

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 γ ($\sigma_{ph} \sim t^{-\gamma}$) 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 мВт/см^2 , $\lambda < 0.9\text{ мкм}$). Показано, что скорость деградации γ 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 γ и связями в кремний–водородной подсистеме (изолированные комплексы SiH и SiH₂, кластеры (SiH)_n, цепочки (SiH₂)_n).

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 σ_{ph} и темновой проводимости σ_d ; последнее означает сдвиг уровня Ферми ε_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 (SiH₂) 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 SiH₂ или (SiH₂)_n. 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%, SiH_4 , вторая — с использованием сильно разбавленного гелием 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 ω_{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 см^{-1} . Анализ поглощения при $1900 \div 2100\text{ см}^{-1}$ позволяет найти вклады изолированных комплексов SiH и SiH_2 . Существование последних подтверждается наблюдаемой полосой поглощения при 875 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 см^{-1} . Однако, как было показано в работе [8], величины R могут быть и не велики, но максимум поглощения сдвигается в сторону 2100 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 см^{-1} приписывается комплексам SiH, находящимся на границах зерен микрокристаллов [14]. Поэтому проводился анализ рамановской TO -полосы в окрестностях 520 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, γ — 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 мВт/см^2 , средняя мощность 70 мВт/см^2). В таких условиях плотность индуцированных дефектов достигала величины насыщения N_{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 γ , с данными о величине N_{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 γ (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_{sat} были равными, соответственно, $2 \cdot 10^{17}\text{ см}^{-3}$ и $5 \cdot 10^{16}\text{ см}^{-3}$. Таким образом, наблюдается корреляция величин γ и N_{sat} . Поэтому в дальнейшем, говоря о стабильности материала, мы будем рассматривать величины γ .

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

№ пленки	$\varepsilon_c - \varepsilon_f$, эВ	C_H , ат%	R	γ	Типы комплексов Si-H
1	0.45	12	0.30	0.60	SiH, SiH ₂
2a	0.67	16	0.27	0.66	SiH, (SiH) _n
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 ₂

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

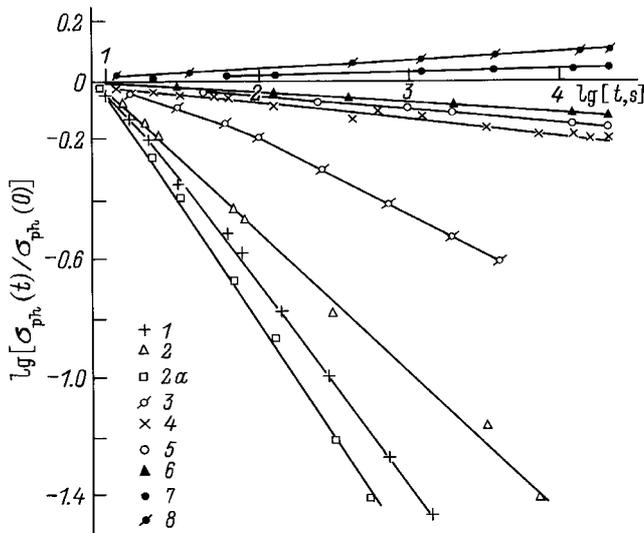


Рис. 1. Зависимости относительного изменения фотопроводимости σ_{ph} пленок $a\text{-Si:H}$, осажденных при $T_s = 300^\circ\text{C}$, от времени засветки t . Цифры на рисунке соответствуют номерам пленок в табл. 1.

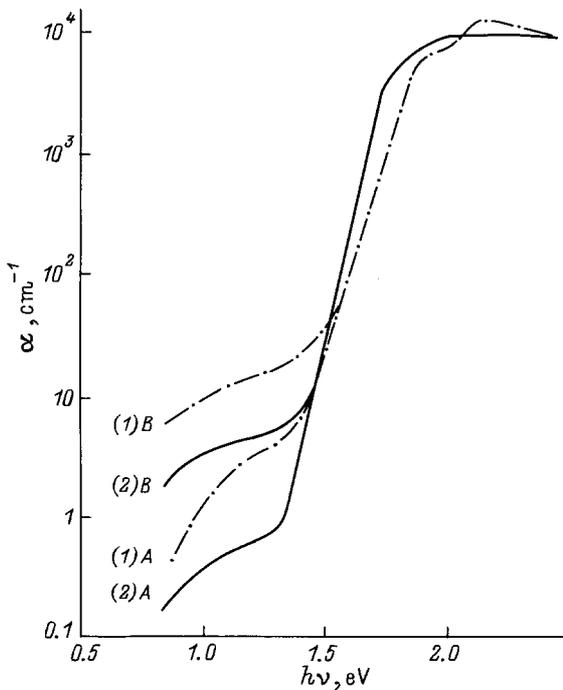


Рис. 2. Спектры поглощения (метод постоянного тока) для пленок № 2а (1) и № 4 (2) (см. рис. 1 и табл. 1) в состояниях А (до засветки) и В (после засветки). Параметры пленок: № 2а — $N_D^A = 4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, $N_D^B = 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, $E_u = 54 \text{ мэВ}$; № 4 — $N_D^A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

Из рис. 1 и табл. 1 следует, что для пленок, осажденных при $T_s = \text{const}$, величины γ 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 ω_{TO} максимальна. Именно такой материал можно считать полностью однородным. 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 σ_{ph} указанных пленок при их засветке в зависимости от $\epsilon_c - \epsilon_F$, т.е. сравнивались величины γ и β , 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 β 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 γ 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 σ_{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 σ_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 γ 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 γ для нее значительно выше. То же самое показано и на рис. 3, где

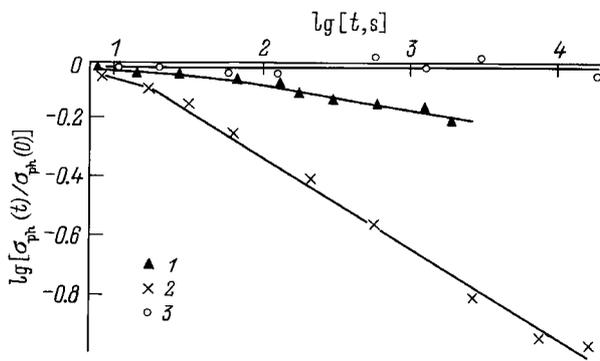


Рис. 3. Зависимости относительного изменения фотопроводимости σ_{ph} пленок собственного $a\text{-Si:H}$ от времени засветки t . Цифры на рисунке соответствуют номерам пленок в табл. 2.

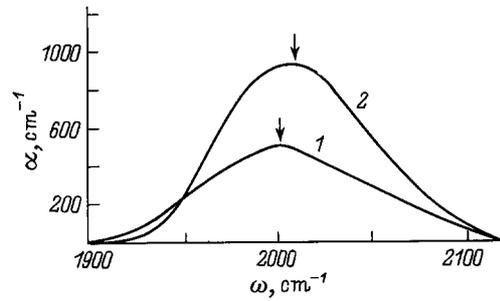


Рис. 4. Спектры поглощения $\alpha(\omega)$ в инфракрасной области излучения для пленки собственного $a\text{-Si:H}$ № 5 (1) и пленки № 2а (2) (см. табл. 1).

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 γ 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 cm^{-1} свидетельствует о наличии кластерированных комплексов 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 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 ($T_s = \text{const}$, $\varepsilon_c - \varepsilon_F = \text{const}$,

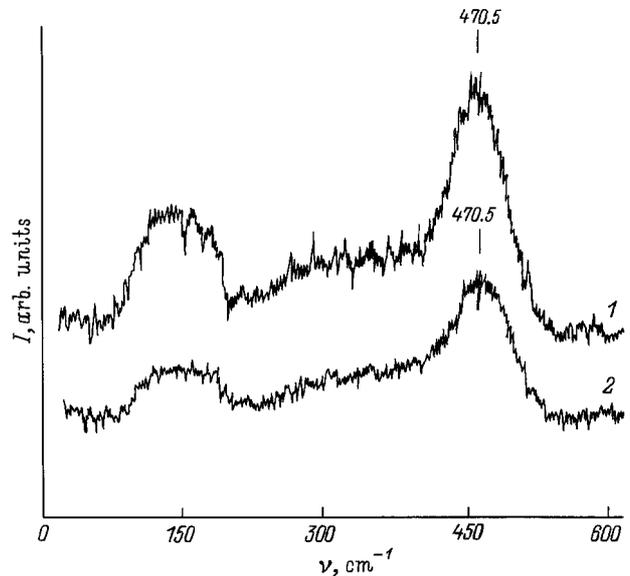


Рис. 5. Рамановские спектры $I(\nu)$ для пленок $a\text{-Si:H}$ № 4 (1) и № 2а (2) (см. табл. 1).

$C_H = \text{var}$) 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 γ [17].

Рассмотрим теперь результаты исследований пленок $a\text{-Si:H}$ группы IV, осажденных методом MASD при $T = 300$ и 350°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	γ	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, $(\text{SiH}_2)_n$

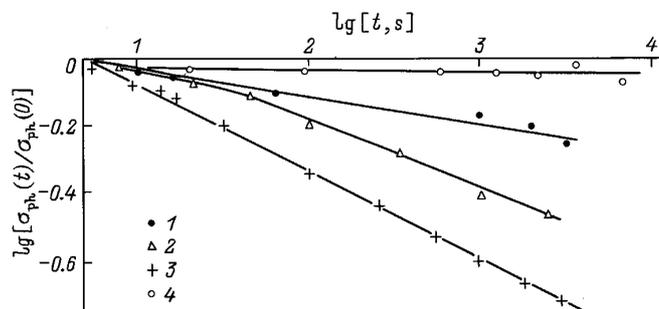


Рис. 6. Зависимость относительного изменения фотопроводимости σ_{ph} пленок $a\text{-Si:H}$, осажденных при $T_s = 350^\circ\text{C}$, от времени засветки t . Цифры на рисунке соответствуют номерам пленок в табл. 3.

отношения $\sigma_{ph}/\sigma_{ph}(0)$ с ростом времени засветки для пленок, осажденных при 350°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 кластеризованные комплексы $(\text{SiH})_n$, а 2-я — комплексы 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	γ	Типы комплексов
1	0.71	5	0.0	0.09	SiH
2	—	10	0.1	0.20	SiH, SiH ₂
3	0.64	20	0.3	0.3	SiH, (SiH) _n
4	0.64	6	0.65	0	SiH, SiH ₂

Согласно [15], комплексы 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 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 σ_{ph} до засветки. Действительно, в работе [10] отмечалось резкое снижение σ_{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 SiH и 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 кластеризованных комплексов $(\text{SiH})_n$. Поэтому прямую связь между C_H и γ установить не удается.

3. Пленки, осажденные при $T_s = \text{const}$ и близкие к собственным, обладают повышенной стабильностью. Величина γ 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 σ_{ph} .

4. Скорости деградации фотопроводимости пленок $a\text{-Si:H}$, содержащих комплексы 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 γ ($\sigma_{ph} \sim t^{-\gamma}$) 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 mWcm^{-2} , $\lambda < 0.9\ \mu$ at 300 K for 5 hours. The value of γ 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 γ and silicon-hydrogen bonding (isolated SiH and SiH₂), (SiH)_n clusters, (SiH₂)_n chains have been established.