

©1994 г.

ПСЕВДОЛЕГИРОВАНИЕ И ОТЖИГ АМОРФНОГО ГИДРИРОВАННОГО КРЕМНИЯ

О.А.Голикова, М.М.Казанин, Х.Ю.Мавлянов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021, Санкт-Петербург, Россия
(Получена 1 февраля 1994 г. Принята к печати 9 февраля 1994 г.)

Проведены исследования влияния отжига при температурах 300–390 °С на фотоэлектрические параметры псевдолегированных образцов *a*-Si:H. Показано, что термическая релаксация структурной сетки готовой пленки приводит к снижению концентрации оборванных связей и сдвигам уровня Ферми к середине щели подвижности так же, как уменьшение интенсивности бомбардировки растущей пленки частицами плазмы.

В настоящее время известно несколько способов сдвига уровня Ферми (ε_F) в щели подвижности (E_g) аморфного гидрированного кремния (*a*-Si:H) без специального легирования, т.е. несколько способов псевдолегирования. Начиная с работ Спира и Лекомбера (см. [1]), где было показано, что ε_F можно смещать, изменяя температуру осаждения пленки, ряд авторов осуществляли подобные сдвиги также и за счет изменений скорости прокачки силаносодержащей смеси в камере высокочастотного разложения [2], управления процессом высокочастотного разряда с помощью третьего электрода (сетки) [3] и др.

Как известно, информацию о положении ε_F дает величина энергии активации темновой проводимости (σ)

$$\Delta E = (\varepsilon_c - \varepsilon_F) \Big|_{T=0},$$

где ε_c — край зоны проводимости. Далее мы в основном будем рассматривать этот параметр. В то же время положение ε_F при данной температуре (T) можно определить из выражения

$$\varepsilon_c - \varepsilon_F = kT \ln(\sigma_0/\sigma),$$

где $\sigma_0 = 150 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ [4]. Следовательно, минимизация σ при $T = 300 \text{ К}$, осуществленная недавно в [5,6], фактически означает сдвиг ε_F к середине E_g , т.е. получение «собственного» *a*-Si:H ($\varepsilon_c - \varepsilon_F \simeq E_g/2$).

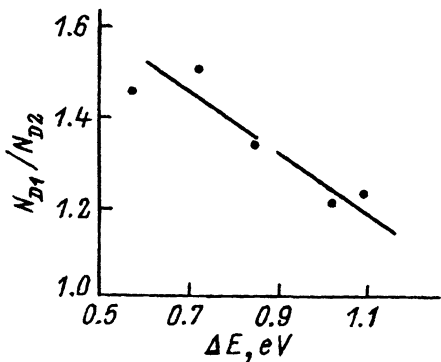


Рис. 1. Относительное изменение концентрации дефектов в зависимости от энергии активации темновой проводимости. N_{D1} и N_{D2} — концентрации дефектов до и после отжига соответственно.

Долгое время считалось, что такой a -Si:H можно получить лишь при очень слабом легировании бором, однако, как показано в [7,8], для этой цели оказалось достаточным минимизировать интенсивность бомбардировки растущей пленки частицами плазмы и, соответственно, минимизировать величину концентрации дефектов (оборванных связей), N_D . В отличие от дефектов, возникающих при введении примесей или индуцированных светом, они были названы дефектами, наведенными при осаждении (deposition induced defects). Тем не менее до сих пор дискутируется вопрос, в чем именно состоит различие между дефектами в a -Si:H, созданными различными путями [9].

В данной работе будет рассмотрено влияние отжига на N_D , ϵ_F и фотопроводимость (σ_{ph}) псевдолегированных образцов a -Si:H, полученных в триодной системе высокочастотного разложения, фотоэлектрические параметры которых исследовались ранее [7]. Это, по нашему мнению, должно дать дополнительную информацию о дефектах, наведенных при осаждении, в структурной сетке исследуемого материала.

Отметим, что в отличие от многих других работ, величины N_D определялись методом постоянного фототока, а не ЭПР, дающим информацию лишь о нейтральных дефектах (в состоянии D^0).

На рис. 1 представлена зависимость отношения концентраций дефектов до и после отжига (N_{D1} и N_{D2} соответственно) от энергии активации темновой проводимости, ΔE . Отжиг проводили при температуре осаждения пленок (300°C) в вакууме в течение 30 мин. Видно, что он влияет тем меньше, чем выше ΔE , т.е. чем ближе образцы к собственным. Было показано также, что снижение N_D после отжига приводит к некоторым сдвигам ϵ_F в сторону $\epsilon_c - E_g/2$. Далее будут рассмотрены результаты влияния отжига при более высоких температурах, чем температура осаждения пленок.

Как видно из рис. 2, по мере увеличения температуры отжига T_a (его длительность везде 1.5 ч) ΔE сначала растет, т.е. ϵ_F сдвигается к $\epsilon_c - E_g/2$, а затем начинает наблюдаться противоположная картина. О сдвигах ϵ_F говорят также данные по темновой проводимости при $T = 300$ К (рис. 3). При этом концентрация дефектов сначала уменьшается, а затем начинает возрастать (рис. 4).

Изменение концентрации дефектов при увеличении температуры отжига пленок a -Si:H объясняется следующим образом. Во-первых, отжиг приводит к термической релаксации структурной сетки, т.е., как

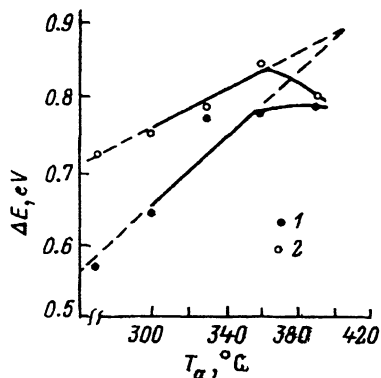


Рис. 2. Энергия активации темновой проводимости в зависимости от температуры отжига пленок. Энергия активации до отжига ΔE , эВ: 1 — 0.57, 2 — 0.72.

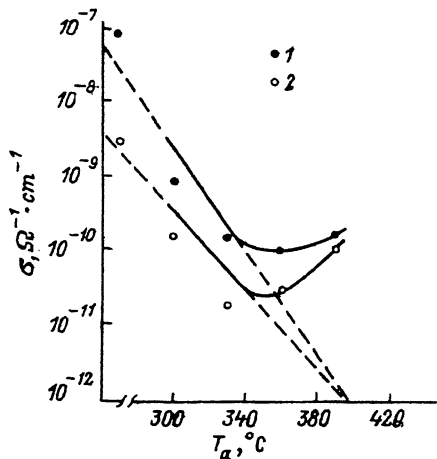


Рис. 3. Зависимости темновой проводимости при $T = 300 \text{ K}$ от температуры отжига пленок. Обозначения те же, что и на рис. 2.

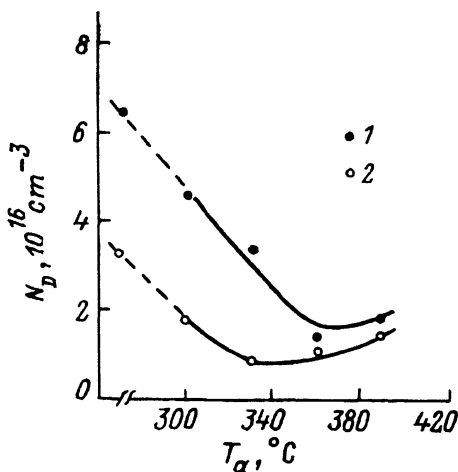


Рис. 4. Зависимости концентрации дефектов при $T = 300 \text{ K}$ от температуры отжига пленок. Обозначения те же, что на рис. 2, 3.

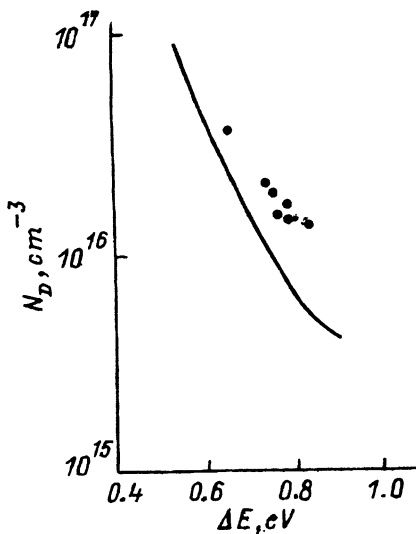
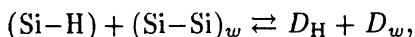


Рис. 5. Зависимость концентрации дефектов при $T = 300 \text{ K}$ от энергии активации темновой проводимости: сплошная линия — неотожженные псевдолегированные и легированные образцы (обобщенная кривая), точки — отожженные образцы.

это обычно бывает, к падению величины N_D . Во-вторых, с ростом температуры происходит образование новых дефектов. Согласно модели [10], процесс образования их описывается следующей реакцией:



где $(\text{Si}-\text{H})$ — моногидридный комплекс, $(\text{Si}-\text{Si})_w$ — слабая кремний-кремниевая связь, D_H — оборванная связь, образующаяся в результате отрыва атома H от $(\text{Si}-\text{H})$, а D_w — оборванная связь, образующаяся в результате захвата диффундирующего атома H слабой связью и ее разрыва.

Отметим, что если кривые, приведенные на рис. 2 и 3, экстраполировать в сторону высоких температур, то они пересекаются вблизи 400°C . При этом $\Delta E \simeq 0.9 \text{ эВ}$, а $\sigma \simeq 10^{-12} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$, что отвечает собственному $a\text{-Si:H}$. Близкие величины σ пленок были получены в [5], когда их осаждение производили при температуре 400°C , но термическое образование дефектов подавляли за счет ускоренной подачи газовой смеси в камеру.

Рассмотрим зависимость концентрации дефектов от положения уровня Ферми (рис. 5). Для неотожженных псевдолегированных и легированных донорными примесями образцов $a\text{-Si:H}$ зависимость $N_D(\Delta E)$ представлена общей кривой: величина N_D определяется положением ϵ_F независимо от способа его достижения [7]. В то же время точки, относящиеся к отожженным псевдолегированным образцам, лежат заметно выше этой кривой. В соответствии с этим фотопроводимость указанных образцов существенно ниже, чем неотожженных псевдолегированных и легированных донорными примесями образцов (рис. 6). При этом отклонения точек от кривых, приведенных на рис. 5 и 6, тем значительнее, чем больше величины ΔE , достигнутые при более высоких температурах отжига. По-видимому, эти отклонения связаны с процессом образования новых дефектов, конкурирующим с процессом термической релаксации структурной сетки.

Тем не менее закономерности изменений N_D и σ_{ph} в зависимости от положения уровня Ферми для псевдолегированных отожженных образцов $a\text{-Si:H}$ качественно такие же, что и для неотожженных образцов. Другими словами, снижение концентрации дефектов, наведенных при осаждении, осуществляемое либо за счет уменьшения интенсивности бомбардировки растущей пленки частицами плазмы, либо за счет увеличения температуры отжига готовой пленки, приводит к сдвигам ϵ_F

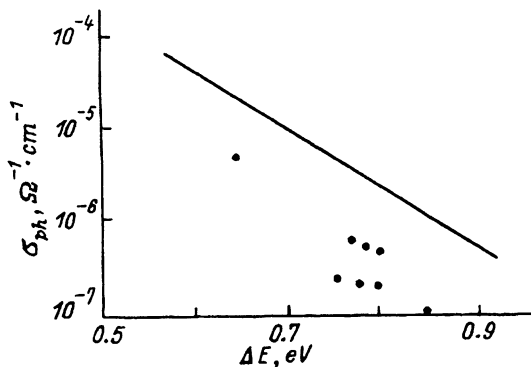


Рис. 6. Зависимость фотопроводимости от энергии активации темновой проводимости. Обозначения те же, что на рис. 5. $T = 300 \text{ К}$, длина волны $\lambda = 625 \text{ нм}$, поток фотонов — $10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$.

в сторону $\varepsilon_c - E_g/2$. При этом, однако, фотопроводимость и, соответственно, произведение подвижности на время жизни электронов, $\mu\tau$, не возрастают, а уменьшаются. Ранее [7] такой ход $\mu\tau$ для псевдолегированных образцов, как и для легированных донорными примесями образцов $a\text{-Si:H}$, объяснялся влиянием перезарядки дефектов вида $D^- \rightarrow D^0$ (D^- — отрицательно заряженная обрванная связь).

В противоположность этому увеличение концентрации фотоиндуцированных дефектов, как известно, приводит к сдвигам ε_F в сторону $\varepsilon_c - E_g/2$. Известно также, что эти неравновесные дефекты находятся в состоянии D^0 . Таким образом, основное отличие их от дефектов, наведенных при осаждении, по-видимому, состоит в зарядовом состоянии.

Отметим, что заключение о существовании отрицательно заряженных дефектов (D^-) в псевдолегированном $a\text{-Si:H}$ [7] вызывало ранее известные возражения, хотя и предлагалась модель, объясняющая существование таких дефектов как следствие негомогенности структуры [11]. Действительно, указанное выше заключение делалось на основе косвенных данных. Однако недавно методом фото-ЭПР было подтверждено существование D^- -центров в нелегированном $a\text{-Si:H}$ [12].

Работа была поддержана грантом Международного фонда Сороса.

Список литературы

- [1] W.E. Spear, P.G. LeComber. *Phil. Mag.*, **33**, 935 (1976).
- [2] O.A. Golikova, A.M. Grekhov. *Phys. St. Sol. B*, **155**, 475 (1989).
- [3] O.A. Голикова, М.М. Казанин, М.М. Мездрогина, В.Х. Кудоярова, К.Л. Со-рокина, У.С. Бабаходжаев. *ФТП*, **23**, 1737 (1989).
- [4] J. Stuke. *J. Non-Cryst. Sol.*, **97/98**, 1 (1987).
- [5] G. Ganguly, A. Matsuda. *Phys. Rev. B*, **47**, 3661 (1993).
- [6] H. Nishio, G. Ganguly, A. Matsuda. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* (1993).
- [7] O.A. Голикова. *ФТП*, **25**, 1517 (1991).
- [8] P. Roca, I. Cabarrocas, P. Morin, V. Chu, J.P. Conde, J.Z. Liu, H.R. Park, S. Wagner. *J. Appl. Phys.*, **69**, 2942 (1991).
- [9] N. Hata, A. Matsuda. *Abstracts ICAS-15* (Cambridge, UK, 1993) p. 125.
- [10] R.A. Street, K. Winer. *Phys. Rev. B*, **40**, 6236 (1989).
- [11] M. Silver, G. Winhorne, H. Branz, L. Pautmeier, H. Bassler. *J. Non-Cryst. Sol.*, **114**, 244 (1989).
- [12] G. Schumm. *Abstracts ICAS-15* (Cambridge, UK, 1993) p. 2.

Редактор Л.В. Шаронова

Pseudodoping and Annealing of Amorphous Hydrogenated Silicon

O.A. Golikova, M.M. Kasanin, and Kh. Yu. Mavlyanov

A.F. Ioffe Physical-Technical Institute of the Russian Academy of Sciences, 194021, St.-Petersburg, Russia