

# Перераспределение Al в имплантированных слоях SiC в процессе термического отжига

© О.В. Александров<sup>¶</sup>, Е.В. Калинина<sup>\*¶¶</sup>

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“,  
197376 Санкт-Петербург, Россия  
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 11 сентября 2008 г. Принята к печати 22 сентября 2008 г.)

Проведен анализ экспериментальных профилей концентрации Al при его имплантации в SiC при комнатной температуре и последующем высокотемпературном отжиге. Показано, что при дозах, превышающих порог аморфизации, на профилях наблюдается ряд особенностей: смещение максимума распределения, накопление примеси на поверхности, образование прямоугольных („box-shaped“) профилей. Для количественного описания перераспределения примеси Al в слоях SiC, имплантированных с высокими дозами, впервые предложена сегрегационно-диффузионная модель, учитывающая сегрегацию примеси между  $\alpha$ - и  $c$ -фазами в процессе твердофазной эпитаксиальной кристаллизации и последующую диффузию примеси с ее испарением с поверхности. Формирование прямоугольных профилей Al при быстром термическом отжиге объясняется образованием в рекристаллизованной области монокристаллического высокодефектного и поликристаллического слоев SiC с высоким коэффициентом диффузии примеси, а также подавлением переходной ускоренной диффузии в оставшейся монокристаллической части имплантированного слоя.

PACS: 61.72.Bb, 85.40.Ry

## 1. Введение

Монокристаллический карбид кремния (SiC) является одним из наиболее перспективных полупроводников для изготовления приборов высоковольтной, силовой и высокочастотной электроники, способных работать в экстремальных условиях. Основной проблемой при формировании приборных структур с  $p$ - $n$ -переходами на основе SiC является получение низкоомных слоев  $p$ -типа проводимости. Создание таких слоев методами легирования из паровой фазы проблематично, поскольку концентрация вводимых акцепторов ограничена пределом их растворимости в SiC и образованием собственных компенсирующих дефектов в процессе легирования. Эти проблемы возможно решить, используя для введения акцепторных примесей ионное легирование, при котором концентрация вводимой примеси не ограничена пределом растворимости.

Основной акцепторной примесью в SiC является Al, имеющий наибольшую предельную растворимость и наименьшую энергию активации. Диффузия Al в  $6H$ -SiC при легировании из паровой фазы с определением равновесных коэффициентов диффузии и растворимости Al исследовалась в работах Водакова и Мохова с соавт. [1–3]. Однако имеется незначительное число работ по изучению диффузии Al из имплантированных слоев в SiC в процессе термического отжига. Для получения максимальной степени электрической активации введенной примеси имплантация ионов  $Al^+$  обычно проводится при повышенных температурах [4,5]. Тем не менее было показано, что достаточно низкое сопротивление  $p^+$ -

слоя может быть получено путем имплантации ионов  $Al^+$  с высокой дозой при комнатной температуре с последующим быстрым термическим отжигом [6].

Диффузия Al в слоях  $6H$ -SiC, имплантированных при комнатной температуре и затем термически отожженных в различных условиях, изучалась в работах [7–10]. Исследования слоев, имплантированных ионами Al в широком интервале доз, показали, что концентрационный профиль атомов представлял гауссиан. Однако при высокой дозе ионов  $Al^+$  ( $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) профиль приобретал несимметричный вид и описывался двумя полугауссианами [8]. В процессе отжигов при различных режимах происходило уменьшение интегральной концентрации примеси в ионно-легированных слоях, что связывалось с обратной диффузией примеси из кристалла в процессе упорядочения кристаллической решетки, нарушенной при имплантации [8]. Также наблюдалось уширение профилей атомов Al, их концентрация в максимуме падала и положение объемного максимума либо оставалось прежним [9], либо наблюдалось его смещение вглубь или к поверхности [7,8]. Кроме того, наблюдалось накопление Al вблизи поверхности [7,8,10]. Коэффициент диффузии атомов Al, имплантированных дозой  $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , определенный в работе [9] по уширению концентрационных профилей, оказался больше, а энергия активации меньше, чем для диффузии из паровой фазы. Ускорение диффузии Al объяснялось введением высоких концентраций радиационных дефектов при имплантации [8,9]. Смещение объемного максимума концентрации и накопление примеси Al вблизи поверхности в процессе термического отжига удовлетворительного объяснения не получили. Модели, описывающей особенности перераспределения в процессе отжига атомов Al

<sup>¶</sup> E-mail: Aleksandr\_ov@mail.ru

<sup>¶¶</sup> E-mail: evk@mail.ioffe.ru

в слоях SiC, имплантированных высокими дозами, до настоящего времени предложено не было.

В настоящей работе проанализированы профили распределения концентрации Al после отжига образцов 4H-SiC, имплантированных дозами ниже и выше пороговой дозы аморфизации, и предложена сегрегационно-диффузионная модель перераспределения Al в слоях SiC, имплантированных высокой дозой примеси.

## 2. Методика эксперимента

Имплантация ионов Al проводилась в 4H-SiC эпитаксиальные слои толщиной 10 мкм, которые были выращены методом газотранспортной эпитаксии с концентрацией нескомпенсированных доноров  $N_d - N_a = (3-5) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  на *n*-4H-SiC коммерческих подложках с  $N_d - N_a = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ . Ионы Al имплантировались с энергиями 150 и 300 кэВ дозами  $5 \cdot 10^{16}$  и  $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  соответственно. После имплантации проводился быстрый термический отжиг (БТО) в течение 15 или 50 с при температуре 1700°C в атмосфере Ar.

Распределения по глубине эпитаксиального слоя концентрации атомов Al до и после БТО определялись из измерений вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС) при травлении поверхности образцов первичными ионами O<sub>2</sub> с энергией пучка 5.5 кэВ при токе 700 нА.

## 3. Анализ экспериментальных профилей

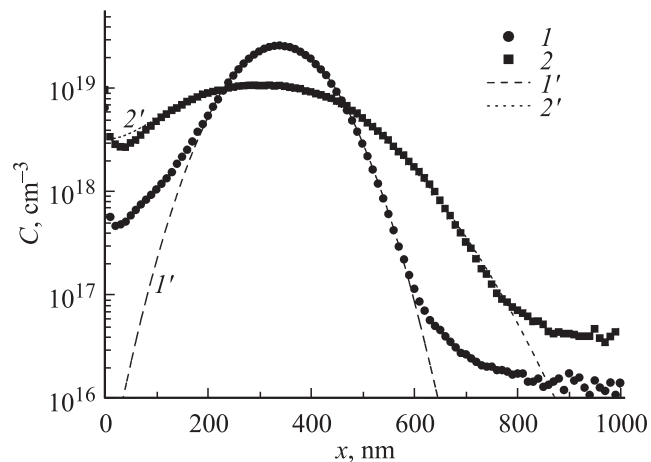
Анализировались концентрационные профили Al в слоях 4H-SiC, имплантированных при комнатной температуре дозами ниже и выше пороговой дозы аморфизации, равной  $8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  [11].

На рис. 1 представлен профиль распределения атомов Al, имплантированных невысокой дозой  $Q = 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  с энергией 300 кэВ до (кривая 1) и после БТО при температуре 1700°C в течение 15 с (кривая 2). После имплантации профили Al вполне удовлетворительно (кроме приповерхностного участка) описываются функцией Гаусса в соответствии с теорией Линдхарда–Шарфа–Шиотта:

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

где  $C(x)$  — распределение концентрации по глубине,  $R_p$  — средний проецированный пробег,  $\Delta R_p$  — стандартное отклонение пробегов. Параметры имеют значения  $R_p = 340 \text{ нм}$  и  $\Delta R_p = 77 \text{ нм}$  (кривая 1'), что на 18% превышает соответствующие значения, приводимые в таблицах [12], но соответствуют данным по  $R_p$ , приводимым в работе [13], хотя уступают им по  $\Delta R_p$  на 17%.

После БТО профиль сохраняет приблизительно симметричную форму гауссиана, концентрация в максимуме



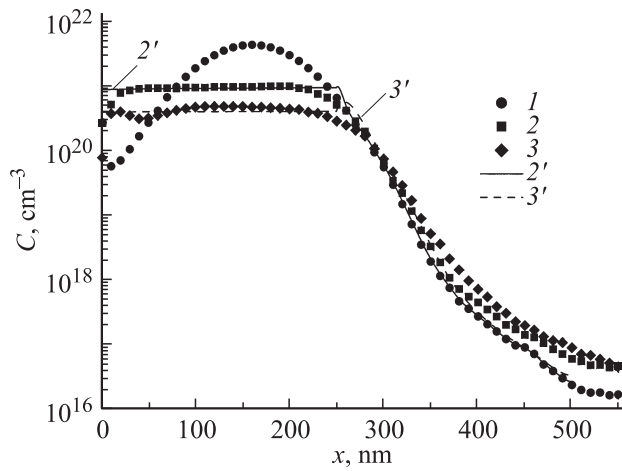
**Рис. 1.** Концентрационные профили Al при ионной имплантации (Al<sup>+</sup>, 300 кэВ,  $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ) до (кривые 1, 1') и после (кривые 2, 2') БТО (1700°C, 15 с). 1, 2 — эксперимент, 1' — расчет по формуле (1) при  $R_p = 340 \text{ нм}$ ,  $\Delta R_p = 77 \text{ нм}$ , 2' — расчет по формуле (2) при  $R'_p = 300 \text{ нм}$ ,  $D = 5.8 \cdot 10^{-12} \text{ см}^2/\text{с}$  (кривая 2').

падает, а сам максимум немного смещается к поверхности ( $R'_p = 300 \text{ нм}$ ). Потери примеси незначительны, поэтому при отражающей границе с поверхностью распределения концентрации Al принимает вид

$$C(x, t) = \frac{Q}{\sqrt{2\pi(\Delta R_p^2 + 2Dt)}} \left\{ \exp\left[-\left(\frac{x - R'_p}{2(\Delta R_p^2 + 2Dt)}\right)^2\right] + \exp\left[-\left(\frac{x + R'_p}{2(\Delta R_p^2 + 2Dt)}\right)^2\right] \right\}, \quad (2)$$

где  $t$  — время отжига,  $D$  — коэффициент диффузии. Оценка коэффициента диффузии по уравнению (2) дает значение  $D = 5.8 \cdot 10^{-12} \text{ см}^2\text{с}^{-1}$  (кривая 2'). Это более чем на 3 порядка больше значения  $2.1 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2\text{с}^{-1}$ , определенного при диффузии Al из паровой фазы [2], и более чем на 2 порядка превышает значение  $1 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2\text{с}^{-1}$ , определенное для диффузии Al из имплантированного слоя при термическом отжиге [9]. Это явление переходной ускоренной диффузии (ПУД) в имплантированных слоях наблюдалось также и для другой акцепторной примеси В в SiC [14]. Наблюдаемое небольшое продвижение максимума к поверхности ( $R'_p = 300 \text{ нм}$ ) может быть связано с восстановлением во время термоотжига плотности нарушенного имплантацией материала подложки. Уменьшение плотности мишени во время имплантации при  $x < R_p$  было получено в расчетах по методу Монте-Карло в работе [15].

На рис. 2 показаны профили Al, имплантированного в 4H-SiC с энергией 150 кэВ высокой дозой  $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , превышающей пороговую дозу аморфизации, до (кривая 1) и после БТО при 1700°C в течение 15 (кривая 2) и 50 с (кривая 3). После имплантации профиль концентрации Al хорошо описывается гауссианом с



**Рис. 2.** Концентрационные профили Al при ионной имплантации ( $\text{Al}^+$ , 150 кэВ,  $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) до (кривая 1) и после (кривые 2, 3, 2', 3') БТО ( $1700^\circ\text{C}$ ). Время БТО: 2, 2' — 15 с; 3, 3' — 50 с. 1–3 — эксперимент, 2', 3' — расчет по модели при:  $x_a = 250 \text{ нм}$ ,  $L = 15 \text{ нм}$ ,  $m = 0.3$ ,  $D_1 = 1.0 \cdot 10^{-10} \text{ см}^2/\text{с}$ ,  $D_2 = 3 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$ ,  $k_v = 1.4 \cdot 10^{-6} \text{ см/с}$  (кривая 2'),  $k_v = 0.8 \cdot 10^{-6} \text{ см/с}$  (кривая 3').

параметрами:  $R_p = 160 \text{ нм}$  и  $\Delta R_p = 47 \text{ нм}$ . Эти значения превышают соответствующие на 10 и 13%, приводимые в таблицах [12], но соответствуют данным по  $R_p$ , приводимым в работе [13], хотя уступают им по  $\Delta R_p$  на 22%.

После БТО наблюдается перераспределение примеси в части профиля, обращенной к поверхности при  $x \leq x^* = 250 \text{ нм}$ , в которой образуется плато. Объемная часть профиля Al при  $x > x^*$  остается при этом практически без изменения, в связи с чем профили приобретают прямоугольный („box-shaped“) вид. Концентрация плато падает с увеличением времени БТО, что сопровождается уменьшением интегральной концентрации введенной примеси на 54 и 78% при временах отжига 15 и 50 с соответственно. Понижение максимума концентрации плато и дополнительная потеря примеси при увеличении длительности отжига имплантированных слоев происходят, по-видимому, в результате обычного диффузионного перераспределения, сопровождающегося испарением примеси с поверхности.

Следует отметить, что при меньших температурах отжига слоев SiC, имплантированных высокой дозой ( $Q > Q_\alpha$ ), на профилях Al наряду с уменьшением интегральной концентрации введенной примеси наблюдались и другие особенности. Так, отжиг при температуре  $1400^\circ\text{C}$  в течение 15–45 мин образцов 6H-SiC, имплантированных дозами  $5 \cdot 10^{15}$  и  $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , приводил к смещению максимума концентрационного распределения Al к поверхности или вглубь, к появлению дополнительного максимума между поверхностью и объемным максимумом, а также к значительному накоплению Al вблизи поверхности [7,8].

Исследования методами просвечивающей электронной микроскопии и резерфордской обратнорассеива-

ющей спектроскопии в режиме каналирования показали, что величина  $x^*$  соответствует границе аморфизованного имплантационного слоя с монокристаллической подложкой  $x_a$  ( $x^* = x_a$ ) [6,16,17]. Этот результат позволяет связать особенности перераспределения примеси Al в SiC при высоких дозах имплантации с аморфизацией имплантированного слоя и его последующей рекристаллизацией.

## 4. Сегрегационно-диффузионная модель

Описанные выше особенности концентрационных профилей Al, имплантированного в SiC дозами, превышающими предел аморфизации, могут быть объяснены сегрегационным отеснением примеси от границы аморфизованного имплантационного слоя с монокристаллической подложкой ( $x_a$ ) к поверхности в процессе твердофазной эпитаксиальной кристаллизации (ТФЭ) аморфизованного слоя.

При отжиге SiC, имплантированного высокой дозой  $Q > Q_\alpha$ , происходит твердофазная эпитаксиальная (ТФЭ) рекристаллизация аморфизованного слоя, в процессе которой между аморфным слоем ( $\alpha$ ) и монокристаллической фазой ( $c$ ) происходит сегрегация примеси. В работах [18–20] на примере редкоземельных примесей Er, Ho и Yb в имплантированных слоях кремния было показано, что перераспределение примеси при ТФЭ кристаллизации может быть описано моделью сегрегации при зонно-направленной кристаллизации. Роль зоны выполняет переходный слой между  $\alpha$ - и  $c$ -фазами, в котором коэффициент диффузии примеси много больше, чем в  $\alpha$  и  $c$ -фазах. Изменение концентрации примеси в переходном слое  $C_a(y)$  определяется из условия баланса примеси между переходным слоем, аморфной и кристаллической фазами и описывается дифференциальным уравнением

$$\frac{dC_a(y)}{dy} = \frac{C_0(y) - mC_a(y)}{L}, \quad (3)$$

где  $y = (x_a - x)$  — текущая толщина рекристаллизованного слоя, отсчитываемая от начальной границы аморфного слоя  $x_a$  к поверхности,  $x$  — текущая координата, отсчитываемая от поверхности образца,  $C_0(y)$  — начальное распределение примеси в имплантированном слое,  $m$  — коэффициент сегрегации,  $L$  — ширина переходного слоя. Граничным условием для уравнения (3) является средняя концентрация примеси в слое толщиной  $L$  в начале процесса кристаллизации,

$$C_a(0) = \frac{1}{L} \int_0^L C_0(y) dy. \quad (4)$$

Уравнение (3) справедливо при  $L \leq x \leq x_a$ . При подходе фронта кристаллизации к поверхности на расстоя-

ние, равное ширине переходного слоя  $L$ , зонная кристаллизация сменяется на направленную кристаллизацию. Изменение концентрации примеси в переходном слое в этом случае, при  $x \leq L$ , описывается уравнением

$$\frac{dC_a(z)}{dz} = \frac{(1-m)C_a(z)}{L-z}, \quad (5)$$

где  $z = (L-x)$  — текущая толщина рекристаллизованного слоя, отсчитываемая от  $x = L$  к поверхности. Граничным условием для уравнения (3) является решение уравнения (3) при  $x = L$ :

$$C_a(z=0) = C_a(y=x_a-L). \quad (6)$$

Полагая процесс сегрегации равновесным в обоих вариантах кристаллизации, распределение примеси в рекристаллизованном слое  $C_k(x)$  определяется как

$$C_k(x) = mC_a(x). \quad (7)$$

При продолжении отжига после завершения ТФЭ кристаллизации в рекристаллизованном слое и в оставшейся изначально монокристаллической части имплантированного слоя ( $x > x_a$ ) происходит диффузионное перераспределение примеси в соответствии с решением уравнения диффузии

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D(x) \frac{\partial C(x,t)}{\partial x} \right), \quad (8)$$

где  $C(x,t)$  — распределение концентрации примеси после диффузии,  $D(x)$  — коэффициент диффузии примеси. В общем случае коэффициент диффузии примеси в рекристаллизованном слое может отличаться от коэффициента диффузии примеси в оставшейся монокристаллической части имплантированного слоя,  $D(x) = D_1$  при  $x \leq x_a$  и  $D(x) = D_2$  при  $x > x_a$ . Начальным условием для (8) является распределение примеси после окончания процесса ТФЭ кристаллизации:

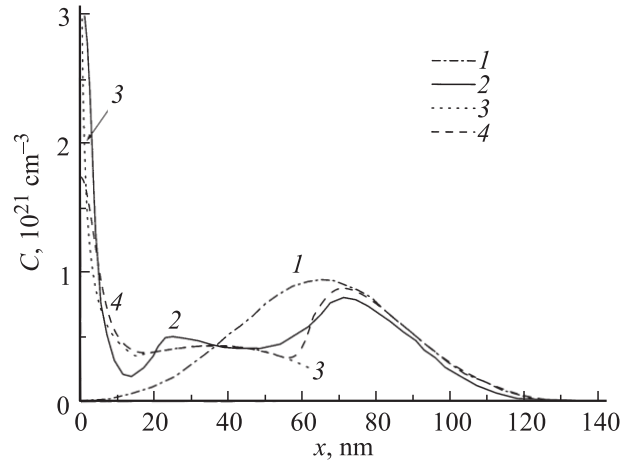
$$\begin{aligned} C(x,0) &= C_k(x) \quad \text{при } x \leq x_a \\ \text{и } C(x,0) &= C_0(x) \quad \text{при } x > x_a. \end{aligned} \quad (9)$$

В качестве граничных условий полагалось условие испарения при  $x=0$  и отражающая граница на конце области решения при  $x=H$ :

$$D \frac{\partial C(x,0)}{\partial x} = k_v C(x,0), \quad \frac{\partial C(x,H)}{\partial x} = 0, \quad (10)$$

где  $k_v$  — коэффициент испарения.

Задачи (3), (5), (8) с граничными и начальными условиями (4), (6), (9), (10) решались численно методом конечных разностей по явной и неявной разностным схемам. Параметрами модели являются  $m$ ,  $L$ ,  $D$  и  $k_v$ , а также  $x_a$  в тех случаях, когда толщина аморфизованного слоя не определялась.



**Рис. 3.** Концентрационные профили Al при ионной имплантации ( $Al^{1+}$ , 60 кэВ,  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ) до (кривая 1) и после (кривые 2, 3, 4) отжига ( $1400^\circ\text{C}$ , 15 мин). 1, 2 — эксперимент [5], 3, 4 — расчет по модели: 3 —  $C_k(x)$  после кристаллизации при  $x_a = 65 \text{ нм}$ ,  $L = 15 \text{ нм}$ ,  $m = 0.3$ ; 4 —  $C(x,t)$  после диффузии при  $D_1 = D_2 = 2.8 \cdot 10^{-16} \text{ см}^2/\text{с}$ ,  $k_v = 0$ .

## 5. Результаты расчета и их обсуждение

Результаты расчета по описанной выше сегрегационно-диффузионной модели сравнивались с экспериментальными профилями имплантированного Al, полученными в настоящей работе для 4H-SiC а также в работе [8] для 6H-SiC (рис. 2 и 3 соответственно).

На рис. 3 приведены ВИМС-профили Al из работы [8] после имплантации ионов  $Al^{1+}$  в монокристаллы 6H-SiC дозой  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  при энергии 60 кэВ до (кривая 1) и после (кривая 2) термического отжига при температуре  $1400^\circ\text{C}$  в течение 15 мин. Расчетные зависимости после кристаллизации (кривая 3) и диффузии (кривая 4) получены при следующих значениях параметров:  $x_a = 65 \text{ нм}$ ,  $L = 15 \text{ нм}$ ,  $m = 0.3$ ,  $D_1 = D_2 = 2.8 \cdot 10^{-16} \text{ см}^2/\text{с}$ . Заметной потери примеси из имплантированного слоя при этих условиях имплантации и отжига не наблюдается, поэтому принималось  $k_v = 0$ . Как видно из рисунка, расчетные зависимости (кривые 3, 4) описывают основные особенности экспериментального профиля после отжига (кривая 2): смещение основного максимума концентрации, появление дополнительного максимума концентрации между объемным максимумом и поверхностью и накопление примеси вблизи поверхности. Образование приповерхностного пика концентрации (ППК) происходит из-за оттеснения примеси к поверхности движущимся фронтом кристаллизации при коэффициенте сегрегации  $m < 1$ . Отметим, что высота ППК после диффузии меньше, а минимум у подножья ППК глубже, чем в эксперименте. Это может быть связано со связыванием примеси на поверхности [21], что не учитывается в настоящей модели. Значение коэффициента диффузии  $D_1 = D_2$  примерно на 2 порядка превосходит

значение равновесного коэффициента диффузии Al в SiC, экстраполированного к 1400°C ( $3.4 \cdot 10^{-18}$  см<sup>2</sup>/с по [2]), но меньше значения, найденного для диффузии из имплантированного слоя ( $8 \cdot 10^{-16}$  см<sup>2</sup>/с при 1400°C) при термическом отжиге [9], что указывает на меньшую долю ПУД в этом случае.

При более высокой температуре отжига 1700°C (рис. 2) потери примеси становятся заметными, накопления примеси у поверхности из-за ее испарения не наблюдается (рис. 2, кривые 2, 3). Расчетные зависимости для этих условий имплантации и отжига (кривые 2' и 3') получены при следующих значениях параметров:  $x_a = 250$  нм,  $D_1 = 1 \cdot 10^{-10}$  см<sup>2</sup>/с,  $D_2 = 3 \cdot 10^{-14}$  см<sup>2</sup>/с,  $k_v = 1.4 \cdot 10^{-6}$  см/с при  $t = 15$  с (кривая 2') и  $k_v = 0.8 \cdot 10^{-6}$  см/с при  $t = 50$  с (кривая 3'). Параметры  $L$  и  $m$  брались такими же, как и в предыдущем случае. Как видно из рисунка, расчетные зависимости (кривые 2', 3') удовлетворительно описывают экспериментальные профили после отжига, включая потерю примеси на 54% при времени БТО 15 с и на 78% при 50 с.

Отметим необычайно высокий коэффициент диффузии примеси при отжиге в рекристаллизованном слое ( $D_1 = 1 \cdot 10^{-10}$  см<sup>2</sup>с<sup>-1</sup>), приводящий к образованию плато на профиле, более чем на 4 порядка превышающий равновесный коэффициент диффузии Al в монокристаллическом SiC. Согласно ТЭМ и RBS/C измерениям, при этих условиях отжига от границы аморфизованного слоя с подложкой формируется высокодефектный монокристаллический слой, который к поверхности переходит в поликристаллический SiC [6,16,17]. Известно, что коэффициент диффузии примесей в дефектном монокристалле выше вследствие диффузии по протяженным дефектам, а в поликристалле много больше, чем в монокристалле за счет быстрой диффузии по межзеренным границам [22].

В оставшейся монокристаллической части имплантированного слоя ( $x > x_a$ ) коэффициент диффузии (много меньше, чем в рекристаллизованной части  $D_2 = 3 \cdot 10^{-14}$  см<sup>2</sup>/с). Он примерно на порядок больше значения равновесного коэффициента диффузии из паровой фазы ( $2.1 \cdot 10^{-15}$  см<sup>2</sup>/с при 1700°C по [2]) и в 3 раза превышает значение  $1 \cdot 10^{-14}$  см<sup>2</sup>/с, найденного в [9] для диффузии из имплантированного слоя. Это существенно меньше ускорения диффузии, наблюдающегося при дозах, меньших пороговой дозы аморфизации (см. разд. 3), что свидетельствует о значительном подавлении ПУД в этом случае. Подавление ПУД в аморфизованных имплантацией слоях наблюдалось ранее для основных легирующих примесей в кремнии [23]. Явление связывалось со стоком избыточных точечных дефектов, образующихся при распаде имплантационных дефектных кластеров, на дислокационные петли, располагающиеся на границе аморфный слой-монокристаллическая подложка. Наличие дефектного слоя в виде дислокационных петель наблюдалось на границе аморфный слой-монокристаллическая подложка и в нашем случае [6,16,17]. Большая разница в коэффициентах диффу-

зии  $D_1$  и  $D_2$  приводит к формированию прямоугольного „box-shape“ профиля.

Таким образом, сегрегационно-диффузионная модель позволяет объяснить основные особенности профилей Al в SiC при высоких дозах имплантации, превышающих порог аморфизации.

## 6. Заключение

Проанализированы профили Al в слоях SiC, имплантированных при комнатной температуре при дозах ниже и выше пороговой дозы аморфизации. Показано, что при высоких дозах имплантации на профилях Al после высокотемпературного отжига появляется ряд особенностей: смещение максимума концентрационного распределения, появление дополнительного максимума между поверхностью и объемным максимумом, накопление Al вблизи поверхности, а также образование прямоугольных („box-shaped“) профилей. Эти особенности объясняются сегрегационным оттеснением примеси к поверхности при твердофазной эпитаксиальной кристаллизации слоя, аморфизованного имплантацией. Понижение максимума концентрации, формирование плато и потеря примеси происходят при последующей термической диффузии, сопровождающейся испарением примеси с поверхности. Для количественного описания перераспределения примеси Al в слоях SiC, имплантированных с высокими дозами, впервые предложена сегрегационно-диффузионная модель, учитывающая сегрегацию примеси между  $\alpha$ - и  $c$ -фазами в процессе ТФЭ кристаллизации и последующую диффузию примеси с ее испарением с поверхности. Сравнение расчетов с экспериментальными профилями показало, что модель позволяет удовлетворительно описать все наблюдаемые особенности перераспределения примеси. Формирование прямоугольных профилей Al при БТО связано с образованием высокодефектного и поликристаллического рекристаллизованного слоев SiC с высоким коэффициентом диффузии примеси при  $x < x_a$  и подавлением ПУД в оставшемся монокристаллическом слое при  $x > x_a$ .

Авторы выражают благодарность А. Азарову, Р. Яфеву и В. Коссову за проведение имплантации ионов Al, а также А. Лаврентьеву за проведение ВИМС измерений.

Работа частично поддержана проектом РФФИ № 08-02-13552.

## Список литературы

- [1] Ю.А. Водаков, Е.Н. Мохов, М.Б. Рейфман. ФТТ, **8**, 1298 (1966).
- [2] Е.Н. Мохов, Ю.А. Водаков, Г.А. Ломакина. ФТТ, **11**, 519 (1969).
- [3] Ю.А. Водаков, Н. Жумаев, Б.П. Зверев, Г.А. Ломакина, Е.Н. Мохов, В.Г. Одинг, В.В. Семенов, Ю.Ф. Симахин. ФТП, **11** (2), 373 (1977).

- [4] H. Wirth, D. Panknin, W. Scorupa, E. Niemann. Appl. Phys. Lett., **74**, 979 (1999).
- [5] I.O. Usov, A.A. Suvorova, V.V. Sokolov, Y.A. Kudryavtsev, A.V. Suvorova. J. Appl. Phys., **86**, 6039 (1999).
- [6] E. Kalinina, G. Kholujanov, A. Sitnikova, V. Kossov, R. Yafaev, G. Pensl, S. Reshanov, A. Hallén, A. Konstantinov. Mater. Sci. Forum, **433–436**, 637 (2003).
- [7] A. Addamiano, G.W. Anderson, J. Comas, Y.L. Hughes, W. Lucke. J. Electrochem. Soc., **119**, 1355 (1972).
- [8] W. Lucke, J. Comas, G. Gubler, K. Dunning. J. Appl. Phys., **46**, 994 (1975).
- [9] Y. Tajima, K. Kijima, W.D. Kingery. J. Chem. Phys., **77**, 2592 (1982).
- [10] T. Troffer, M. Schadt, T. Frank, H. Itohl, G. Pensl, J. Heindl (b), H.P. Strunk, M. Maier. Phys. Status Solidi A, **162**, 277 (1997).
- [11] N. Chechenin, K. Bourdelle, A. Suvorov, A. Kastilio-Vitlosh. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res., **65**, 341 (1992).
- [12] А.Ф. Буренков, Ф.Ф. Комаров, М.А. Кумахов, М.М. Темкин. *Пространственные распределения энергии, выделенной в каскаде атомных столкновений в твердых телах* (М., Энергоиздат, 1985).
- [13] M.S. Janson, M.K. Linnarsson, A. Hallen, B.G. Svensson. J. Appl. Phys., **93**, 8903 (2003).
- [14] M.S. Janson, M.K. Linnarsson, A. Hallen, B.G. Svensson. Appl. Phys. Lett., **76**, 1434 (2000).
- [15] A.M. Mazzone. Phys. Status Solidi A, **95**, 149 (1986).
- [16] Е.В. Калинина, Н.Б. Строкан, А.М. Иванов, А.А. Ситникова, А. Садохин, А. Азаров, В.Г. Коссов, Р.Р. Яфаев. ФТП, **42**, 87 (2008).
- [17] E.V. Kolesnikova, E.V. Kalinina, A.A. Sitnikova, M.V. Zamoryanskaya, T.B. Popova. Sol. St. Phenomena, **131–133**, 53 (2008).
- [18] О.В. Александров, Ю.А. Николаев, Н.А. Соболев. ФТП, **32**, 1420 (1998).
- [19] О.В. Александров, Ю.А. Николаев, Н.А. Соболев. ФТП, **34**, 3 (2000).
- [20] О.В. Александров, Ю.А. Николаев, Н.А. Соболев, R. Asomaza, Yu. Kudriavtsev, A. Villegas, A. Godines. ФТП, **37**, 1409 (2003).
- [21] О.В. Александров, Н.Н. Афонин. ФТП, **39**, 647 (2005).
- [22] Т.Д. Джафаров. *Дефекты и диффузия в эпитаксиальных структурах* (Л., Наука, 1978).
- [23] T.O. Sedgwick, A.E. Michel, V.R. Devine, S.A. Cohen, J.V. Lasky. J. Appl. Phys., **63**, 1452 (1988).

Редактор Л.В. Беляков

## Aluminum redistribution in implanted SiC layers during thermal annealing

O.V. Aleksandrov, E.V. Kalinina\*

St. Petersburg State Electrotechnical University „LETI“,  
197376 St. Petersburg, Russia

\* Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** The analysis of experimental concentration profiles of aluminum implanted into SiC at room temperature followed short high temperature annealing was carried out. A number of features of the Al profiles was obtained under high dose implantation exceeding the amorphization threshold: displacement of the positions of the maxima of Al concentration, accumulation of impurities on the surface and box-shaped profiles formation. For the first time, the segregation-diffusion model taken into account of impurity segregation between  $\alpha$ - and  $c$ -phases during solid phase epitaxial recrystallization and subsequent diffusion of impurity with its evaporation from surface, was proposed for quantitative description of the Al redistribution in SiC layers, implanted with high dose. The box-shaped Al profiles formation during short thermal annealing is due to production in the recrystallized area both the high-defective monocrystalline and polycrystalline SiC layers with high diffusion coefficient of impurity as well suppression of a transient enhanced diffusion in the intact monocrystalline part of the implanted layer.