

9. Gwaltney S. R., Bartlett R. J. Coupled-cluster calculations of the electronic excitation spectrum of free base porphyrin in a polarized basis // J. Chem. Phys. 1998. Vol. 108, № 16. P. 6790–6798.
10. Shkirman S. F. Interpretation of the solet band of porphyrins based on the polarization spectrum of n-methyltetraphenylporphyrin fluorescence // J. Appl. Spectros. 1999. Vol. 66, № 1. P. 68–75.
11. Nguyen K. A., Pachter R. Ground state electronic structures and spectra of zinc complexes of porphyrin, tetraazaporphyrin, tetrabenzoporphyrin, and phthalocyanine: A density functional theory study // J. Chem. Phys. 2001. Vol. 114. P. 10757–10767.
12. Bharathi S., Mishra A. K. Deconvolution of the fluorescence into its component Gaussians: A method to analyze the binding of coumarin to bovine serum albumin // Indian J. Biochem. Biophys. 1999. Vol. 36. P. 188–194.
13. Enhancement of 5,10,15,20-Tetra(m-Hydroxyphenyl)chlorin Fluorescence Emission by Inclusion in Natural and Modified Cyclodextrins / D. Demore [et al.] // Applied spectroscopy. 1999. Vol. 53, № 5. P. 523–528.
14. Interaction of liposomal formulations of meta-tetra(hydroxyphenyl)chlorin (temoporfin) with serum proteins: protein binding and liposome destruction / V. Reshetov [et al.] // Photochem. Photobiol. 2012. Vol. 88, № 5. P. 1256–1264.
15. Aryl Ring Rotation in Porphyrins. A Carbon-13 NMR Spin-Lattice Relaxation Time Study / L. Noss [et al.] // J. Phys. Chem. B. 1997. Vol. 101, № 3. P. 458–465.

Поступила в редакцию 11.03.2015.

Илья Владимирович Яковец – студент 5-го курса физического факультета БГУ. Научный руководитель – В. П. Зорин.

Игорь Вячеславович Янковский – аспирант кафедры биофизики физического факультета БГУ. Научный руководитель – В. П. Зорин.

Лина Николаевна Болотина – доктор философии, руководитель исследовательского отдела Центра исследований и автоматизации (г. Нанси, Франция).

Владимир Петрович Зорин – кандидат биологических наук, доцент, заведующий научно-исследовательской лабораторией биофизики и биотехнологии кафедры биофизики физического факультета БГУ.

УДК 621.315.592

А. Р. ЧЕЛЯДИНСКИЙ

ДИФФУЗИЯ ИМПЛАНТИРОВАННОГО ФОСФОРА В КРЕМНИИ

Исследована диффузия имплантированного фосфора в кремнии при различных концентрациях дефектов в слоях и температурах лампового отжига и термоотжига в печи, а также в слоях, дополнительно легированных Ge или C. Эффективный коэффициент диффузии имплантированного фосфора значительно превышает собственное значение (при 900 °C – в 10^3 раз). С увеличением длительности отжига (до 20 мин) коэффициент диффузии стремится к собственному значению. Ускоренная диффузия протекает по комплексу атомов – «междоузельный атом фосфора – междоузельный атом кремния P_i», – расположенных в одном междоузлии и не связанных между собой ковалентной связью. Для математического моделирования процессов диффузии имплантированного фосфора записана система уравнений, включающая: диффузию фосфора по вакансиям и междоузлиям, по парам P_i; образование и развал пар; захват вакансиями атомов P и Si; диффузию вакансий и междоузельных атомов Si; вытеснение атомов P из узлов решетки междоузельными атомами Si и тепловой выброс фосфора из узлов. Рассчитанные профили диффузии совпадают с экспериментальными.

Ключевые слова: кремний; имплантированный фосфор; диффузия.

The diffusion of P implanted into silicon has been investigated at different concentrations of radiation defects in the layers over a wide range of experimental conditions: temperature from 900 °C to 1050 °C and time from 8 s to 40 min using furnace and lamp annealing. Phosphorus diffusion in silicon layers doped with Ge or C has been investigated too. The diffusion coefficient of implanted P is essentially higher than the intrinsic meaning (at 900 °C by a factor of 10^3). With the increasing duration of thermal treatment the diffusion coefficient approaches its intrinsic value. The transient enhanced phosphorus diffusion takes place via the complex interstitial phosphorus atom – interstitial silicon atom. A system of equations for mathematical modeling of implanted phosphorus in silicon has been derived including P diffusion by the vacancies, interstitials, P atom – Si atom pairs, generation and breakup of pairs, trapping of Si and P atoms on vacancies, displacement of P atoms out of the nodes by interstitial Si atoms, thermal throwing of P atoms out of the nodes, diffusion of vacancies and interstitials.

Key words: silicon; implanted phosphorus; diffusion.

Проектирование полупроводниковых приборов и интегральных схем, отработка технологии их производства требуют знания диффузионных параметров легирующих примесей. Наблюдаемые аномалии в диффузии фосфора из ионно-внедренного слоя, а также при обычной термодиффузии из внешнего источника связаны с воздействием на процесс избыточных точечных дефектов. В случае обычной термодиффузии их источником является сам процесс легирования. При этом аномалии проявляются при высоких концентрациях примеси [1]. Избыточные концентрации точечных дефектов могут возникать, если в процессе диффузии создаются окисные или нитридные покрытия на поверхности кремния [2, 3]. В имплантированном кремнии избыточные дефекты имеют радиационное происхождение.

Первоначально ускоренная диффузия фосфора связывалась с избыточными вакансиями [3]. К настоящему времени для описания аномалий диффузии имплантированного фосфора в кремнии основными являются модели диффузии фосфора по E-центрам [4] и по комплексам атома фосфора с междоузельным атомом кремния [5], хотя объективных данных, требующих привлечения именно комплексов, не

существует. Образование комплекса фосфора с вакансией – твердо установленный факт в радиационной физике кремния. О существовании комплекса атома фосфора с междоузельным атомом кремния можно говорить только гипотетически. Такой комплекс еще не идентифицирован, поэтому только эксперимент может позволить сделать выбор между механизмами парной диффузии, если она действительно идет по парам.

Цель работы – установление механизма и построение модели anomalно ускоренной диффузии имплантированного фосфора. Исследовались слои кремния, имплантированные невысокими дозами ионов P^+ , т. е. ниже дозы аморфизации и концентрационной зависимости коэффициента диффузии примеси [6].

Методика эксперимента

Диффузия имплантированного фосфора исследовалась путем измерения эффекта Холла и проводимости методом Ван-дер-Пау [7] в сочетании с контролируемым удалением тонких слоев кремния. Измеренные значения слоевой концентрации носителей заряда (N_s) в исследованных слоях кремния, созданных имплантацией фосфора и термообработанных в печи или подвергнутых ламповому отжигу, совпадали с дозами ионов фосфора. Эти результаты позволяют судить о профилях диффузии фосфора, исходя из измеренных профилей концентрации носителей заряда. Исходные профили были получены методом масс-спектрометрии вторичных ионов (ВИМС). Концентрации радиационных дефектов оценивались из измеренных значений изменений периода решетки в слое и в предположении, что смещения атомов в первой координационной сфере в области дефекта составляют 0,02 нм.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Профили диффузии имплантированного фосфора (энергия – 75 кэВ, доза – $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$) после лампового отжига представлены на рис. 1. Кривая 1 соответствует исходному профилю, построенному методом ВИМС. Расчетный профиль (кривая 2), как видно, совпадает с экспериментальным. Кривыми 3, 4, 5 представлены профили диффузии имплантированного фосфора при ламповом отжиге при температурах 900, 1000, 1050 °С и длительности 8 с. Расчетный профиль показан кривой 6. Таким образом, все экспериментальные профили практически совпадают, и эффективный коэффициент диффузии фосфора для этих температур составляет $1,8 \cdot 10^{-12} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$. При 900 °С – выше чем на порядок. Отметим, что при 800 °С коэффициент диффузии имплантированного фосфора в кремнии при ламповом отжиге в течение 10 с также составляет $2 \cdot 10^{-12} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ [8]. Кривая 7 – профиль диффузии фосфора в слое, дополнительно облученном ионами Si^+ дозой $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Видно, что с ростом концентрации радиационных дефектов коэффициент диффузии P увеличивается. Аналогичная ситуация и при термоотжиге в печи (рис. 2).

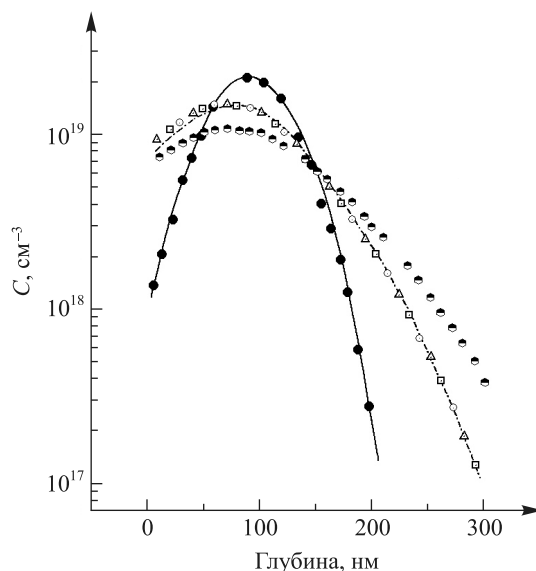


Рис. 1. Профили диффузии имплантированного фосфора (75 кэВ, $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$) в кремнии после лампового отжига в течение 8 с: ● – 1 – исходная экспозиция; — — — 2 – исходный расчет; Δ – 3, \square – 4, \circ – 5 – температура диффузии: 900, 1000, 1050 °С; - - - - - 6 – расчетный профиль; \bullet – 7 – дополнительное облучение ионами Si^+

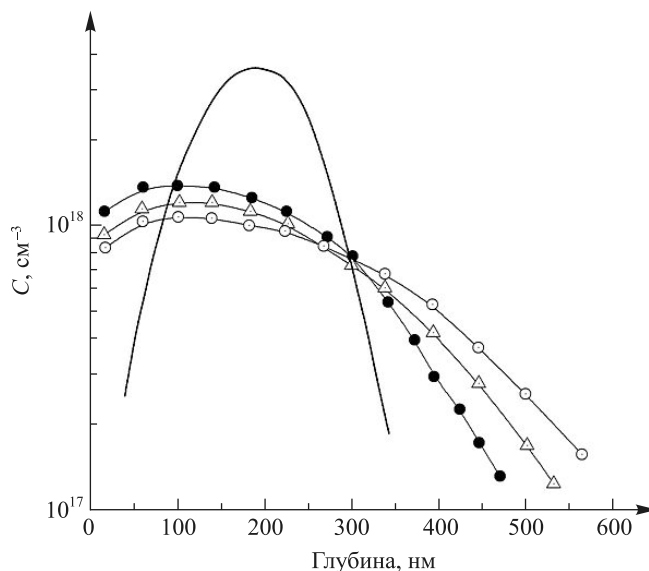


Рис. 2. Профили диффузии имплантированного фосфора после термоотжига в печи: 1050 °С, 15 мин; энергия ионов – 160 кэВ; доза – $6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$:
 — 1 – исходная экспозиция; ● – 2; —△— 3;
 —○— 4 – дополнительное облучение ионами Si^+ дозами:
 2 – 0; 3 – $6 \cdot 10^{13}$; 4 – $4 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$

На рис. 3 представлены профили диффузии имплантированного P^+ в слоях кремния, предварительно легированных германием или углеродом.

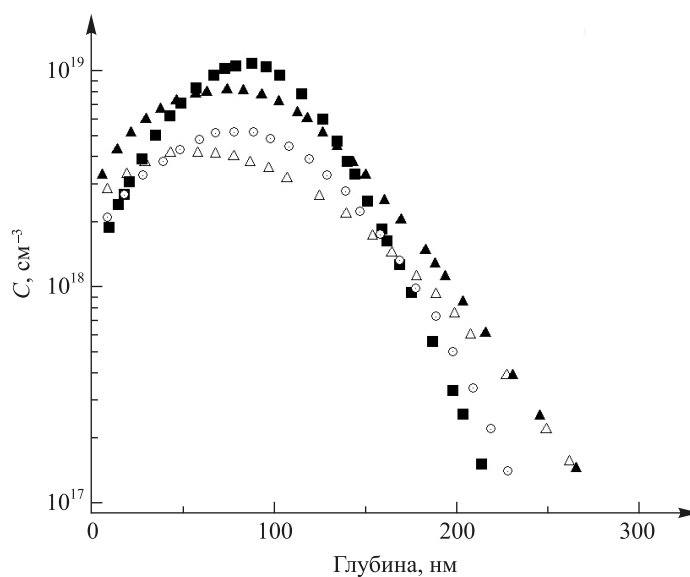


Рис. 3. Профили диффузии имплантированного фосфора в кремнии и в слоях, предварительно легированных Ge или C. Ламповый отжиг при 900 °С в течение 12 с:

- △ – 1 – P^+ , $E_p = 75 \text{ кэВ}$, $\Phi_p = 6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$;
- – 2 – P^+ , $E_p = 75 \text{ кэВ}$, $\Phi_p = 6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. $\Phi_{\text{Ge}} = 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, $E_{\text{Ge}} = 200 \text{ кэВ}$;
- ▲ – 3 – P^+ , $E_p = 70 \text{ кэВ}$, $\Phi_p = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$;
- – 4 – P^+ , $E_p = 70 \text{ кэВ}$, $\Phi_p = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. $\Phi_{\text{C}} = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$, $E_{\text{C}} = 30 \text{ кэВ}$

При ламповом отжиге в контрольном образце коэффициент диффузии фосфора составляет $1,8 \cdot 10^{-12} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$, в слоях кремния, легированных германием, он равен $3 \cdot 10^{-13} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$. Легирование германием осуществлялось ионной имплантацией Ge^+ с энергией 200 кэВ с последующим отжигом при температуре 900 °С в течение 15 мин для рекристаллизации аморфных слоев. Затем

в эти слои имплантировался P⁺ с энергией 75 кэВ. Легирование углеродом осуществлялось имплантацией ионов С⁺ с энергией 30 кэВ дозой 1 · 10¹⁴ см⁻² с последующим ламповым отжигом при температуре 1000 °С в течение 12 с. Коэффициент диффузии имплантированного фосфора в слоях, содержащих С, равен 1 · 10⁻¹⁴ см² · с⁻¹, в контрольном образце – 1,6 · 10⁻¹² см² · с⁻¹.

Зависимость коэффициента диффузии имплантированного фосфора от времени отжига при температуре 1050 °С представлена на рис. 4. С увеличением длительности отжига от 5 до 30 с коэффициент диффузии уменьшается от 3 · 10⁻¹² до 1,3 · 10⁻¹² см² · с⁻¹. Затем при термоотжиге в печи с увеличением длительности (до 20 мин) коэффициент диффузии достигает значения 4 · 10⁻¹⁴ см² · с⁻¹, которое близко собственному значению.

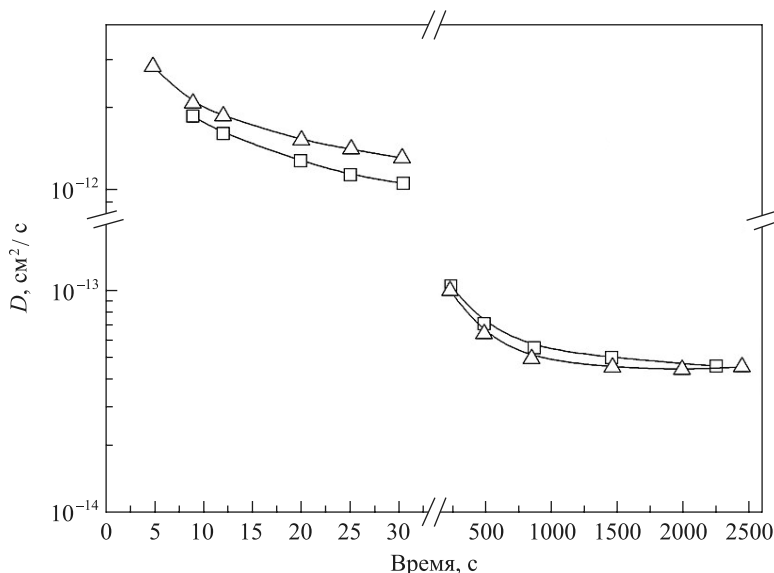


Рис. 4. Зависимость коэффициента диффузии имплантированного фосфора (75 кэВ, 2 · 10¹⁴ см⁻²) в кремнии от длительности отжига, T = 1050 °С: —△— 1 – экспозиция; —□— 2 – расчет

Наблюдаемое постоянство коэффициента диффузии имплантированного фосфора при ламповом отжиге в широком интервале температур можно объяснить, если диффузия идет по комплексам. Действительно, если бы диффузия определялась избыточными вакансиями, как это полагали в [5], или шла по междоузельному каналу [9], то наблюдалась бы экспоненциальная зависимость коэффициента диффузии от температуры. Отметим, что аномальная диффузия проявляется лишь при малых временах отжига. С увеличением длительности термообработки коэффициент диффузии стремится к собственному значению (см. рис. 4). Это говорит о том, что центры, по которым идет аномальная диффузия, отжигаются. С другой стороны, факт постоянства эффективного коэффициента диффузии имплантированного фосфора в широком интервале температур свидетельствует, что при диффузии идет не только отжиг, но и дообразование этих центров. Скорость их генерации G следующая:

$$G(x, t) = K C_p(x, t) C_1(x, t), \tag{1}$$

где C_p – концентрация атомов фосфора; C₁ – концентрация междоузельных атомов Si, которые образуются при разрушении междоузельных комплексов.

Междоузельные комплексы в имплантированном кремнии отжигаются при 160 и 560 °С, и их концентрации, как нами установлено [10], сравнимы с концентрациями дивакансий – основным из устойчивых при комнатной температуре вакансионных дефектов.

В процессе диффузии число комплексов будет равно G(x, t)τ, где τ – время жизни комплекса. С учетом экспоненциальной зависимости коэффициента диффузии

$\left(D = D_0 \exp\left(-\frac{E^{dif}}{kT}\right) \right)$ и времени жизни $\left(\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{E^{an}}{kT}\right) \right)$ поток примеси J можно записать как

$$J = D_0 \exp\left(-\frac{E^{dif}}{kT}\right) \frac{d}{dx} G(x, t) \tau_0 \exp\left(\frac{E^{an}}{kT}\right). \tag{2}$$

Наблюдаемое экспериментально совпадение профилей при одинаковых временах говорит о равенстве потоков примеси при различных температурах диффузии. Это, как видно из выражения (2), возможно при условии равенства энергии активации диффузии комплекса E^{dif} и энергии активации отжига (развала) данного комплекса E^{an} . Экспоненциальный рост с температурой коэффициента диффузии комплекса компенсируется экспоненциальным падением времени жизни этого комплекса.

Изложенный подход справедлив при условии, что можно пренебречь собственной диффузией. Это действительно так, поскольку при длительности лампового отжига 8 с коэффициент диффузии имплантированного фосфора при 900 °С на три порядка превышает собственное значение, при 1050 °С – выше чем на порядок.

Существенно более низкие значения коэффициента диффузии имплантированного фосфора при ламповом отжиге в слоях кремния, содержащих атомы германия или углерода (см. рис. 3, кривые 2, 4), говорят в пользу того, что за ускоренную диффузию отвечает комплекс, включающий междоузельный атом Si, т. е. комплекс типа PI, но не E-центры. Действительно, сток междоузельных атомов Si, образующихся при развале устойчивых междоузельных комплексов на атомы Ge или C, приводит к уменьшению эффективности образования быстро диффундирующих комплексов.

Одинаковый характер воздействия примесей германия и углерода на коэффициент диффузии внедренного фосфора означает, что это не связано с воздействием на диффузию упругих напряжений несоответствия. И в случае германия, и в случае углерода коэффициент диффузии фосфора меньше, чем в контрольных образцах. При этом примеси германия и углерода имеют противоположный характер воздействия на период решетки кремния. Какова же структура комплекса, отвечающего за ускоренную диффузию имплантированного фосфора? Мы полагаем, что комплекс образуется при попадании атома фосфора и атома кремния в одно и то же междоузлие. Атомы фосфора и кремния не связаны между собой химической ковалентной связью. Связь определяется потенциальным рельефом кристалла. Для этой пары выполняется вытекающее из эксперимента равенство энергий активации отжига комплекса и его диффузии. Когда пара PI получает энергию выше барьера, она может попадать в соседнее междоузлие как целое либо атомы P и Si попадают в разные междоузлия (разрушение пары).

Ввиду сильного пересыщения имплантированного слоя дефектами (при дозе ионов $P^+ 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ концентрация дефектов составляет около 10^{20} см^{-3} , концентрация фосфора в слое при этом – около 10^{19} см^{-3}) пары могут образовываться случайно. Однако образование пар может протекать и с необходимостью, если в кристалле имеются атомы P в узлах решетки и возникают избыточные междоузельные атомы Si. Атом P в узле решетки кремния, как и любой другой атом замещения с отличным от атома матрицы ковалентным радиусом, создает вокруг себя упругодеформированную область. В соответствии с развитыми представлениями [11] междоузельный атом Si, попадая в искаженную сферу радиусом R , направленно движется в поле упругих деформаций к их источнику. Для атома P в кремнии радиус R составляет 40 Å. Если в эту сферу попадают два атома Si, они движутся к атому P. Один из них вытесняет атом фосфора в междоузлие (эффект Воткинса), другой оказывается в этом же междоузлии. В результате возникает пара PI. В обоих случаях пары PI образуются в заметных концентрациях лишь до тех пор, пока существует избыточная концентрация междоузельных атомов кремния. С их отжигом концентрация пар падает, и эффективный коэффициент диффузии стремится к собственному значению (см. рис. 4).

Для математического моделирования процессов диффузии имплантированного фосфора может быть записана следующая система уравнений:

$$\frac{\partial C_I}{\partial t} = D_I \frac{\partial^2 C_I}{\partial x^2} + K_{\text{pir}} C_{PI} - K_{\text{pif}} C_P C_I - K_{VI} C_I C_V - K_{\text{psr}} C_P^S C_I, \quad (3)$$

$$\frac{\partial C_P^S}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_P^V \frac{C_V}{C_V^{\text{eq}}} \frac{\partial C_P^S}{\partial x} \right) + K_{\text{psf}} C_P C_V - K_{\text{psr}} C_P^S C_I - K_{\text{psi}} C_P^S, \quad (4)$$

$$\frac{\partial C_P^I}{\partial t} = D_P^I \frac{\partial^2 C_P^I}{\partial x^2} + K_{\text{pir}} C_{PI} - K_{\text{pif}} C_P C_I + K_{\text{psr}} C_P^S C_I - K_{\text{psf}} C_P C_V + K_{\text{psi}} C_P^S, \quad (5)$$

$$\frac{\partial C_{PI}}{\partial t} = D_{PI} \frac{\partial^2 C_{PI}}{\partial x^2} - K_{\text{pir}} C_{PI} + K_{\text{pif}} C_P C_I, \quad (6)$$

$$\frac{\partial C_V}{\partial x} = D_V \frac{\partial^2 C_V}{\partial x^2} - K_{VI} C_I + K_{\text{psi}} C_P^S - K_{\text{psf}} C_P C_V, \quad (7)$$

где C_1 – концентрация собственных междоузельных атомов; C_p^1 – концентрация междоузельных атомов P; C_p^s – концентрация атомов фосфора в узлах решетки; C_{PI} – концентрация пар PI; C_v – концентрация вакансий; D_1 – коэффициент диффузии междоузельных атомов Si; D_p^v – коэффициент диффузии атомов P по вакансиям; D_p^1 – коэффициент диффузии междоузельных атомов фосфора; D_{PI} – коэффициент диффузии пар PI; D_v – коэффициент диффузии вакансий; K_{pir} – сечение образования пар PI; K_{pir} – сечение разрушения пар PI; K_{psf} – сечение захвата междоузельных атомов P на вакансии; K_{psr} – сечение замещения по Воткинсу; K_{psi} – сечение теплового выброса атома P из узлов решетки.

Граничными условиями являются

$$C_1(x=0) = C_1^{Eq}, \quad (8)$$

$$C_v(x=0) = C_v^{Eq}, \quad (9)$$

$$\frac{\partial C_p^s}{\partial x}(x=0) = 0, \quad (10)$$

$$\frac{\partial C_p^1}{\partial x}(x=0) = 0. \quad (11)$$

Выражения (8) и (9) означают, что концентрации вакансий и междоузельных атомов Si на поверхности равны равновесным значениям $C_{1,v}^{Eq}$. Выражения (10) и (11) говорят о том, что поверхность является отражающей границей для атомов фосфора и пар PI. Коэффициенты диффузии и сечения реакций представлены в таблице.

Значения коэффициентов в уравнениях (3)–(7)

$D_1, \text{см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$	$D_p^s, \text{см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$	$D_p^1, \text{см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$	$D_{PI}, \text{см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$	$D_v, \text{см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$	$K_{pir}, \text{см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$
$1 \cdot 10^{11}$	$2 \cdot 10^{-19}$	$6 \cdot 10^{-13}$	$1,5 \cdot 10^{-11}$	$2 \cdot 10^{-12}$	$1 \cdot 10^{-18}$
$K_{pir}, \text{с}^{-1}$	$K_{psf}, \text{см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$	$K_{VV}, \text{см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$	$K_{bi}, \text{см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$	$K_{psi}, \text{с}^{-1}$	
30	$1,3 \cdot 10^{-20}$	$1,5 \cdot 10^{-19}$	$5 \cdot 10^{-21}$	$5 \cdot 10^{-5}$	

Исходные профили концентраций фосфора и точечных дефектов задавались из расчетов методом TRIM-2010.

Численное решение системы уравнений (3)–(7) позволяет получить профили диффузии фосфора, показанные на рис. 1–4. Моделирование процесса диффузии дало возможность определить истинное значение коэффициента диффузии пары «атом P – междоузельный атом Si», оно равно $1,5 \cdot 10^{-11} \text{см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$.

Расчитанная зависимость коэффициента диффузии фосфора от времени в целом достаточно хорошо совпадает с экспериментом. Однако при ламповом отжиге расчетная кривая лежит несколько ниже экспериментальной. Это связано, по нашему мнению, с кинетикой развала радиационных дефектов при отжиге. В математической модели мы положили, что к моменту достижения температуры диффузии все радиационные дефекты развалились, и мы имеем дело с избыточными вакансиями и междоузельными атомами Si. Однако это может быть справедливо разве что в отношении дивакансий и междоузельных комплексов «Si – A5» (температура отжига – 160 °C). Многовакансионные комплексы с температурами отжига 500–700 °C и междоузельные комплексы «Si – O₂» (560 °C) разрушаются не мгновенно. Они имеют конечное время жизни и, разваливаясь постепенно, подпитывают концентрации точечных дефектов в процессе термообработки. Это и определяет, видимо, медленное падение коэффициента диффузии фосфора при ламповом отжиге. Ввод в уравнения диффузии (3)–(7) временной зависимости концентрации комплексов дефектов принципиально усложняет их решение. Поскольку различия расчетных и экспериментальных значений коэффициентов диффузии фосфора при ламповом отжиге невелики, мы ограничились более простым подходом, не принимая во внимание конечное время жизни междоузельных комплексов при термообработке.

Таким образом, в имплантированном кремнии эффективный коэффициент диффузии фосфора значительно превышает собственное значение (при 900 °C – в 10^3 раз). С ростом концентрации радиационных дефектов в слое коэффициент диффузии фосфора возрастает. Аномальная диффузия имеет место

только при коротких временах термообработки. С увеличением длительности (до 20 мин) отжига коэффициент диффузии стремится к собственному значению. Коэффициент диффузии имплантированного фосфора в кремнии не зависит от температуры лампового отжига. Легирование слоев кремния примесями Ge или C существенно снижает коэффициент диффузии внедренного фосфора. Из полученных данных следует, что ускоренная диффузия протекает по комплексу «междоузельный атом фосфора – междоузельный атом кремния P_I», расположенному в одном междоузлии. Энергия активации миграции этого комплекса равна энергии активации его отжига (развала). Рассчитанные профили диффузии совпадают с экспериментальными.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Hu S. M., Fahey P., Dutton R. W. On models of phosphorus diffusion in silicon // J. Appl. Phys. 1983. Vol. 54, № 12. P. 6912–6922.
2. Antoniadis D. A., Moskowitz I. Diffusion of substitutional impurities in silicon at short oxidation time: An insight into point defect kinetics // J. Appl. Phys. 1982. Vol. 53, № 10. P. 6788–6796.
3. Diffusion of impurities from implanted silicon layers by rapid thermal annealing / O. V. Aleksandrov [et al.] // Phys. Stat. Sol. a. 1986. Vol. 110, № 2. P. K61–65.
4. Negrini P., Servidori M., Solmi S. Phosphorus enhanced diffusion in silicon induced by implanted damage: dependence on defects depth position // Phil. Mag. A. 1990. Vol. 61, № 4. P. 553–558.
5. Атомная диффузия в полупроводниках / под ред. Д. Шоу. М., 1975.
6. Oehrlein G. S., Cohen S. A., Sedgwick T. O. Diffusion of phosphorus during rapid thermal annealing of ion-implanted silicon // Appl. Phys. Lett. 1984. Vol. 45, № 4. P. 417–419.
7. Van-der-Pauw L. J. A method of measuring specific resistivity and Hall effect of discs of arbitrary shape // Philips Res. 1958. № 13. P. 1–9.
8. Oehrlein G. S., Cohen S. A., Sedgwick T. O. Diffusion of phosphorus during rapid thermal annealing of ion-implanted silicon // Appl. Phys. Lett. 1984. Vol. 45, № 4. P. 417–419.
9. Localization of implanted impurities and diffusion coefficient / W. R. Hofker [et al.] // Appl. Phys. 1973. Vol. 2, № 1. P. 262–268.
10. Berezhnov N. I., Stelmakh V. F., Chelyadinskii A. R. Interstitial type defects in ion implanted silicon // Physica status solidi (a). 1983. Vol. 78, № 2. P. K121–125.
11. On the problem of Watkins substitution and migration of silicon atoms in silicon / N. I. Berezhnov [et al.] // Nucl. Instr. Meth. B. 1993. Vol. 73, № 3. P. 357–363.

Поступила в редакцию 11.03.2015.

Алексей Романович Челябинский – доктор физико-математических наук, старший научный сотрудник, главный научный сотрудник кафедры физики полупроводников и нанoeлектроники физического факультета БГУ.

УДК 537.311.33

М. Г. ЛУКАШЕВИЧ

МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЙ ЭФФЕКТ В ОКСИДЕ ЦИНКА, ИМПЛАНТИРОВАННОМ ИОНАМИ ЖЕЛЕЗА

Монокристаллические пластины оксида цинка имплантированы ионами железа с энергией 40 кэВ в интервале доз $D = 5 \cdot 10^{16}$ – $1,5 \cdot 10^{17}$ см⁻² при плотности ионного тока $j = 4,0$ мкА/см² с целью изменения электрических и гальваномагнитных характеристик. В интервале температур $T = 300$ – $2,5$ К изучены температурные зависимости сопротивления, а также продольный и поперечный магниторезистивные эффекты при разных углах между направлением магнитного поля и плоскостью проводящего канала при $T = 2,5$ К и сканировании магнитного поля в двух направлениях до $B = 0,5$ Тл. Показано, что на диэлектрической стороне перехода «диэлектрик – металл» продольный и поперечный магниторезистивные эффекты имеют место в результате аддитивного сложения положительной и отрицательной компонент с доминированием положительной в слабом и отрицательной – в сильном магнитном поле. Угловая зависимость поперечного магнитосопротивления определяется не проявлением классического или квантового размерного эффекта, а сильным s - d -взаимодействием в модифицированном слое.

Ключевые слова: ионная имплантация; железо; оксид цинка; переход «диэлектрик – металл»; сопротивление; магнитосопротивление.

Monocrystalline plates of ZnO have been implanted with 40 keV Fe⁺ ions to high fluences of $D = 5 \cdot 10^{16}$ – $1,5 \cdot 10^{17}$ cm⁻² at the ion current density $j = 4,0$ μA/cm² to modify their electronic and galvanomagnetic properties. The temperature dependence of resistance over the temperature range $T = 300$ – $2,5$ K as well as the longitudinal and transverse magnetoresistive effects at different angles between the magnetic field and the modified conducting layer plane were measured at temperature $T = 2,5$ K in a sweeping magnetic field up to 0,5 T. It has been shown that on the dielectric side of the insulator-to-metal transition the components of magnetoresistance, positive in a weak magnetic field and negative in a strong magnetic field, determine the magnetoresistive effect. The angular dependence of magnetoresistivity is governed not by the classic or quantum dimensional effects but by a strong s - d -exchange interaction within the modified layer.

Key words: ion implantation; iron; zinc oxide; insulator-to-metal transition; resistance; magnetoresistance.