

Легирование и компенсация примеси при имплантации ионов в пленки a -SiGe

© А.В. Ершов, А.И. Машин, А.Ф. Хохлов

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
603600 Нижний Новгород, Россия

(Получена 16 марта 1998 г. Принята к печати 23 марта 1998 г.)

Представлены результаты изучения электрических свойств пленок a -SiGe с содержанием Ge ~ 2.2 ат%, полученных испарением из отдельных источников Si и Ge и ионно-легированных примесями замещения (B^+ и P^+), а также результаты по направленной компенсации примеси при ионном легировании. Обнаружено, что при введении примесей в a -SiGe в диапазоне доз $1.3 \cdot 10^{14} \div 1.3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ и отжиге при 350°C проводимость пленок увеличивается от 10^{-9} до 10^{-4} и 10^{-5} См/см при легировании B^+ и P^+ соответственно. При этом положение уровня Ферми изменяется от $(E_v + 0.27)$ до $(E_c - 0.19)$ эВ. При дополнительном легировании примесью противоположного типа проявляется эффект компенсации "примесной" проводимости. Обнаружено, что эффективность легирования a -SiGe бором выше, чем фосфором.

В настоящее время большое внимание уделяется изучению свойств аморфного гидрогенизированного кремния (a -Si:H) как материала, перспективного для изготовления тонкопленочных солнечных элементов большой площади, матриц полевых транзисторов и т.д. [1]. Интерес к изучению электрофизических свойств пленок аморфного безводородного кремния, содержащего малые добавки изовалентной примеси (ИВП) германия (a -SiGe), связан с возможностью получения материала со свойствами, подобными a -Si:H, но с более стабильными характеристиками [2–4].

В настоящей работе, направленной на изучение возможности легирования пленок примесями замещения, представлены результаты по имплантации бора и фосфора в слои a -SiGe, полученные соиспарением Si и Ge, рассмотрена возможность компенсации примеси в предварительно легированных пленках.

Тонкие (~ 100 нм) пленки a -SiGe с содержанием Ge $N_{\text{Ge}} \sim 2\%$ получали методом совместного испарения Si и Ge из отдельных источников в вакуумной установке ВУ-1А при условиях, подобных описанным в [4]. Содержание ИВП Ge в пленках изменялось при вариации скорости испарения германия и определялось с помощью рентгеновского спектрального флуоресцентного анализа по методике [5]. Легирование пленок a -SiGe проводили имплантацией ионов B^+ и P^+ с энергиями $E = 15$ и 40 кэВ соответственно при комнатной температуре. Доза ионов варьировалась от $\Phi = 1.3 \cdot 10^{14}$ до $1.3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. С целью компенсации "примесной" проводимости n -типа образцов, предварительно облученных фосфором, их повторно легировали ионами B^+ с $E = 15$ кэВ в дозах $\Phi = 1.5 \cdot 10^{15} \div 4.4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Для компенсации проводимости p -типа a -SiGe:В вводили ионы фосфора с $E = 40$ кэВ в дозах $\Phi = 1.5 \cdot 10^{15} \div 3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Доза предварительного облучения в обоих случаях составляла $\Phi = 1.3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (концентрация $\sim 2 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$).

Для исключения попадания водорода в пленки ионы примесей были получены путем ионизации газов BF_3 и PCl_3 . Последующий отжиг производился в вакууме

при остаточном давлении не более $5 \cdot 10^{-5}$ Торр при температуре $350 \pm 5^\circ\text{C}$ в течение 30 мин.

Для измерения электропроводности на образцы напыляли алюминиевые контакты компланарной конфигурации. Измерения проводили в вакуумном криостате в интервале температур от 100 до 420 К. Напряженность поля между контактами не превышала 10^3 В/см . Идентификация механизмов проводимости осуществлялась на основе модифицированной модели плотности локализованных состояний (ПЛС) Мотта–Дэвиса [6], справедливость применимости которой для слоев a -SiGe обсуждалась ранее [3,6].

При условиях, описанных в [4], нами была получена серия пленок a -SiGe с концентрацией германия 2.2 ат%. Измерения электропроводности пленок после отжига при 350°C показали хорошее согласие с данными работы [4], что свидетельствует о высокой воспроизводимости указанного метода получения a -SiGe. Полученные пленки имели удельную проводимость $1 \cdot 10^{-9} \text{ См/см}$, осуществляемую вблизи комнатной температуры переносом по зоне проводимости, с энергией активации 0.63 эВ. Ширина оптической щели пленок составила величину 1.58 эВ, а отношение фотопроводимости, измеренной от источника, близкого к АМ1, к темновой проводимости было равным 62.

На рис. 1 приведены дозовые зависимости величины проводимости, измеренной в темноте при комнатной температуре, $\sigma(\Phi)$ и энергии активации электропроводности $E_a(\Phi)$ пленок a -SiGe ионно-легированных фосфором и бором и отожженных при температуре 350°C .

Введение ионов бора в дозах от $1.3 \cdot 10^{15}$ до $1.3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ приводит к значительному увеличению проводимости — от $1 \cdot 10^{-9}$ до $5 \cdot 10^{-4} \text{ См/см}$, т.е. более чем на 5 порядков величины. При этом начиная с дозы $1.3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, согласно измерениям знака термоэдс, проводимость имеет дырочный характер, что свидетельствует об изменении типа основных носителей по сравнению с необлученным образцом, в котором доминировал электронный перенос. Таким образом, эффект

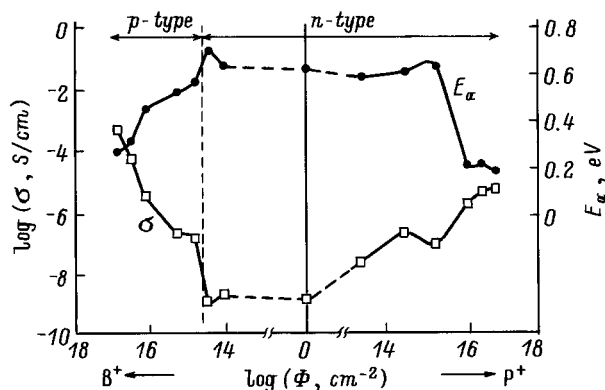


Рис. 1. Дозовая зависимость величины энергии активации электропроводности пленок α -SiGe, ионно-легированных бором и фосфором и отожженных при 350°C .

легирования имеет место уже при столь невысоких дозах бора. На участке дозы ионов бора $0 < \Phi \leq 1.3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ имеет место компенсация бором электропереноса n -типа исходного образца.

При ионном легировании пленок фосфором проводимость растет на 4 порядка величины и достигает значения $\sigma \approx 1 \cdot 10^{-5} \text{ См/см}$.

Результаты измерений температурных зависимостей проводимости показали, что во всем диапазоне доз бора и фосфора вклад электропереноса по делокализованным состояниям в проводимость пленок при комнатной температуре являлся доминирующим. Ощутимый вклад прыжковой составляющей проводимости по локализованным состояниям вблизи уровня Ферми имел место в области температур ниже 250 К для пленок, легированных указанными примесями в дозах более $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$.

Поведение энергии активации качественно согласуется с зависимостью $\sigma(\Phi)$ и данными по знаку термоэдс. Однако следует отметить, что при легировании ионами P^+ энергии активации $E_a = E_c - E_F$ (E_c — край

зоны проводимости, E_F — уровни Ферми) ведет себя менее монотонно, чем при облучении B^+ , и начинает сильно уменьшаться при $\Phi > 6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$. По-видимому, наличие немонотонности на зависимости $E_a(\Phi)$ обусловлено наличием пиков ПЛС вблизи E_c (подобных X), "затрудняющих" смещение уровня Ферми к краю E_c при малых дозах. Этот факт, а также более слабое увеличение σ с дозой P^+ свидетельствуют о том, что эффективность легирования фосфором ниже, чем бором. Используя методику, примененную в [7], мы оценили эффективность легирования α -SiGe ионами бора и фосфора. Для этого из участков с прыжковым переносом носителей (по состояниям вблизи уровня Ферми) температурных зависимостей электропроводности пленок, легированных в дозах более $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, в предположении, что радиус локализации носителей равен 1 нм , была оценена величина ПЛС вблизи уровня Ферми. Последняя оказалась $\sim (3 \div 9) \cdot 10^{21} \text{ эВ}^{-1} \cdot \text{см}^{-3}$ при дозах примесей $\sim 10^{17} \text{ см}^{-2}$, что хорошо согласуется с величиной для α -Si:H, когда уровень Ферми при легировании попадает в область соответствующего хвоста зоны [6]. Затем по величине смещения уровня Ферми при увеличении дозы была определена доля примеси, проявляющей электрическую активность, равная отношению концентрации ионизированной примеси к внедренной. Для ионов B^+ и P^+ в дозах $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ эта величина была равной 0.14 и 0.09 соответственно. Видно, что эффективность легирования ионами бора почти в 1.5 раза выше, чем ионами фосфора. Сравнение полученных оценок эффективности ионного легирования пленок α -SiGe и α -Si:H дает сравнимые результаты для концентраций примеси бора и фосфора $N_{\text{B,P}} \geq 10^{20} \text{ см}^{-3}$ [7].

Таким образом, эффект легирования α -SiGe, полученного методом соиспарения, имеет место, и в указанном диапазоне доз ионов акцепторной и донорной примеси положение уровня Ферми может контролируемо изменяться от $E_v + 0.27$ (E_v — край валентной зоны) до $E_c - 0.19 \text{ эВ}$.

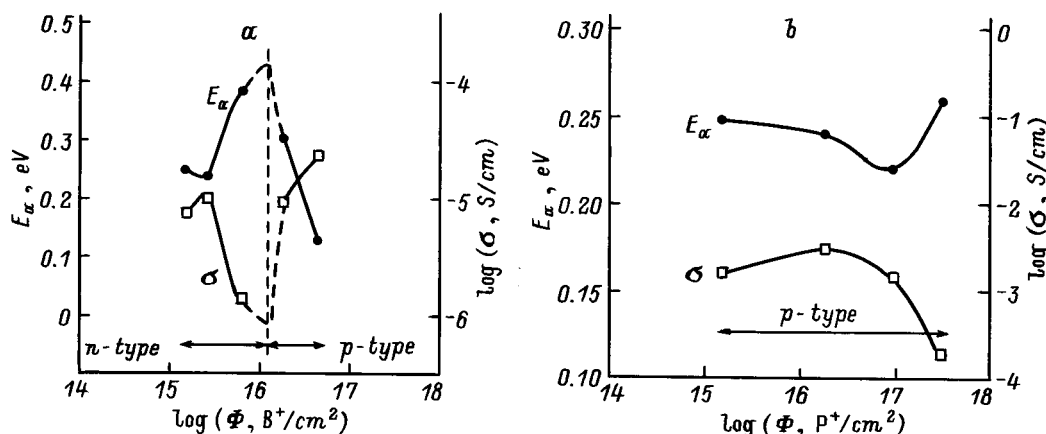


Рис. 2. Зависимости величины и энергии активации электропроводности пленок α -SiGe:P от дозы дополнительно введенных ионов бора (а) и пленок α -SiGe:B от дозы дополнительно введенных ионов фосфора (б) после отжига при 350°C .

На рис. 2 приведены зависимости величины и энергии активации проводимости пленок *n*-типа, компенсированных примесью бора (*a*), и пленок *p*-типа, компенсированных ионами фосфора (*b*).

Рассмотрим сначала результаты по компенсации электронной проводимости *a*-SiGe:P при дополнительном введении бора (рис. 2, *a*). При увеличении дозы ионов бора до $6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (концентрация $\sim 4 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$) σ падает от $1 \cdot 10^{-5}$ до $1.5 \cdot 10^{-6} \text{ См/см}$, при этом E_a растет до 0.38 эВ. Дальнейшее увеличение дозы приводит к смене знака термоэдс, увеличению проводимости и уменьшению энергии активации до 0.1 эВ. Эти данные свидетельствуют о проявлении эффекта компенсации, причем переход образца в "собственный" осуществляется в области дозы $\Phi = 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Это соответствует концентрации бора $N_B \sim 8 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, что немного меньше исходной концентрации фосфора. Очевидно, легирование бором сначала смещает уровень Ферми от дна зоны проводимости к центру щели подвижности, после чего проводимость образца переходит в *p*-тип, и дальнейшие изменения E_a отражают смещения уровня Ферми от края валентной зоны.

Компенсация пленок *a*-SiGe:B ионами фосфора (рис. 2, *b*) несколько отличается от случая, рассмотренного выше. Установлено, что в изучаемом диапазоне доз фосфора не наблюдается смена типа проводимости, и пленки остаются с преимущественно дырочной проводимостью. При увеличении дозы фосфора вплоть до 10^{17} см^{-2} величина и энергия активации проводимости остаются неизменными. Тенденция к проявлению компенсации имеет место только при максимальной дозе фосфора. В этом случае проводимость падает примерно на порядок, а энергия активации $E_F - E_v$ увеличивается до 0.25 эВ. Низкая электрическая активность фосфора в пленках *a*-SiGe проявилась и в экспериментах по компенсации. Выявить причины этого затруднительно из-за отсутствия точных сведений о распределении плотности состояний в щели подвижности *a*-SiGe, полученного соиспарением Si и Ge. По-видимому, следует ожидать, что в данном материале пик плотности состояний вблизи E_c гораздо сильнее, чем пик вблизи края валентной зоны.

Таким образом, в работе показано, что пленки аморфного кремния, содержащего малые добавки ($\sim 2 \text{ ат}\%$) германия, полученные совместным испарением из отдельных источников Si и Ge, успешно легируются ионами бора и фосфора. Электрические свойства легированных пленок *a*-SiGe могут контролироваться путем введения инотипной примеси при использовании эффекта компенсации.

Работа выполнена при поддержке гранта Госкомвуза РФ по фундаментальным и прикладным исследованиям в области материалов электронной техники по направлению "Материалы электронной техники" раздела МНТП "Перспективные материалы" (№ 01.9.60012617).

Список литературы

- [1] А. Меден, М. Шо. *Физика и применение аморфных полупроводников* (М., Мир, 1991). [Пер. с англ.: A. Madan, M. Shaw. *The Physics and Applications of Amorphous Semiconductors* (Boston–San Diego–N.Y.–London–Sydney–Tokyo–Toronto, Academic Press, 1988)].
- [2] A.F. Khokhlov, A.I. Mashin, A.V. Ershov, Yu.A. Mordvinova. *Phys. St. Sol.* (a), **94**, 379 (1986).
- [3] A.V. Ershov, A.A. Ezhevskii, A.F. Khokhlov, D.A. Khokhlov, A.I. Mashin, N.I. Mashin. *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B*, **106**, 257 (1995).
- [4] А.В. Ершов, В.Ю. Зверев, А.И. Машин, А.Ф. Хохлов, Н.И. Машин. В кн.: *Материалы рос. конф. "Структура и свойства кристаллических и аморфных материалов"*, 12–14 марта 1996, Н.Новгород (Н.Новгород, ННГУ, 1996) с. 67.
- [5] А.Ф. Хохлов, А.И. Машин, А.В. Ершов, Н.И. Машин, Е.В. Ларина. *ФТП*, **19**, 2204 (1985).
- [6] Н. Мотт, Э. Дэвис. *Электронные процессы в некристаллических веществах* (М., Мир, 1982) [Пер. с англ.: N.F. Mott, E.A. Davis. *Electronic Processes in Non-Crystalline Materials* (Clarendon Press — Oxford, 1979)].
- [7] H.-J. Hoffman. *J. Appl. Phys.*, **18**, 427 (1979).

Редактор Л.В. Шаронова

Doping and impurity compensation by ion implantation in *a*-SiGe films

A.V. Ershov, A.I. Mashin, A.F. Khokhlov

N.I. Lobachevsky Nizhny Novgorod State University,
603600 N.Novgorod, Russia

Abstract The electrical properties of *a*-SiGe ($N_{\text{Ge}} \approx 2.2 \text{ ат}\%$) films prepared by co-evaporation of Si and Ge from separate sources and doped by ion implantation of substitutional impurities (B^+ and P^+), as well as results on controlled impurity compensation under ion-beam doping were studied. We found that B^+ and P^+ implantation into *a*-SiGe films within the dose range $1.3 \cdot 10^{14} \div 1.3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ and annealing at 350°C increased the conductivity of films from 10^{-9} to 10^{-4} and to 10^{-5} S/cm for B^+ and P^+ respectively. The Fermi level location varied from $(E_v + 0.27)$ to $(E_c - 0.19) \text{ eV}$. The compensation of pre-doped *a*-SiGe films by ion implantation has been investigated and found to be feasible and predictable. The higher doping efficiency of *a*-SiGe films with boron against phosphorus has been found.

E-mail: ershov@phys.unn.runnet.ru