефектов, параметр Урбаха  $E_u$ , содержание водорода  $C_H$  и величина  $\Delta\omega_{TO}$  минимальны, микроструктурный параметр  $R = 0$ , а величина  $\omega_{TO}$  максимальна. Именно такой материал можно считать полностью гомогенным. По мнению авторов [8], здесь находится граница между областями I ( $0.45 \text{ эВ} < \epsilon_c - \epsilon_F < 0.70 \text{ эВ}$ ) и II ( $0.70 \text{ эВ} < \epsilon_c - \epsilon_F < 0.85 \text{ эВ}$ ), где дефекты находятся в различных заряженных состояниях. По мере изменения положения уровня Ферми нелегированного  $a\text{-Si:H}$  состояние дефектов изменяется от преимущественно отрицательного  $D^-$  (область I) к нейтральному  $D^0$  (собственный  $a\text{-Si:H}$ ) и далее к преимущественно положительному  $D^+$  (область II).

В рамках этой концепции в работе [18] анализировались скорости как возрастания плотности дефектов  $N_D$ , так и падения фотопроводимости  $\sigma_{ph}$  указанных пленок при их засветке в зависимости от  $\epsilon_c - \epsilon_F$ , т.е. сравнивались величины  $\gamma$  и  $\beta$ , входящие в выражение  $\sigma_{ph} \sim t^{-\gamma}$  и  $N_D \sim t^\beta$ . В отличие от [19], в работе [18] было показано, что скорость возрастания плотности дефектов значительно ниже скорости падения фотопроводимости только для пленок, принадлежащих к области I, а для пленок собственного  $a\text{-Si:H}$  и пленок, принадлежащих к области II, обе скорости по величинам сравнимы. Это может быть понято, если учесть, что индуцированные светом дефекты находятся в состоянии  $D^0$ . Тогда даже сравнительно небольшое их число (величина  $\beta$  для всех пленок не превышает 0.1) должно сильно изменять сечение захвата электронов, если до засветки большинство дефектов находилось в состоянии  $D^-$  (область I). Величина  $\gamma$  поэтому возрастает, причем тем сильнее, чем больше материал отличается от собственного. Очевидно, что для пленок, принадлежащих к области II, этого происходить не должно: для них  $\gamma \simeq \beta$  [18].

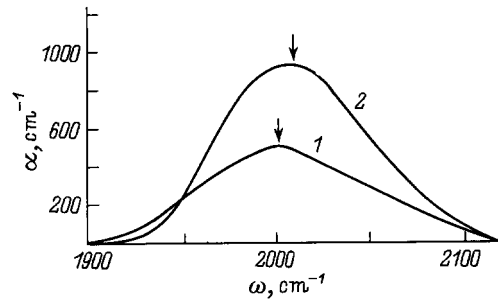
Следует, однако, отметить характерную особенность, присущую пленкам из области II с максимальными величинами  $\epsilon_c - \epsilon_F$ : для них наблюдается возрастание  $\sigma_{ph}$  на данном отрезке времени засветки (5 ч) (см. рис. 1 и табл. 1, пленки № 7 и № 8). То же самое было отмечено для пленок  $a\text{-Si:H}$  с большими энергиями активации  $\sigma_d$ , осажденных методом PECVD с использованием разбавленных смесей  $\text{SiH}_4\text{-He}$  [4].

В целом пленки, принадлежащие к области II, являются более стабильными, несмотря на то что там, как и в области I, величина  $C_H$  возрастает по мере сдвига уровня Ферми от точки  $\epsilon_c - \epsilon_F = 0.70 \text{ эВ}$  [8]. Отсюда можно сделать вывод, что в данном случае эффект СВ напрямую не связан с величиной  $C_H$ .

Тем не менее роль водорода для  $\gamma$  отчетливо проявляется, если сравнивать данные для пленок  $a\text{-Si:H}$  из области I с  $\epsilon_c - \epsilon_F = \text{const}$  (рис. 1, пленки № 2 и № 2а). Вторая из них содержит в 2 раза больше водорода и, соответственно, величина  $\gamma$  для нее значительно выше. То же самое показано и на рис. 3, где



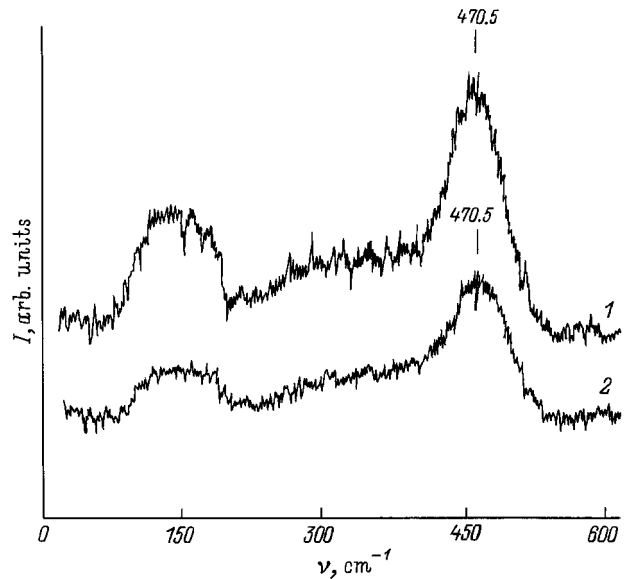
**Рис. 3.** Зависимости относительного изменения фотопроводимости  $\sigma_{ph}$  пленок собственного  $a\text{-Si:H}$  от времени засветки  $t$ . Цифры на рисунке соответствуют номерам пленок в табл. 2.



**Рис. 4.** Спектры поглощения  $\alpha(\omega)$  в инфракрасной области излучения для пленки собственного  $a\text{-Si:H}$  № 5 (1) и пленки № 2а (2) (см. табл. 1).

представлены данные об отношении  $\sigma_{ph}/\sigma_{ph}(0)$  для двух PECVD-пленок, близких к собственным, осажденных при  $T_s = 390^\circ\text{C}$ , но имеющих тем не менее различное содержание водорода. Характеристики пленок приведены в табл. 2. Видно, что величина  $\gamma$  падает с уменьшением  $C_H$ . Поэтому при  $T_s = \text{const}$  и  $\varepsilon_c - \varepsilon_F = \text{const}$  стабильность, казалось бы, определяется содержанием водорода, однако такое заключение не представляется корректным, поскольку помимо различных  $C_H$  пленки имеют различную микроструктуру. Это следует из анализа их ИК спектров (рис. 4): сдвиг максимума поглощения в сторону  $2010\text{ cm}^{-1}$  свидетельствует о наличии кластерированных комплексов  $\text{SiH}$ , расположенных по границам "зерен" аморфной пленки. Отсутствие микрокристаллических зерен в данных пленках следует из рассмотрения рамановских спектров: в окрестностях полосы  $TO$ -фононов характерный пик в области примерно  $520\text{ cm}^{-1}$  отсутствует. Это убедительно показано на рис. 5, где представлены рамановские спектры как для пленки № 2а, так и для пленки № 4, принадлежащей к области II — одной из лучших по стабильности. Видно, что эти спектры почти полностью идентичны.

Таким образом, низкая стабильность таких пленок, как № 2а, имеющих при  $T_s = \text{const}$  и  $\varepsilon_c - \varepsilon_F = \text{const}$  повышенные значения  $C_H$ , обусловлена их рыхлой неомогенной структурой и, соответственно, пониженной плотностью, что способствует диффузии водорода, отрицательно влияющей на стабильность [3,20]. Очевидно, что и в данном случае ( $T_s = \text{const}$ ,  $\varepsilon_c - \varepsilon_F = \text{const}$ ,



**Рис. 5.** Рамановские спектры  $I(\nu)$  для пленок  $a\text{-Si:H}$  № 4 (1) и № 2а (2) (см. табл. 1).

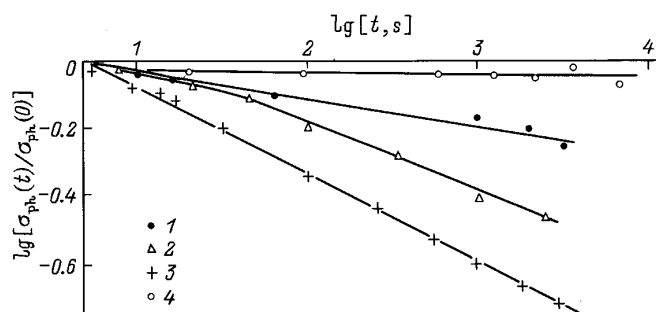
$C_H = \text{var}$ ) не удается связать эффект СВ напрямую с содержанием водорода в пленках.

Непосредственную связь эффекта СВ и величины  $C_H$  удалось установить при исследованиях ряда PECVD-пленок, осажденных при  $T_s = 300 \div 390^\circ\text{C}$ , близких к собственным. При наличии гомогенной структуры содержание водорода в них изменялось от 9 до 4 ат% и соответственно падала величина  $\gamma$  [17].

Рассмотрим теперь результаты исследований пленок  $a\text{-Si:H}$  группы IV, осажденных методом MASD при  $T = 300$  и  $350^\circ\text{C}$ . На рис. 3 вместе с данными для собственных PECVD-пленок, осажденных при  $T_s = 390^\circ\text{C}$ , приведены данные для собственной MASD-пленки, осажденной при  $T_s = 300^\circ\text{C}$ , содержащей 10 ат% водорода, комплексы  $(\text{SiH}_2)_n$  и имеющей параметр  $R = 0.65$ . Видно, что для нее  $\gamma = 0$ , т.е. она наиболее стабильная. На рис. 6 представлены данные об изменении

**Таблица 2.** Параметры пленок, данные для которых представлены на рис. 3

№ пленки	$T_s, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon_c - \varepsilon_F, \text{эВ}$	$C_H, \text{ат\%}$	$R$	$\gamma$	Типы комплексов Si-H
1	390	0.71	4	0	0.1	SiH
2	390	0.71	13	0	0.3	SiH, $(\text{SiH})_n$
3	300	0.71	10	0.65	0	SiH, $(\text{SiH}_2)_n$



**Рис. 6.** Зависимость относительного изменения фотопроводимости  $\sigma_{ph}$  пленок  $a\text{-Si:H}$ , осажденных при  $T_s = 350^\circ\text{C}$ , от времени засветки  $t$ . Цифры на рисунке соответствуют номерам пленок в табл. 3.

отношения  $\sigma_{ph}/\sigma_{ph}(0)$  с ростом времени засветки для пленок, осажденных при  $350^\circ\text{C}$ . Характеристики пленок приведены в табл. 3. Две из них, близкие к собственным, осаждались методами MASD и PECVD (при сильном разбавлении силана гелием) и, имея величины  $R$ , близкие к нулю, отличались содержанием водорода  $C_H$ . Две другие пленки, осажденные методами PECVD и MASD, имели равные значения  $\varepsilon_c - \varepsilon_F = 0.64$  эВ, но 1-я из них содержала кластерированные комплексы  $(\text{SiH})_n$ , а 2-я — комплексы  $\text{SiH}_2$ . Видно, что именно эта пленка, по сравнению с другими, осажденными при данной  $T_s$ , наиболее стабильна. Сравнивая данные для двух MASD-пленок, имеющих равные  $R = 0.65$ , но отличающиеся типом дигидридных комплексов (рис. 3 и 6), можно заключить, что по скорости деградации они сравнимы.

**Таблица 3.** Параметры пленок, данные для которых представлены на рис. 6

№ пленки	$\varepsilon_c - \varepsilon_F$ , эВ	$C_H$ , ат%	$R$	$\gamma$	Типы комплексов
1	0.71	5	0.0	0.09	$\text{SiH}$
2	—	10	0.1	0.20	$\text{SiH}, \text{SiH}_2$
3	0.64	20	0.3	0.3	$\text{SiH}, (\text{SiH})_n$
4	0.64	6	0.65	0	$\text{SiH}, \text{SiH}_2$

Согласно [15], комплексы  $\text{SiH}_2$  и  $(\text{SiH}_2)_n$  располагаются на поверхностях микрополостей, изолированных друг от друга, и поэтому при отжиге пленки с такой структурой показывают повышенную термическую стабильность: подвижность водорода в этом случае снижается, и поэтому его эффузия происходит при более высоких температурах отжига, чем для стандартных PECVD-пленок, содержащих преимущественно изолированные комплексы  $\text{SiH}$ . По-видимому, сравнительно низкая подвижность водорода является причиной повышенной стабильности также и при засветке пленок  $a\text{-Si:H}$  с указанной структурой. Таким образом, казалось бы, для улучшения стабильности следует изготавливать пленки  $a\text{-Si:H}$  с изолированными друг от друга микрополостями,

максимальными  $R$  и минимальными  $C_H$ . Однако тогда водорода может не хватать для пассивации оборванных связей во всем объеме пленки, что отрицательно скажется на величине  $\sigma_{ph}$  до засветки. Действительно, в работе [10] отмечалось резкое снижение  $\sigma_{ph}$  для пленок, имеющих  $R \approx 1$  и  $C_H = 5 \div 6$  ат%. Поэтому для улучшения стабильности материала без ухудшения его электронного качества необходимо оптимальное сочетание указанных структурных параметров.

## Заключение

В результате проведенных исследований эффекта Стеблера–Вронского для нелегированного  $a\text{-Si:H}$ , осажденного при высоких температурах  $T_s = 300 \div 400^\circ\text{C}$ , сделаны следующие выводы.

1. Скорость деградации фотопроводимости пленок  $a\text{-Si:H}$ , осажденных при  $T_s = \text{const}$ , содержащих изолированные комплексы  $\text{SiH}$  и  $\text{SiH}_2$  и имеющих микроструктурный параметр в диапазоне  $R = 0 \div 0.3$ , определяется положением уровня Ферми до засветки, резко падая с ростом зазора  $\varepsilon_c - \varepsilon_F$ , и напрямую не связана с содержанием в пленках водорода  $C_H$ .

2. Существенное увеличение скорости деградации фотопроводимости пленок  $a\text{-Si:H}$ , имеющих повышенные  $C_H$  при  $T_s = \text{const}$ ,  $\varepsilon_c - \varepsilon_F = \text{const}$ , связано с неомогенностью их структуры вследствие образования кластерированных комплексов  $(\text{SiH})_n$ . Поэтому прямую связь между  $C_H$  и  $\gamma$  установить не удается.

3. Пленки, осажденные при  $T_s = \text{const}$  и близкие к собственным, обладают повышенной стабильностью. Величина  $\gamma$  для таких пленок последовательно падает с ростом  $T_s$ , т.е. с уменьшением содержания водорода  $C_H$ . В этом случае устанавливается прямая связь между  $C_H$  и скоростью деградации фотопроводимости  $\sigma_{ph}$ .

4. Скорости деградации фотопроводимости пленок  $a\text{-Si:H}$ , содержащих комплексы  $\text{SiH}_2$  или  $(\text{SiH}_2)_n$  имеющие  $R \approx 0.65$ , близки к нулю, т.е. при прочих равных условиях ( $\varepsilon_c - \varepsilon_F = \text{const}$ ,  $T_s = \text{const}$ ,  $C_H = \text{const}$ ) эти пленки имеют самую высокую стабильность.

Работа была поддержана грантом INTAS № 931916.

Авторы благодарят своих коллег из Ecole Polytechnique (Palaiseau, France) и Philipps University (Marburg, FRG) за плодотворное сотрудничество.

## Список литературы

- [1] D.I. Stabler, C.R. Wronski. Appl. Phys. Lett., **31**, 292 (1977).
- [2] H. Fritzsche. MRS Symp. Proc., **336**, 227 (1994).
- [3] Y. Liang, N. Maley, J.R. Abelson. J. Appl. Phys., **75**, 3704 (1994).
- [4] R. Meaudre, M. Meaudre, S. Vignoli, P. Poca i Cabarrocas, Y. Bouizem, M.L. Theye. Phil. Mag. B, **67**, 497 (1993).
- [5] D. Caputo, G. de Cesare, F. Irrera, F. Palma, M.C. Rossi, G. Conte, G. Nobile, G. Fameli. J. Non-Cryst. Sol., **170**, 278 (1994).

- [6] M. Stutzmann, W.B. Jackson, C.C. Tsai. Phys. Rev. B, **32**, 23 (1995).
- [7] P. Hari, P.C. Taylor, R.A. Street. MRS Symp. Proc., **336**, 329 (1994).
- [8] О.А. Голикова, В.Х. Кудоярова. ФТП, **29**, 1128 (1995).
- [9] О.А. Голикова, М.М. Казанин, О.И. Коньков, В.Х. Кудоярова, Е.И. Теруков. ФТП, **30**, 405 (1996).
- [10] О.А. Голикова, А.Н. Кузнецов, В.Х. Кудоярова, М.М. Казанин. ФТП, **30**, 1879 (1996).
- [11] P. Morin, P. Roca i Cabarrocas. MRS Symp. Proc., **336**, 281 (1994).
- [12] W. Paul. In: *Amorphous Silicon and related Materials*, ed. by H. Fritzsche (World Scientific, Singapore, 1988) vol. 1A, p. 63.
- [13] H. Wagner, W. Beyer. Sol. St. Commun., **48**, 585 (1983).
- [14] Z. Igbal, S. Veprec. J. Phys. C: Sol. St. Phys., **15**, 377 (1982).
- [15] K. Zellama, L. Chahed, P. Sladec, M.L. Theye, J.H. von Bardeleben, P. Roca i Cabarrocas. Phys. Rev. B, **53**, 3804 (1995).
- [16] E. Sauvain, P. Pipoz, A. Shan, J. Hubin. J. Appl. Phys., **75**, 1722 (1994).
- [17] И.А. Курова, Н.Н. Ормонт, О.А. Голикова, В.Х. Кудоярова. ФТП, **31**, 536 (1997).
- [18] О.А. Голикова. ФТП, **31**, 281 (1997).
- [19] P. Tzanetakis, N. Kopidakis, M. Androulidaki, C. Kalpouzos, P. Stradins, H. Fritzsche. MRS Symp. Proc., **377**, 245 (1995).
- [20] S. Bauer, T. Haage, B. Schroder, H. Oechsner. In: *Abstracts of ICAS-16* (Kobe, Japan, 1995) p. 176.

Редактор Т.А. Полянская

## Staebler–Wronski effect depending on the Fermi level position and a structure of undoped amorphous hydrogenated silicon

O.A. Golikova, M.M. Kazanin, V.Kh. Kudoyarova

A.F. Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St.Petersburg, Russia

**Abstract** Investigations of the degradation rate  $\gamma$  ( $\sigma_{ph} \sim t^{-\gamma}$ ) for undoped amorphous hydrogenated silicon films deposited at  $T_s = 300\text{--}400^\circ\text{C}$  have been carried out. Light-soaking was done by light of  $100\text{ mWcm}^{-2}$ ,  $\lambda < 0.9\ \mu$  at 300 K for 5 hours. The value of  $\gamma$  was shown to depend on the Fermi level position ( $\varepsilon_c - \varepsilon_F$ ) before light-soaking and it often depended indirectly on the hydrogen content in the film. Correlations between  $\gamma$  and silicon-hydrogen bonding (isolated SiH and SiH<sub>2</sub>), (SiH)<sub>n</sub> clusters, (SiH<sub>2</sub>)<sub>n</sub> chains have been established.