

УДК 621.315.592

©1995 г.

## ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ $\text{Si}^+$ НА СВОЙСТВА АМОРФНОГО ГИДРИРОВАННОГО КРЕМНИЯ

О.А.Голикова, Х.Ю.Мавлянов, И.Н.Петров, Р.Р.Яфаев

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе Российской академии наук,  
194021, Санкт-Петербург, Россия  
(Получена 3 августа 1994 г. Принята к печати 16 августа 1994 г.)

Приводятся результаты исследования влияния имплантации  $\text{Si}^+$  на концентрацию дефектов ( $N_D$ ), параметр Урбаха ( $E_u$ ) и положение уровня Ферми ( $\epsilon_F$ ) в аморфном гидрированном кремнии ( $a\text{-Si:H}$ ). Показано, что с ростом дозы имплантации достигается насыщение концентрации дефектов на уровне  $\sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$  при одновременном возрастании  $E_u$ . Показано также, что имплантация  $\text{Si}^+$  не влияет на  $\epsilon_F$  «собственного»  $a\text{-Si:H}$ .

Как известно, концентрация дефектов — оборванных связей ( $N_D$ ) — и параметр Урбаха ( $E_u$ ) аморфного гидрированного кремния ( $a\text{-Si:H}$ ) являются одними и теми же функциями равновесного уровня Ферми ( $\epsilon_F$ ) как для легированного, так и для псевдолегированного материала [1]. При этом минимальные  $N_D$  и  $E_u$  достигаются тогда, когда  $\epsilon_c - \epsilon_F \simeq 0.72 \text{ эВ}$  (рис. 1). Здесь  $\epsilon_c$  — край зоны проводимости,  $\epsilon_c - \epsilon_F = kT \ln(\sigma_0/\sigma)$ ,  $T = 300 \text{ К}$ ,  $\sigma_0 = 150 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ ,  $\sigma$  — темновая проводимость при  $T = 300 \text{ К}$ . Такой  $a\text{-Si:H}$  мы называем «собственным».

Ранее в [2] было показано, что интенсивная засветка не влияет на  $\epsilon_F$  собственного  $a\text{-Si:H}$ , т.е. эффект Стаблера-Вронского для него состоит в увеличении  $N_D$  и снижении фотопроводимости, а величина  $\sigma$  не изменяется. Там же было показано, что при  $\epsilon_c - \epsilon_F < 0.72 \text{ эВ}$  интенсивная засветка приводит к увеличению этого зазора, если  $\epsilon_c - \epsilon_F > 0.72 \text{ эВ}$  — его уменьшению. Другими словами, в обоих случаях материал «стремится» стать собственным, но с повышенной  $N_D$  (рис. 1).

В данной работе увеличение концентрации дефектов достигалось имплантацией ионов  $\text{Si}^+$ . Цель данной работы — получение дополнительной информации о влиянии внешних воздействий на свойства  $a\text{-Si:H}$ .

В настоящее время можно считать установленным, что при облучении  $a\text{-Si:H}$  электронами с энергиями порядка десятков кэВ (кэВ-электронами) образуются оборванные связи в нейтральном состоянии ( $D^0$ ), как и при интенсивном облучении светом [3,4], хотя кинетика их

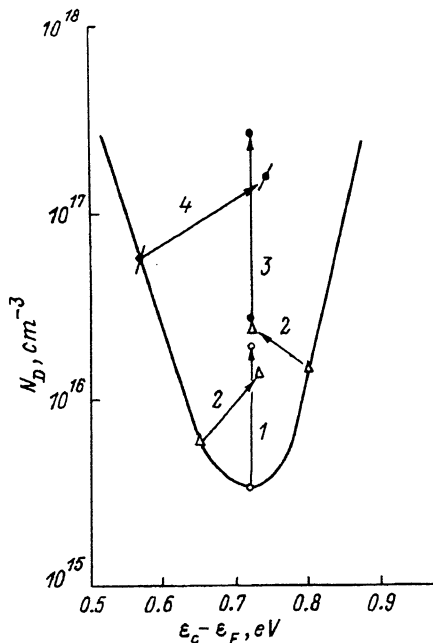


Рис. 1. Зависимость концентрации дефектов оборванных связей от величины зазора  $\epsilon_c - \epsilon_F$  по данным [1]. Стрелками показаны переходы под воздействием белого света мощностью  $140 \text{ мВт/см}^2$  в течение 5 ч (1,2) и при имплантации  $\text{Si}^+$  (3,4).

образования различна:  $N_D \sim t$  и  $N_D \sim t^{1/3}$  ( $t$  — время) соответственно. При этих воздействиях параметр Урбаха не изменяется, а индуцированные дефекты полностью устраняются с помощью отжига [5]. Что касается влияния облучения более тяжелыми частицами — ионами инертных газов — на свойства  $a\text{-Si:H}$ , то здесь результаты менее определены, по-видимому, вследствие тенденции ионов к образованию включений («пузырьков») в структурной сетке. С этой точки зрения имплантация  $\text{Si}^+$  представляется более перспективной. Следует отметить, что как метод создания дефектов в  $a\text{-Si:H}$  она была применена авторами [6], но с целью, отличной от цели данной работы.

Как и ранее [1,2], в данной работе исследовали  $a\text{-Si:H}$ , полученный методом псевдолегирования, т.е. набор образцов с  $\epsilon_c - \epsilon_F = \text{вар}$  получали без специального легирования, варьируя технологические условия осаждения пленок. Эти образцы с определенными  $N_D$ ,  $E_u$  и  $\epsilon_c - \epsilon_F$  подвергали затем ионной имплантации. Методы определения параметров образцов  $a\text{-Si:H}$  были такими же, как в [1,2].

Имплантация ионов кремния  $\text{Si}^+$  производилась на ускорителе тяжелых ионов (Heavy ion accelerator, High Voltage Engineering Europa B.V.) с использованием источника ионов модели SO-70 и газообразного соединения  $\text{SiF}_4$ . Толщина пленок  $a\text{-Si:H}$  составляла  $\sim 0.3 \text{ мкм}$ .

С целью создания возможно наиболее равномерного распределения введенных ионов была использована «ступенчатая» имплантация. Для выбора ее режимов полагаем, что распределение ионов по толщине ( $x$ ) является гауссовым,

$$N(x) = \frac{D}{\Delta R_p \sqrt{2\pi}} \exp \left[ -\frac{(x - R_p)^2}{2(\Delta R_p)^2} \right], \quad (1)$$

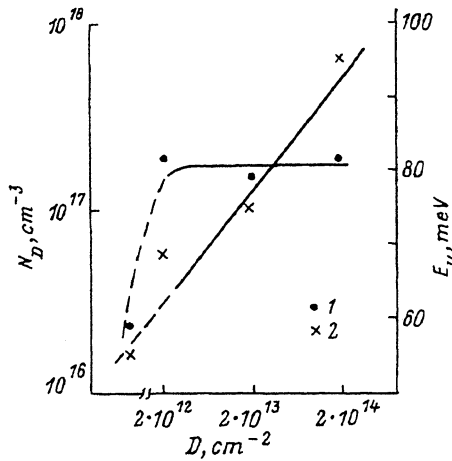


Рис. 2. Зависимости концентрации дефектов  $N_D$  (1) и параметра Урбаха  $E_u$  (2) собственного  $a$ -Si:H от дозы  $Si^+$ .

где  $D$  — доза ионов на  $1 \text{ см}^2$ ,  $R_p$  — их средний проективный пробег,  $\Delta R_p$  — отклонение проективного пробега от среднего. Для оценок  $N(x)$  были взяты величины  $R_p(E)$ , известные для кристаллического Si ( $E$  — энергия ионов  $Si^+$ ). Исходя из формулы (1), мы определили  $D$  и  $E$ , обеспечивающие достаточно равномерное распределение ионов  $Si^+$  на глубине  $x$  при заданной суммарной их дозе. Последняя изменялась в интервале  $2.2 \cdot 10^{12} \div 2.2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ . На основании сделанных оценок было показано, что поставленная нами цель достигалась путем «трехступенчатой» имплантации. Средняя интенсивность потока ионов составила  $I = 4 \cdot 10^{-2} \div 4.0 \text{ Дж/см}^2$ , средняя концентрация вводимого в пленки кремния —  $7 \cdot 10^{15} \div 7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . После имплантации проводился отжиг в вакууме при остаточном давлении  $(3 \div 4) \cdot 10^{-5} \text{ Тор}$  при температуре  $200^\circ \text{C}$  в течение 1 ч [6].

Рассмотрим результаты исследований концентрации дефектов  $N_D$  и параметра Урбаха  $E_u$  в зависимости от дозы облучения  $D$  (рис. 2). Во-первых, с ростом  $D$  сильно изменяется  $E_u$  — параметр, характеризующий степень разупорядоченности структуры  $a$ -Si:H, т.е. воздействие  $Si^+$  отлично от воздействия кэВ-электронами или интенсивным светом. Во-вторых, насыщение  $N_D$  достигается при интенсивностях потока  $Si^+$ , на порядки более низких, чем в обсуждаемых двух других случаях [15]. Далее, следует отметить, что данные, приведенные на рис. 2, относятся к отожженному после имплантации образцу, в то время как аналогичный отжиг облученных электронами или светом образцов  $a$ -Si:H приводит к полному «восстановлению» их свойств. Тем не менее величина  $N_D$  при насыщении,  $N_s$ , одного и того же порядка во всех трех случаях (рис. 3).

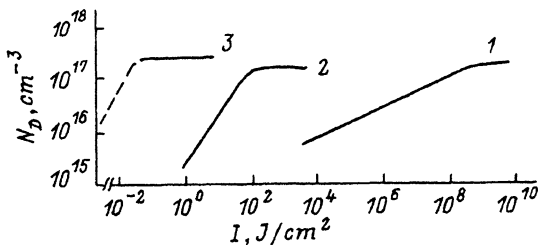


Рис. 3. Зависимости концентрации индуцированных дефектов от интенсивности  $I$  потока света (1), электронов (2) и  $Si^+$  (3) по результатам [5] и данной работы.

Облучение  $a\text{-Si:H}$  ионами  $\text{Si}^+$  приводит к сильному разупорядочению, поскольку наибольшая энергия, передаваемая ими атомам Si, находящимся в структурной сетке,  $E_{\text{max}} = E$ , а энергия, необходимая для смещения атомов Si из своего положения,  $E_c \lesssim 25 \text{ эВ}$  [5]. По-видимому, смещения этих атомов Si и образующиеся таким образом пустоты и позволяют разместиться в структурной сетке «дополнительным» атомам Si. Под действием имплантации  $\text{Si}^+$  возможны и смещения атомов водорода ( $E_c = 3.6 \text{ эВ}$ ) [5], а также разрывы связей Si-H. Представляется, однако, что основной вклад в увеличение концентрации дефектов дают разрывы слабых Si-Si-связей. Действительно,  $N_s$  получаются того же порядка, что и при облучении кэВ-электронами или светом, когда, как известно, оборванные связи образуются вследствие разрыва слабых Si-Si-связей.

При облучении ионами  $\text{Si}^+$  параметр Урбаха, отражающий крутизну хвоста валентной зоны  $a\text{-Si:H}$ , возрастает (рис. 2). Согласно современным представлениям это означает, во-первых, увеличение полного числа слабых связей в структурной сетке, а во-вторых, уменьшение величины энергии, необходимой для их разрыва. Последнее обстоятельство позволяет объяснить, почему для достижения  $N_s$  в нашем случае требуются на порядки более низкие интенсивности потока частиц, чем при облучении кэВ-электронами. Что касается облучения светом, то для достижения  $N_s$  интенсивность его потока должна быть еще более высокой (рис. 3). Действительно, энергия поглощенного света непосредственно расходуется на образование электронно-дырочных пар, т.е. разрыв слабых связей является вторичным процессом, осуществляющимся при рекомбинации через уровни хвоста валентной зоны. Кроме того, этот процесс замедляется, поскольку усиливается другой канал рекомбинации — через уровни вновь образующихся оборванных связей.

Представляло интерес установить корреляцию между концентрацией дефектов и параметром Урбаха  $a\text{-Si:H}$  после облучения ионами  $\text{Si}^+$ . На рис. 4 приведены соответствующие данные, причем точки ложатся на общую кривую, но, как видно, облучение значительно сильнее влияет на свойства собственного  $a\text{-Si:H}$ , изначально имеющего наиболее

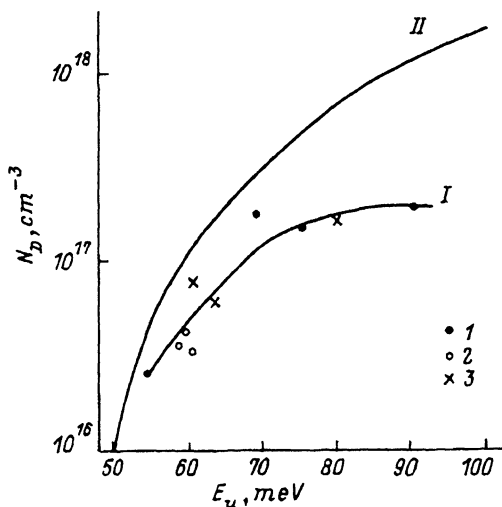


Рис. 4. Зависимость концентрации дефектов от величины параметра Урбаха  $a\text{-Si:H}$  после его облучения ионами  $\text{Si}^+$  (I) и по данным работы [4] (II). 1 —  $a\text{-Si:H}$  с  $\epsilon_c - \epsilon_F \approx 0.72 \text{ эВ}$ ; 2,3 —  $a\text{-Si:H}$  с  $\epsilon_c - \epsilon_F < 0.72 \text{ эВ}$ .

совершенную структуру (минимальные  $N_D$  и  $E_u$ ). На рис. 4 приведена также кривая из работы [4], построенная по результатам многих авторов, получавших  $a$ -Si:H при различных условиях, а также проводивших отжиг уже готовых образцов. Видно, что при  $E_u \gtrsim 70$  мэВ кривая, взятая из [4], находится много выше, чем кривая, построенная по результатам данной работы. Согласно [4], эти  $E_u$  относятся к образцам  $a$ -Si:H, отожженным при таких температурах, когда уже значительна диффузия водорода. Другими словами, оборванные связи в этом случае образуются не только за счет разрыва слабых связей вследствие термического воздействия на них, но и за счет разрыва Si-H-связей. Как уже отмечалось, в нашем случае при  $E_u = \text{const}$  получаются более низкие  $N_D$ , чем в [4], и это подтверждает, что имплантация  $\text{Si}^+$  приводит главным образом к разрыву слабых Si-Si-связей.

Имплантация  $\text{Si}^+$  не изменяет величину зазора  $\epsilon_c - \epsilon_F$ , если первоначально он был равен 0.72 эВ. Что касается образцов  $a$ -Si:H, у которых изначально  $\epsilon_c - \epsilon_F < 0.72$  эВ, то непосредственно после облучения ионами  $\text{Si}^+$  дозой  $D \simeq 10^{14}$  см $^{-2}$  все они также имели  $\epsilon_c - \epsilon_F \simeq 0.72$  эВ. Таким образом, наблюдается качественно такая же картина, как при облучении  $a$ -Si:H интенсивным светом или кэВ-электронами. Поэтому можно заключить, что и при облучении ионами  $\text{Si}^+$  образуются оборванные связи в состоянии  $D^0$ , характерном для собственного материала. На рис. 1, где схематически изображены изменения положения  $\epsilon_F$  и  $N_D$  под влиянием имплантации ионов Si, показана стабильность этого состояния  $a$ -Si:H.

#### Список литературы

- [1] О.А. Голикова. ФТП, **25**, 915 (1991).
- [2] O.A. Golikova, M.M. Kazanin, R.G. Ikramov. J. Non-Cryst. Sol., **164-166**, 395 (1993).
- [3] А.Г. Казанский, А.С. Король, Е.П. Миличевич, М.В. Чукичев. ФТП, **20**, 1594 (1986).
- [4] M. Stutzmann. Phil. Mag. B, **60**, 5318 (1989).
- [5] У. Шнайдер, Б. Шредер. В кн.: *Аморфный кремний и родственные материалы*, под ред. Х.Фрицше (М., Мир, 1991) с. 290.
- [6] R. Gallone, Y.S. Tsuo, D.W. Baker, F. Zignane. J. Non-Cryst. Sol., **114**, 271 (1989).

Редактор Л.В. Шаронова

### Effect of $\text{Si}^+$ implantation on properties of amorphous hydrogenated silicon

*O.A. Golikova, Kh. Yu. Mavlyanov, I.N. Petrov, R.R. Yafayev*

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

$\text{Si}^+$  implantation effects on the defect concentration ( $N_D$ ), Urbach energy ( $E_u$ ) and Fermi level ( $\epsilon_F$ ) of an amorphous hydrogenated silicon ( $a$ -Si:H) are presented. The implantation is shown to result in the  $N_D$  saturation ( $10^{17}$  cm $^{-3}$ ) with the  $E_u$  growth. The Fermi level of the intrinsic  $a$ -Si:H is also shown to be constant under the  $\text{Si}^+$  implantation.