

О ВЛИЯНИИ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДИФФУЗИЮ БОРА В КРЕМНИИ

В. Б. ОДЖАЕВ¹⁾, В. И. ПЛЕБАНОВИЧ²⁾, М. И. ТАРАСИК¹⁾, А. Р. ЧЕЛЯДИНСКИЙ¹⁾

¹⁾Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Беларусь

²⁾ОАО «ПЛАНАР», пр. Партизанский, 2, 220033, г. Минск, Беларусь

Исследовано влияние упругих напряжений на диффузию имплантированного бора в слоях кремния, дополнительно легированных примесями IV группы Ge или C с противоположным воздействием на период решетки кремния. В слоях, предварительно легированных германием и затем подвергшихся имплантации ионами В⁺, достигается компенсация упругих напряжений, тогда как дополнительная имплантация в слои с бором ионов С⁺ повышает напряжения в них. В слоях, дополнительно легированных как германием, так и углеродом, коэффициенты диффузии имплантированного бора уменьшаются в силу того, что ответственные за его ускоренную диффузию междоузельные атомы Si расходятся на вытеснение атомов Ge и C из узлов решетки кремния (эффект Воткинса). Из полученных результатов следует, что упругие напряжения существенно не влияют на скорость диффузии бора в кремнии.

Ключевые слова: кремний; бор; диффузия; упругие напряжения.

ABOUT THE INFLUENCE OF ELASTIC STRESSES ON THE IMPLANTED BORON DIFFUSION IN SILICON

V. B. ODZAEV^a, V. I. PLEBANOVICH^b, M. I. TARASIK^a, A. R. CHELYADINSKII^a

^aBelarusian State University, Niezaliežnasci Avenue, 4, 220030, Minsk, Belarus

^b«Planar» Co., Partyzanski Avenue, 2, 220033, Minsk, Belarus

Corresponding author: A. R. Chelyadinski (chelyadinski@bsu.by)

The influence of elastic stresses on the implanted boron diffusion in silicon layers supplementary doped with IV group Ge or C elements, having the reverse effect on the silicon lattice period, is studied. Compensation of elastic stresses is achieved in the layers doped with Ge and then implanted with В⁺ ions, whereas supplementary implantation of С⁺ ions

Образец цитирования:

Оджаев В. Б., Плебанович В. И., Тарасик М. И., Челядинский А. Р. О влиянии упругих напряжений на диффузию бора в кремнии // Журн. Белорус. гос. ун-та. Физика. 2017. № 3. С. 88–94.

For citation:

Odzaev V. B., Plebanovich V. I., Tarasik M. I., Chelyadinski A. R. About the influence of elastic stresses on the implanted boron diffusion in silicon. *J. Belarus. State Univ. Phys.* 2017. No. 3. P. 88–94 (in Russ.).

Авторы:

Владимир Борисович Оджаев – доктор физико-математических наук, профессор; заведующий кафедрой физики полупроводников и нанoeлектроники физического факультета.

Владимир Иванович Плебанович – кандидат технических наук; заместитель генерального директора.

Мария Иосифовна Тарасик – кандидат физико-математических наук; старший научный сотрудник кафедры энергофизики физического факультета.

Алексей Романович Челядинский – доктор физико-математических наук; главный научный сотрудник кафедры физики полупроводников и нанoeлектроники физического факультета.

Authors:

Vladimir Odzaev, doctor of science (physics and mathematics), full professor; head of the department of semiconductor physics and nanoelectronics, faculty of physics.

odzaev@bsu.by

Vladimir Plebanovich, PhD (technical); deputy general director.

pleba@mail.com

Mariya Tarasik, PhD (physics and mathematics); senior researcher at the department of energy physics, faculty of physics.

tarasik@bsu.by

Aleksei Chelyadinski, doctor of science (physics and mathematics); chief researcher at the department of semiconductor physics and nanoelectronics, faculty of physics.

chelyadinski@bsu.by

leads to the increased elastic stresses within the layers implanted with B⁺ ions. In the layers supplementary doped with Ge or C, the diffusion coefficients of implanted boron decrease because the silicon self-interstitials responsible for the enhanced boron diffusion are spent in the process of substitution of Ge and C atoms (Watkins effect). The obtained results indicate that elastic stresses do not influence considerably the boron diffusion coefficient in silicon.

Key words: silicon; boron; diffusion; elastic stresses.

Введение

Аномально ускоренная диффузия примесей в полупроводниках в [1–3] связывается с воздействием на этот процесс упругих напряжений, возникающих в слое и на границе легированного слоя и подложки. В [4] теоретически рассмотрено влияние упругих напряжений в слое на диффузию примеси.

Наиболее значительными могут быть упругие напряжения в кремнии при высоком уровне его легирования бором, обусловленные существенным различием ковалентных радиусов В (0,8 Å) и Si (1,175 Å).

Цель настоящей работы – изучение влияния упругих напряжений на диффузию имплантированного бора в слоях кремния, дополнительно легированных элементами IV группы – Ge или С. Эти примеси имеют противоположный характер воздействия на решетку кремния. Тетраэдрический ковалентный радиус Ge (1,22 Å) больше, чем у Si, и совместное легирование его с бором должно компенсировать упругие напряжения несоответствия. Однако ковалентный радиус атома С (0,7 Å) меньше радиуса Si, и его внедрение в слои кремния с бором может только увеличивать упругие напряжения. Примеси Ge и С являются электрически нейтральными в кремнии, поэтому не влияют на диффузию вследствие электростатического взаимодействия с бором.

Методика эксперимента

Профили диффузии имплантированного бора определялись путем измерения эффекта Холла и проводимости методом Ван-дер-Пау [5] в сочетании с контролируемым удалением тонких слоев кремния. Измеренные значения слоевой концентрации носителей заряда N_s в исследованных слоях кремния, созданных имплантацией бора и термообработанных в печи или подвергнутых ламповому отжигу, совпадали с дозами ионов бора. Эти результаты позволяют судить о профилях диффузии бора на основе измеренных профилей концентрации (С) носителей заряда. Исходные профили были получены методом масс-спектрометрии вторичных ионов. Концентрации радиационных дефектов оценивались по результатам измеренных значений изменения периода решетки в слое и в предположении, что смещение атомов в первой координационной сфере в области дефекта составляет 0,02 нм.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Рентгенодифракционные исследования структур кремния, созданных имплантацией ионов бора в дозе $1,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (энергия – 45 кэВ), показали, что после отжига при 1050 °С в течение 15 мин разница в периодах решетки слоя и подложки составляет $2 \cdot 10^{-3} \text{ Å}$. В этих структурах упругие напряжения при электрической активации имплантированного бора могут достигать $1 \cdot 10^8 \text{ Н} \cdot \text{м}^{-2}$ и приводить к генерации в слое дислокаций несоответствия. Микрофотографии, сделанные методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) ионно-легированных структур, приведены на рис. 1, а, и, как видно, содержат сетку дислокаций. При такой дозе ионов достаточно велика концентрация точечных дефектов и должны быть видны остаточные протяженные нарушения типа дислокационных петель, однако они не фиксируются. Эти остаточные дефекты выявляются в слое кремния, имплантированного ионами В⁺ в дозе $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ и дополнительно ионами Si⁺ с энергией 100 кэВ в дозе $4 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. При такой дозе бора его концентрация в слое недостаточна для возникновения упругих напряжений, обеспечивающих генерацию дислокаций несоответствия. Концентрация точечных дефектов также невелика для образования при термообработке остаточных нарушений, и это потребовало дополнительного облучения слоя ионами Si⁺. Образующиеся в этих слоях остаточные нарушения в виде дислокационных петель представлены на рис. 2. Изменение периода решетки в этом слое ($2 \cdot 10^{-3} \text{ Å}$) такое же, как в слое кремния, имплантированном ионами В⁺ в дозе $1,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, т. е. концентрации радиационных дефектов в этих слоях практически одинаковы. Однако в случае имплантации ионов В⁺ в дозе $1,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ дислокационные петли и дефекты упаковки не фиксируются (см. рис. 1, а). Это является результатом того, что при термообработке точечные дефекты, ответственные за образование остаточных нарушений, поглощаются дислокациями несоответствия.

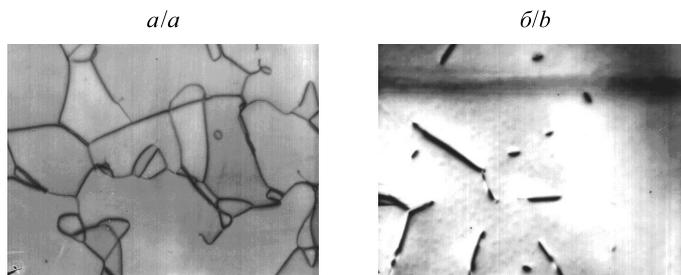


Рис. 1. Электронные микрофотографии на просвет имплантированных слоев кремния (кратность увеличения составляет 18 000 раз).

Отжиг – при 1050 °С: $1,8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ – доза ионов B^+ (а);
 $1,8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ – доза ионов B^+ , $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ – доза ионов Ge^+ (б)

Fig. 1. TEM micrographs of implanted silicon ($\times 18\,000$ magnification).

Annealing – 1050 °С: $1,8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ is dose of B^+ (a);
 $1,8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ is dose of B^+ , $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ is dose of Ge^+ (b)

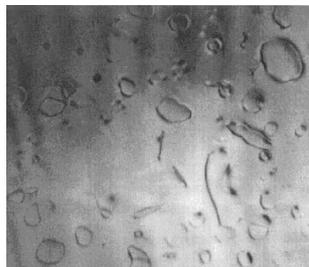


Рис. 2. Электронные микрофотографии на просвет имплантированных слоев кремния (кратность увеличения составляет 18 000 раз).

Отжиг – при 1050 °С в течение 15 мин: $1,8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ – доза ионов B^+ ,
 $4 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ – доза ионов Si^+

Fig. 2. TEM micrographs of implanted silicon ($\times 18\,000$ magnification).

Annealing – 1050 °С, 15 min: $1,8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ is dose of B^+ ,
 $4 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ is dose of Si^+

В структурах, созданных имплантацией бора и германия и отожженных в тех же условиях, что и структуры без германия, различие в периодах решетки подложки и слоя не регистрируется. Германий в кремнии, как известно [6], имеет неограниченную растворимость. В этом случае доза ионов бора составляла $1,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (энергия – 45 кэВ), доза ионов германия – $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (энергия – 300 кэВ), и напряжения на границе слоя и подложки практически компенсируются. Дислокации несоответствия при этом не образуются, выявляются только отдельные стержнеобразные дефекты (см. рис. 1, б).

На рис. 3 представлены профили диффузии имплантированного бора (доза – $1,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) в кремнии и в слоях кремния, предварительно легированных германием в дозах $5 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после термоотжига в печи. Температура составляла 1050 °С, длительность отжига – 15 мин. Видно, что с увеличением дозы ионов Ge диффузия бора замедляется. Коэффициент диффузии бора в слоях с германием (доза – $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$) равнялся $4 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$, т. е. был значительно ниже, чем в контрольном образце ($5 \cdot 10^{-13} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$). Аналогичный эффект наблюдался нами и при ламповом отжиге (рис. 4): при температуре 1050 °С и длительности 15 с. При дозе (Φ) ионов бора $6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ коэффициент диффузии бора в контрольном образце составлял $2 \cdot 10^{-12} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$. В слоях кремния, предварительно легированных германием, коэффициент диффузии бора был равен $6 \cdot 10^{-13} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$.

По мнению авторов [1], при высокой концентрации бора вследствие различий в ковалентных радиусах бора и кремния возникающие напряжения повышают упругую энергию кристалла. По этой причине часть атомов В уходит из узлов в междоузлия, и коэффициент диффузии бора увеличивается.

В работе [4] на основании предположения о том, что упругие напряжения, создаваемые в решетке кремния атомами бора, приводят к изменению коэффициента диффузии, записано уравнение диффузии, численное решение которого дает удовлетворительное совпадение расчетных и экспериментальных профилей диффузии.

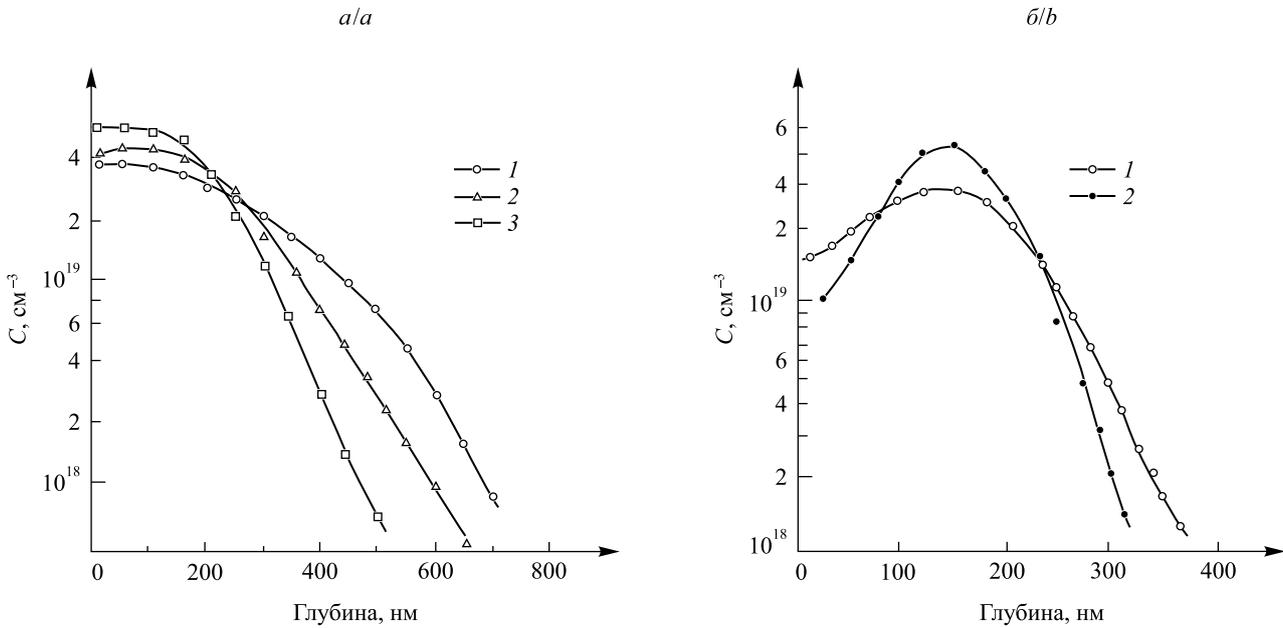


Рис. 3. Профили диффузии B^+ ($1,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) в кремнии (1) и в слоях кремния, предварительно легированных Ge: $\Phi_{\text{Ge}} = 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (2), $\Phi_{\text{Ge}} = 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (3). Термоотжиг – при $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 15 мин (а); профили диффузии имплантированного бора ($6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$, 45 кэВ) в кремнии (1) и в слоях кремния, предварительно легированных Ge в дозе $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (2). Ламповый отжиг – при $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 15 с (б)

Fig. 3. Diffusion profiles of implanted B^+ ($1.3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$) in silicon (1) and in the layers predoped with Ge: $\Phi_{\text{Ge}} = 5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ (2), $\Phi_{\text{Ge}} = 1 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ (3). Annealing at $1050 \text{ }^\circ\text{C}$, 15 min (a); diffusion profiles of implanted B^+ ($6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$, 45 keV) in silicon (1) and in the layers predoped with Ge (2), $\Phi_{\text{Ge}} = 5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$. RTA at $1050 \text{ }^\circ\text{C}$, 15 s (b)

При дополнительном легировании слоя германием происходит компенсация внутренних напряжений, растворимость бора по узлам увеличивается, коэффициент диффузии бора снижается.

Помимо внутренних напряжений в слое возникают напряжения на границе кремния и легированного бором слоя кремния. Они также могут быть причиной ускорения диффузии бора при его высокой концентрации. В результате диффузии, т. е. снижения объемной концентрации бора в слое, уменьшаются напряжения на границе слоя и подложки и внутренняя энергия структуры. В [3] сказано, что ускорение диффузии бора может быть обусловлено не непосредственно упругими напряжениями, а генерацией вакансий дислокациями, образующимися в зоне диффузии за счет упругих напряжений несоответствия. Однако в [7] установлено, что диффузия бора по избыточным вакансиям является замедленной по отношению к собственной.

Эффект замедления диффузии можно было бы связать с компенсацией упругих макронапряжений на границе кремния и слоя кремния, легированного бором и германием. Для проверки этого предположения были исследованы структуры, созданные имплантацией бора и углерода. Углерод, так же как и бор, располагаясь в узлах решетки, в противоположность германию сжимает решетку кремния. Растворимость углерода по узлам решетки кремния невысокая – около 10^{18} см^{-3} . Однако в имплантированном кремнии при высокой концентрации точечных дефектов его растворимость возрастает на два порядка [8]. Профили диффузии бора в кремнии и в слоях кремния, дополнительно легированных углеродом, представлены на рис. 4. Доза имплантированного бора составляла $6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, энергия – 45 кэВ, доза углерода – $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$, энергия ионов – 50 кэВ, так что исходные профили бора и углерода были совмещены. Диффузия протекала при ламповом отжиге при температуре $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ и длительности 7 с. Коэффициенты диффузии бора составляют $1 \cdot 10^{-12}$ и $1 \cdot 10^{-13} \text{ см}^{-2}$ соответственно, т. е. за счет углерода наблюдается снижение коэффициента диффузии бора в 10 раз.

В [9] высказано предположение о том, что междоузельный атом кремния располагается в разреженном пространстве – между первой координационной сферой атомов кремния, вокруг узлового атома углерода, и второй сферой. Действительно, известен комплекс атома углерода и междоузельного атома кремния [10]. Однако этот комплекс отжигается при температуре $65 \text{ }^\circ\text{C}$.

В соответствии с той точкой зрения, что ускоренная диффузия имплантированного бора в кремнии – результат избыточных междоузельных атомов Si [11], можно связать уменьшение коэффициентов

диффузии бора в слоях, легированных примесями Ge или C, с потерей междоузельных атомов Si. Избыточные атомы Si возникают при термообработке имплантированных структур и развале устойчивых при комнатных температурах комплексов типа Si – P6 и Si – B3 [11]. В [12] сделано предположение, что при отжиге часть междоузельных атомов Si образуют протяженные остаточные дефекты типа дефектов упаковки внедрения, стержнеобразных дефектов {113}. Затем они, перестраиваясь, поддерживают избыточную концентрацию междоузельных атомов Si, которые ответственны за ускоренную диффузию бора. Но по мнению авторов [13], в результате взаимодействия точечных дефектов и атомов примеси с остаточными дефектами упаковки ускоренная диффузия уменьшается.

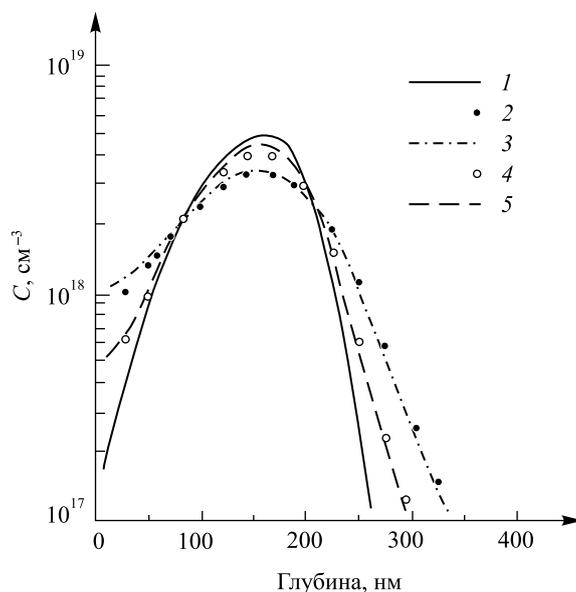


Рис. 4. Профили диффузии имплантированного бора ($6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, 45 кэВ) в кремнии (2, 3) и в слоях кремния, предварительно легированных углеродом в дозе $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (4, 5). Ламповый отжиг – при 1050 °С в течение 15 с; 1 – исходный расчетный; 2, 4 – экспериментальные; 3, 5 – расчетные

Fig. 4. Diffusion profiles of implanted boron ($6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$, 45 keV) in silicon (2, 3) and in the layers predoped with C (4, 5), dose $1 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$. RTA at 1050 °C, 15 s; 1 – as implanted; 2, 4 – experimental; 3, 5 – calculated

Механизмом потерь избыточных атомов Si, по нашему мнению, является эффект замещения атомов Ge или C междоузельными атомами Si (эффект Воткинса). Эффект вытеснения атомов C из узлов решетки наблюдался с помощью метода электронного парамагнитного резонанса [10] в кристаллах кремния, облученных электронами. Вытеснение атомов B отмечалось даже при температурах 1,6 К и затем 0,5 К [14]. Возникло представление об атермической миграции атомов кремния в кремнии. Мы полагаем, что причиной атермической миграции междоузельных атомов Si в кремнии и последующего замещения являются сами легирующие примеси с ковалентными радиусами, отличными от ковалентных радиусов атомов решетки как в большую, так и в меньшую сторону. Примесные атомы в узлах решетки вследствие несовпадения ковалентных радиусов с радиусами атомов решетки создают вокруг себя упругодеформированную сферу, попадая в которую атомы Si направленно движутся к центру дилатации (рис. 5, а) либо сжатия (рис. 5, б). Атомы решетки, смещенные из своих равновесных положений относительно примесного атома, в первой координационной сфере и во все меньшей степени в последующих сферах (затухание) поляризуются и генерируют электрический дипольный момент. Под влиянием дипольных моментов смещенных атомов междоузельные атомы получают наведенный дипольный момент. Поскольку величина дипольных моментов смещенных из узловых положений атомов круто нарастает к центру дилатации (сжатия), междоузельный атом Si движется к примесному атому и вытесняет его из узла, занимая его место.

Одинаковый эффект воздействия примесей Ge и C с противоположным знаком создаваемых ими упругих напряжений в структурах кремний – слои кремния, легированные бором, на коэффициент диффузии имплантированного бора указывает на то, что ускоренная диффузия имплантированного бора не зависит от упругих напряжений.

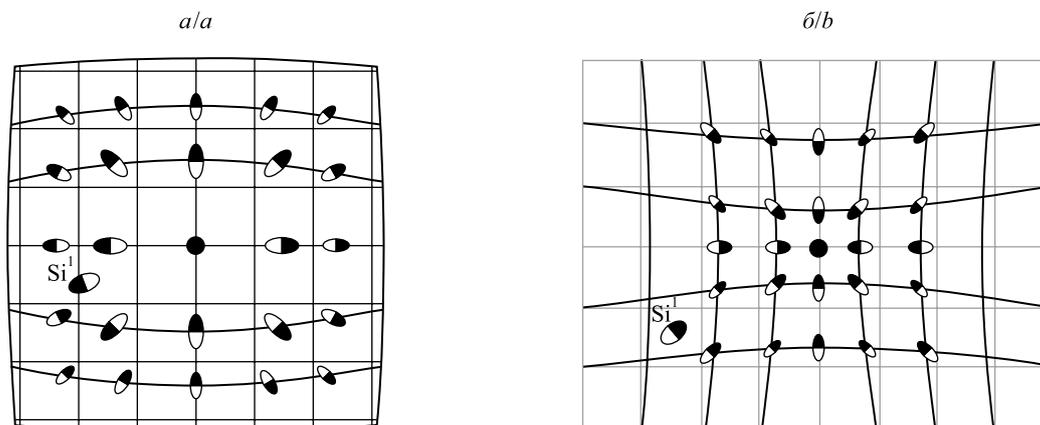


Рис. 5. Движение междуузельного атома Si в поле упругих деформаций: ковалентный радиус примеси замещения: больше радиуса атома решетки (а); меньше радиуса атома решетки (б)

Fig. 5. Motion of the interstitial Si atom in a field of elastic stresses.

The covalent radius of the substitutional impurity is greater (a) than the lattice atom radius and smaller (b) than the lattice atom radius

В случае обычной термодиффузии при высокой концентрации примеси источником избыточных атомов Si является сам процесс легирования. Выполненные нами эксперименты показали [11], что при дозе ионов бора $1,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ дополнительное введение радиационных дефектов путем облучения ионами Si^+ (дозы от $6 \cdot 10^{13}$ до $6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$) не приводит к росту скорости диффузии. Атомы бора, располагаясь в узлах решетки, создают тем самым избыточные междуузельные атомы Si, которые затем вытесняют бор из узлов в быстрый междуузельный канал диффузии. Последующие захват бора в узлы решетки и его вытеснение из узлов определяют процесс ускоренной диффузии бора при его высокой концентрации. Примеси Ge и C в силу эффекта Воткинса поглощают избыточные атомы Si, что ведет к снижению коэффициента диффузии бора.

Заключение

Из полученных результатов следует, что упругие напряжения, обусловленные несовпадением ковалентных радиусов атомов примеси и атомов кремния, существенно не влияют на скорость диффузии бора.

Библиографические ссылки

1. Пантелеев В. А., Гугина Т. С., Муравьев В. А. Влияние упругих напряжений на диффузионные процессы в полупроводниках // Физика твердого тела. 1978. Т. 20, № 2. С. 562–564.
2. Герасименко Н. Н., Мордкович В. Н. Радиационные эффекты в системе полупроводник – диэлектрик // Поверхность. Физика, химия, механика. 1987. Т. 6. С. 5–19.
3. Hu S. M. General theory of impurity diffusion in semiconductors via the vacancy mechanism // Phys. Rev. 1969. Vol. 180, № 3. P. 773–784.
4. Dao Khac An. Numerical solution of the nonlinear diffusion equation for the anomalous boron diffusion in silicon // Phys. Stat. Sol. (a). 1985. Vol. 90. P. 173–177.
5. Van der Pauw L. J. A method of measuring specific resistivity and Hall effect of discs of arbitrary shape // Philips Res. Repts. 1958. Vol. 13, № 1. P. 1–9.
6. Peterstrom S., Svensson B. G. Transient boron diffusion in medium dose Ge-implanted silicon // J. Appl. Phys. 1992. Vol. 71, № 3. P. 1215–1219.
7. Stelmakh V. F., Suprun-Belevich Yu. R., Tkachev V. D., et al. Diffusion of boron implanted into silicon // Phys. Stat. Sol. (a). 1985. Vol. 89. P. K45–K49.
8. Strane J. W., Lee S. R., Stein H. J., et al. Carbon incorporation into Si at high concentrations by ion implantation and solid phase epitaxy // J. Appl. Phys. 1976. Vol. 79, № 2. P. 637–646.
9. Crystiano F., Bonafos C., Nejim A., et al. Interstitial trapping efficiency of C^+ implanted into preamorphised silicon: Control of EOR defects // Nucl. Inst. Meth. B. 1997.
10. Watkins G. D., Brower K. L. EPR observation of the isolated interstitial carbon atom in silicon // Phys. Rev. Lett. 1976. Vol. 36, № 22. P. 1329–1332.
11. Челябинский А. П., Комаров Ф. Ф. Дефектно-примесная инженерия в имплантированном кремнии // УФН. 2003. Т. 173, № 8. С. 813–846.
12. Claverie A., Giles L. F., Omri M., et al. Nucleation, growth and dissolution of extended defects in implanted silicon: impact on dopant diffusion // NIM B. 1999. Vol. 147. P. 1–12.

13. Servidori J., Solmi S., Zaumseil P., et al. Interaction between point defects and dislocation loops as the phenomenon able to reduce anomalous diffusion of phosphorus implanted in silicon // *J. Appl. Phys.* 1989. Vol. 65, № 1. P. 98–104.

14. Gwozdz P. S., Koehler J. S. Changes in ac conductivity of silicon with electron irradiation at 0.5 K // *Phys. Rev.* 1972. Vol. 6, № 10. P. 4571–4574.

References

1. Panteleev V. A., Gugina T. S., Murav'ev V. A. [Influence of the elastic strains on the diffusion processes in semiconductors]. *Fiz. tverd. tela.* 1978. Vol. 20, No. 2. P. 562–564 (in Russ.).

2. Gerasimenko N. N., Mordkovich V. N. [Radiation effects in a semiconductor – dielectric systems]. *Poverkhn. Fiz., khim., mekh.* 1987. Vol. 6. P. 5–19 (in Russ.).

3. Hu S. M. General theory of impurity diffusion in semiconductors via the vacancy mechanism. *Phys. Rev.* 1969. Vol. 180, No. 3. P. 773–784.

4. Dao Khac An. Numerical solution of the nonlinear diffusion equation for the anomalous boron diffusion in silicon. *Phys. Stat. Sol. (a)*. 1985. Vol. 90. P. 173–177.

5. Van der Pauw L. J. A method of measuring specific resistivity and Hall effect of discs of arbitrary shape. *Philips Res. Repts.* 1958. Vol. 13, No. 1. P. 1–9.

6. Peterstrom S., Svensson B. G. Transient boron diffusion in medium dose Ge-implanted silicon. *J. Appl. Phys.* 1992. Vol. 71, No. 3. P. 1215–1219.

7. Stelmakh V. F., Suprun-Belevich Yu. R., Tkachev V. D., et al. Diffusion of boron implanted into silicon. *Phys. Stat. Sol. (a)*. 1985. Vol. 89. P. K45–K49.

8. Strane J. W., Lee S. R., Stein H. J., et al. Carbon incorporation into Si at high concentrations by ion implantation and solid phase epitaxy. *J. Appl. Phys.* 1976. Vol. 79, No. 2. P. 637–646.

9. Crystiano F., Bonafos C., Nejim A., et al. Interstitial trapping efficiency of C⁺ implanted into preamorphised silicon: Control of EOR defects. *Nucl. Inst. Meth. B.* 1997.

10. Watkins G. D., Brower K. L. EPR observation of the isolated interstitial carbon atom in silicon. *Phys. Rev. Lett.* 1976. Vol. 36, No. 22. P. 1329–1332.

11. Chelyjdinskii A. R., Komarov F. F. Defektno-primesnaya inzheneriya v implantirovannom kremnii [Defect-impurity engineering in implanted silicon]. *Usp. fiz. nauk.* 2003. Vol. 173, No. 8. P. 813–846. DOI: 10.3367/UFNr.0173.200308b.0813 (in Russ.).

12. Claverie A., Giles L. F., Omri M., et al. Nucleation, growth and dissolution of extended defects in implanted silicon: impact on dopant diffusion. *NIM B.* 1999. Vol. 147. P. 1–12.

13. Servidori J., Solmi S., Zaumseil P., et al. Interaction between point defects and dislocation loops as the phenomenon able to reduce anomalous diffusion of phosphorus implanted in silicon. *J. Appl. Phys.* 1989. Vol. 65, No. 1. P. 98–104.

14. Gwozdz P. S., Koehler J. S. Changes in ac conductivity of silicon with electron irradiation at 0.5 K. *Phys. Rev.* 1972. Vol. 6, No. 10. P. 4571–4574.

Статья поступила в редакцию 07.07.2017.
Received by editorial board 07.07.2017.