

УДК 537.311.33; 548.7; 621.385.833

© 1990

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ С АТОМАМИ БОРА И ФОСФОРА В КРИСТАЛЛАХ Si ПРИ БОЛЬШОЙ СКОРОСТИ ГЕНЕРАЦИИ ПАР ФРЕНКЕЛЯ

Л. И. Федина, А. Л. Асеев

На основе экспериментов по облучению в высоковольтном электронном микроскопе исследован процесс формирования скоплений междоузельных атомов в кристаллах Si с большой концентрацией атомов В и Р. Показана сильная зависимость данного процесса от типа примеси и условий для стока точечных дефектов на поверхность. На этом основании обсуждаются механизмы взаимодействия точечных дефектов с атомами примесей.

Образование комплексов точечных дефектов (ТД) с атомами примесей и аннигиляция вакансий (v) и междоузельных атомов (i) на центрах являются основными процессами при малой скорости генерации ТД [1]. При большой скорости генерации ТД, которая реализуется при облучении электронами в высоковольтном электронном микроскопе (ВЭМ), в объеме слабо легированных кристаллов Si и Ge с концентрацией примеси $N \leq 10^{15} \text{ см}^{-3}$ преобладают процессы взаимной аннигиляции v и i , а в приповерхностных слоях облучаемых кристаллов за счет преимущественного стока v на поверхность формируются скопления i в виде {113}-дефектов [2-4]. По данным [5], при облучении в ВЭМ кристаллов Si, легированных атомами В с $N_V \geq 10^{19} \text{ см}^{-3}$, {113}-дефекты не образуются, в то время как в сильно легированных кристаллах Ge формируется большое количество мелких скоплений ТД [6].

Целью настоящей работы явилось определение преобладающих механизмов взаимодействия ТД с атомами примесей и со стоками, ведущих к формированию скоплений i при облучении в ВЭМ кристаллов Si с повышенной концентрацией атомов В и Р.

1. Экспериментальная часть

Использовались кристаллы Si, выращенные методом Чохральского, с концентрацией кислорода $N_O \approx 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Содержание легирующих примесей изменялось от $5.0 \cdot 10^{14}$ до $2.5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ для атомов В и от $1.0 \cdot 10^{15}$ до $1.0 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ для атомов Р. После химического утоньшения для ВЭМ кристаллы термически окислялись при $T=1070 \text{ }^\circ\text{C}$ до образования пленки SiO_2 толщиной 30 нм на обеих поверхностях тонкого кристалла. Облучение электронами и визуализация дефектов структуры производились на ВЭМ Jem-1000 при энергии электронов 1 МэВ и температуре кристаллов $T=20-800 \text{ }^\circ\text{C}$. Интенсивность облучения $I=6 \cdot 10^{18}-6 \cdot 10^{19} \text{ эл./см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$. Тип дефектов и их пространственное распределение определялись при анализе изображений в различных дифракционных условиях, а также

¹ Авторы благодарны руководству Института металлургии им. А. А. Байкова АН СССР и Института физики твердого тела и электронной микроскопии АН ГДР за предоставленную возможность работы на ВЭМ.

при использовании методики слабого пучка и стереосъемок. Толщина облучаемой области оценивалась по числу экстинкционных контуров при величине дифракционной ошибки, равной нулю.

2. Результаты

Облучение в ВЭМ кристаллов с содержанием В и Р $N_{В, Р} \leq 10^{15} \text{ см}^{-3}$ ведет к формированию $\{113\}$ -дефектов в приповерхностных областях облучаемых кристаллов. Особенности кинетики образования и роста

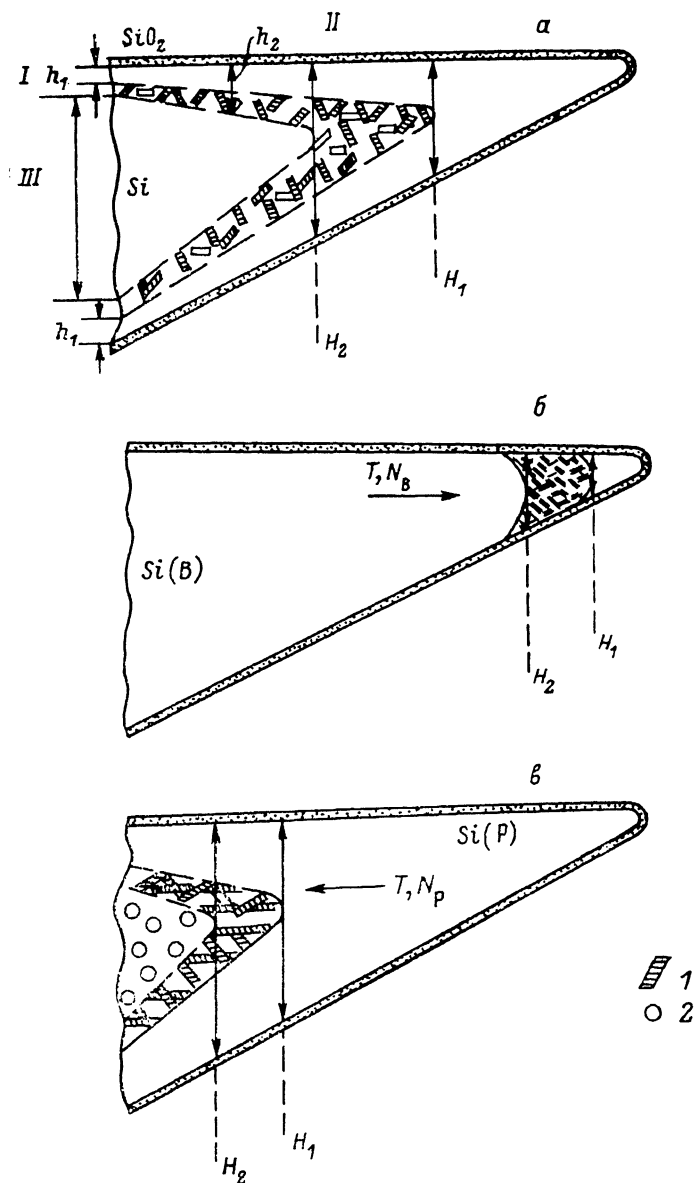


Рис. 1. Схема пространственного расположения $\{113\}$ -дефектов в поперечном сечении кристаллов Si переменной толщины с различным содержанием легирующих примесей бора и фосфора.

$a - N_{В, Р} \leq 10^{15}$, $б - N_{В} \geq 10^{18}$, $в - N_{Р} \geq 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Направление стрелок на $б, в$ указывает смещение зоны образования $\{113\}$ -дефектов в кристаллах Si(B) и Si(P) соответственно при увеличении $T, N_{В, Р}$. Значения h_1, h_2, H_1, H_2 поясняются в тексте. 1 — $\{113\}$ -дефекты, 2 — дислокационные петли.

$\{113\}$ -дефектов в слабо легированных кристаллах кремния соответствуют установленным ранее в [2-4]. Результаты сравнительного облучения

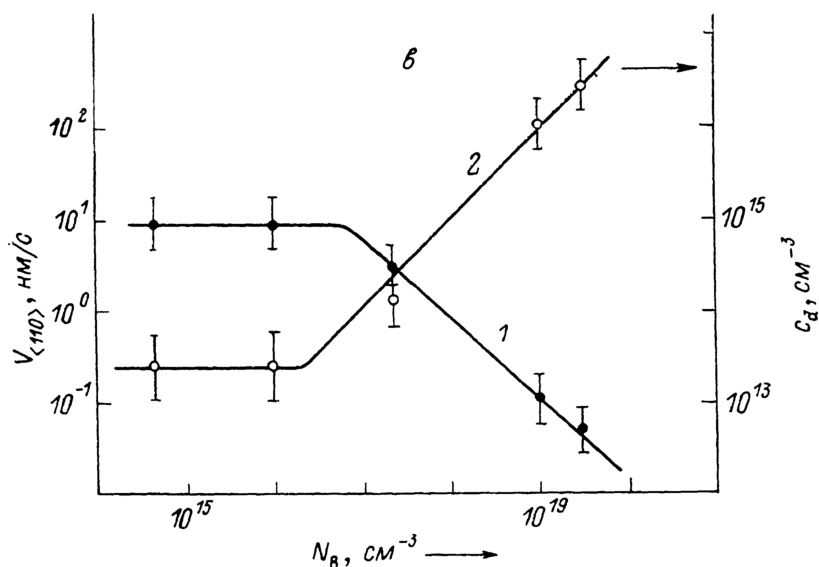
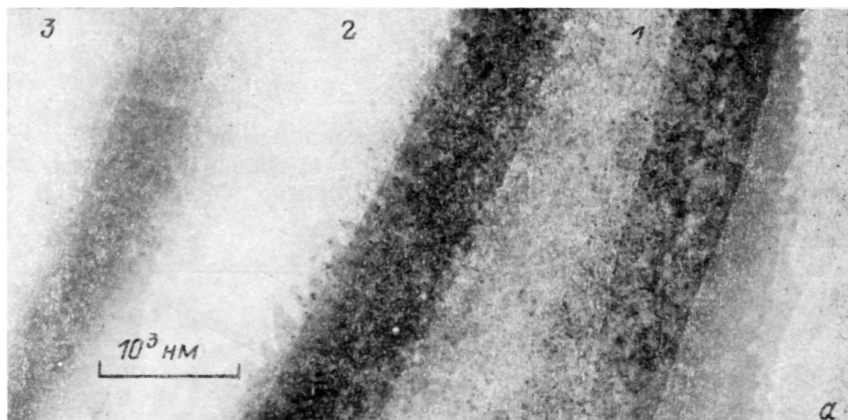
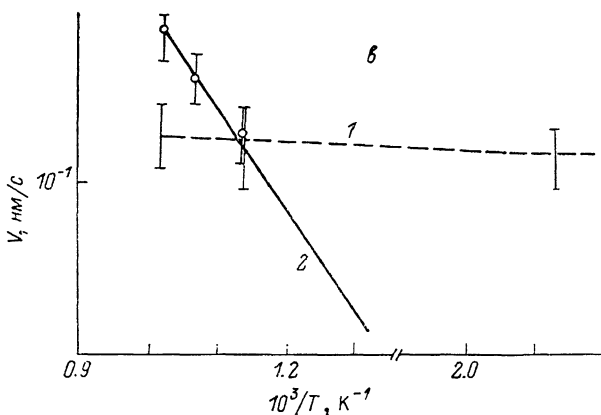
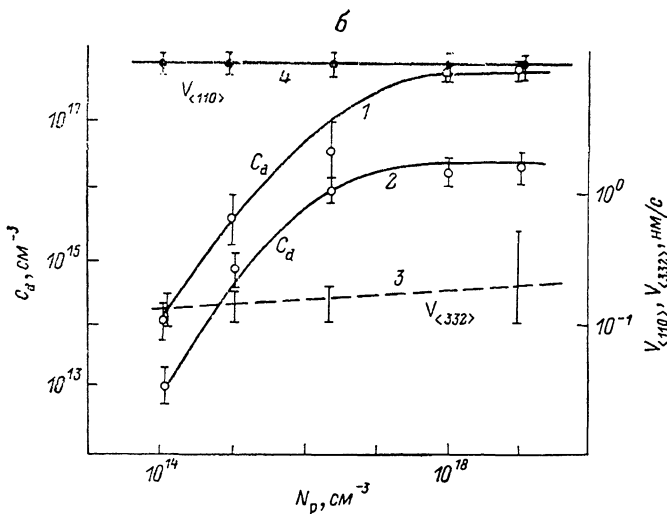
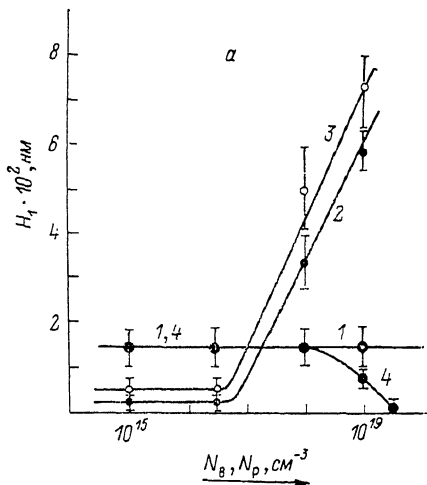


Рис. 2. Светлополюсное (а) и темнополюсное (б) изображения $\{113\}$ -дефектов в кристаллах Si(B) с концентрацией бора $N_B = 2.5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Зависимость скорости роста $\{113\}$ -дефектов в направлении $\langle 110 \rangle$ $V_{\langle 110 \rangle}$ (1) и плотности дефектов c_d (2) от концентрации атомов бора при облучении в ВЭМ при $T = 400^\circ \text{C}$ (е).

Облучение в ВЭМ при $T = 200^\circ \text{C}$, $I = 6 \cdot 10^{19} \text{ эл./см}^2 \cdot \text{с}$. Время облучения 600 с. Цифрами 1—3 на микрофотографии а указаны номера толщинных контуров.

Рис. 3.

a — зависимость значения H_i , толщины кристаллов Si, обусловленной стоком i на поверхность, от концентрации атомов P (1–3) и В (4). T , °C: 1, 4 — 200; 2 — 300; 3 — 500. $I = 6 \cdot 10^{19}$ эл./см²·с; *b* — изменение плотности c_d (1, 2) и скорости роста {113}-дефектов в направлениях $\langle 332 \rangle$ $V_{\langle 332 \rangle}$ (3) и $\langle 110 \rangle$ $V_{\langle 110 \rangle}$ (4), от концентрации атомов P в облучаемом кристалле при различных температурах. T , °C: 1 — 200; 2, 3 — 500; 4 — 400. $I = 6 \cdot 10^{19}$ эл./см²·с; *в* — температурная зависимость скорости роста {113}-дефектов $V_{\langle 332 \rangle}$ (1) и дислокационных петель (2) в кристаллах Si(P) с концентрацией атомов P $N_P = 1 \cdot 10^{19}$ см⁻³. $I = 6 \cdot 10^{19}$ эл./см²·с.



в ВЭМ кристаллов Si, различающихся содержанием кислорода, углерода при $N_{В, P} \leq 10^{15}$ см⁻³, указывают на участие этих атомов в процессе зарождения {113}-дефектов [7]. Как показано в [2–4], формирование неоднородного распределения {113}-дефектов по толщине облучаемого кристалла, представленного на рис. 1, *a*, обусловлено большим значением коэффициента взаимодействия вакансий (v) с границей Si—SiO₂ $k_{v, s}$, по сравнению со значением коэффициента взаимодействия между-

узельных атомов (i) с границей Si—SiO₂ $k_{rs} > k_{is}$. Это соответствует большей толщине приповерхностной зоны для стока v на поверхность h_2 по сравнению с толщиной приповерхностной зоны для стока i на поверхность h_1 . При толщине облучаемого кристалла $H < H_1 \approx 2h_1$ {113}-дефекты не образуются, а при $H > H_2 \approx 2h_2$ в его объеме появляется зона III, также свободная от дефектов. Появление зоны III связано с преимущественной аннигиляцией i и v в условиях малой вероятности выхода i и v на поверхность [2, 4].

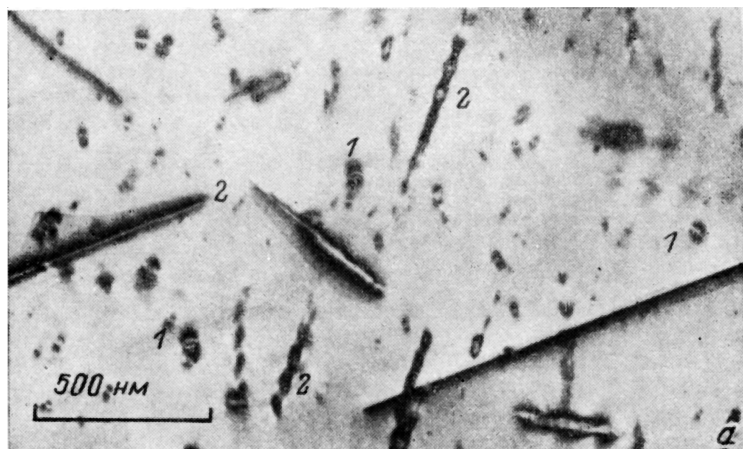


Рис. 4. Возникновение дислокационных петель (1) и {113}-дефектов (2) при облучении в ВЭМ кристаллов Si(P) с $N_P = 1 \cdot 10^{19}$ см⁻³ при $T = 600$ °C.

Время облучения 60 (а) и 240 с (б). $I = 6 \cdot 10^{19}$ эл./см²·с.

Увеличение концентрации атомов В N_B в исходных кристаллах Si приводит при последующем облучении в ВЭМ к изменению расположения пространственной области образования {113}-дефектов относительно поверхности кристалла и ее смещению в участки кристалла малой толщины (рис. 1, б) по сравнению со слабо легированными кристаллами (ср. а и б рис. 1). При этом значения H_1 и H_2 уменьшаются. Так, для $N_B \leq \leq 10^{19}$ см⁻³ величина H_2 при $T = 600$ °C составляет $\sim 2 \cdot 10^2$ нм. При увеличении N_B до $2.5 \cdot 10^{19}$ см⁻³ значение H_2 уменьшается до ~ 120 нм при $T = 600$ °C и составляет ~ 240 нм при $T = 200$ °C (рис. 2, а). Методом слабого пучка показано, что наблюдаемые на рис. 2, а скопления точечных дефектов в кристаллах Si с $N_B = 2.5 \cdot 10^{19}$ см⁻³ являются мелкими

{113}-дефектами (рис. 2, б). В интервале температур облучения $T=20-500^\circ\text{C}$ с ростом N_B увеличивается плотность {113}-дефектов c_d , как показано на рис. 2, в (кривая 2). Вместе с ростом c_d при увеличении N_B в указанном интервале температур уменьшается значение скорости роста дефектов в направлении $\langle 110 \rangle - V_{\langle 110 \rangle}$ (рис. 2, в, кривая 1). Значение скорости роста {113}-дефектов в направлении $\langle 332 \rangle - V_{\langle 332 \rangle}$ уменьшается по сравнению с $V_{\langle 332 \rangle}$ в легированных кристаллах в 10^2 раз и не превышает $\sim 10^{-2}$ нм/с при $N_B = 2.5 \cdot 10^{19}$ см $^{-3}$ (рис. 2, б). Уменьшение H_1 при увеличении N_B показано на рис. 3, а (кривая 4).

При $T=600^\circ\text{C}$ плотность {113}-дефектов в кристаллах Si, легированных В, уменьшается, а $V_{\langle 110 \rangle}$ растет, так что эти значения приблизительно равны c_d и $V_{\langle 110 \rangle}$ в нелегированных кристаллах.

Увеличение концентрации атомов Р от 10^{15} до 10^{19} см $^{-3}$ приводит к нелинейному возрастанию плотности {113}-дефектов c_d , как показано на рис. 3, б (кривые 1, 2) для $T=200$ и 500°C . Значение скорости роста {113}-дефектов в направлении $\langle 332 \rangle - V_{\langle 332 \rangle}$ в кристаллах Si (Р) повышено на начальном этапе облучения. В то же время значения $V_{\langle 110 \rangle}$, а также $V_{\langle 332 \rangle}$ на квазистационарной стадии облучения практически не изменяются при увеличении N_P (рис. 3, б, кривые 3, 4). Зависимость $V_{\langle 332 \rangle}(T)$ (рис. 3, в) для квазистационарной стадии роста характеризуется энергией активации ~ 0.1 эВ и соответствует ранее определенной для слабо легированных кристаллов. При $T=20-200^\circ\text{C}$ пространственное распределение {113}-дефектов соответствует найденному для слабо легированных кристаллов (рис. 1, а). Образование {113}-дефектов в указанном интервале температур наблюдается при значениях толщины облучаемых кристаллов $H \geq H_1$ независимо от N_P (рис. 3, а, кривая 1). Увеличение T до $300-700^\circ\text{C}$ приводит к возрастанию H_1 при повышении N_P (рис. 3, а, кривые 3, 4) и смещению зоны формирования {113}-дефектов в участке кристалла с большей толщиной (рис. 1, в). При $T \geq 600^\circ\text{C}$ в кристаллах с $N_P = 10^{19}$ см $^{-3}$ вместе с возникновением {113}-дефектов (при соответствующих рис. 3, а значениях $H > H_1$) наблюдается формирование дислокационных петель внедренного типа при $H \geq H_2 \approx 0.8 \cdot 10^3$ нм (рис. 4, а, б). Схема распределения {113}-дефектов и дислокационных петель в поперечном сечении кристалла переменной толщины показана на рис. 1, в. В отличие от процесса возникновения {113}-дефектов, который характеризуется наличием инкубационного времени [3], дислокационные петли возникают непосредственно после начала облучения. Плотность петель уменьшается во время облучения (рис. 4, а, б) и увеличивается при уменьшении I . Температурная зависимость скорости роста петель (рис. 3, в, прямая 2) характеризуется энергией активации, соответствующей значению ~ 1.3 эВ для энергии активации скорости перемещения краевых дислокаций при облучении в ВЭМ [8]. При $T > 700^\circ\text{C}$ в кристаллах с $N_P = 10^{19}$ см $^{-3}$ {113}-дефекты и дислокационные петли не возникают.

3. Обсуждение результатов

Как следует из экспериментальных данных, в кристаллах с большой концентрацией легирующих примесей В и Р ($N_{B, P} \geq 10^{19}$ см $^{-3}$) процесс образования {113}-дефектов при облучении в ВЭМ изменяется, если толщина облучаемого участка кристалла $H > H_2$. При этом в кристаллах Si(B) при $H > H_2$ отсутствует образование {113}-дефектов, а в кристаллах Si(P) образуются дислокационные петли. Это указывает на принципиальное отличие процессов взаимодействия ТД с атомами В и Р в условиях отсутствия стока i и v на поверхность кристалла. При $H_1 < H < H_2$ процесс формирования скоплений i в виде {113}-дефектов определяется взаимодействием ТД как с атомами примесей, так и с поверхностью.

а) Кремний, легированный бором. Смещение области формирования {113}-дефектов в более тонкие участки кристалла при увеличении N_B показывает, что в отличие от облучения слабо легированных кристаллов [2-4] в кристаллах Si(B) возрастает скорость анни-

гиляции ТД и уменьшается вероятность выхода ТД на поверхность. При этом в кристалле Si(B) протекают последовательные реакции взаимодействия i и v с атомами В



Предпочтительное взаимодействие i с В связано, во-первых, с большей подвижностью i и, во-вторых, с ожидаемым различием зарядов пониженного атома В и i , которые, по данным [9], имеют положительный заряд. Поскольку толщина H_1 связана с толщиной приповерхностных зон h_1 , которые определяются стоком i на поверхность (рис. 1, а), наблюдаемое уменьшение H_1 в кристаллах Si(B) (рис. 3, а) соответствует преимущественному взаимодействию i с атомами В по реакции (1), в результате чего уменьшается вероятность выхода i на поверхность облучаемого кристалла.

Отсутствие образования {113}-дефектов в кристаллах Si(B) при $H > H_2$ показывает, что атомы В служат центрами аннигиляции в том случае, когда вероятность выхода v на поверхность меньше вероятности взаимодействия v с комплексом Vi:

$$k_{v,v} c_v c_{Vi} D_v \leq k_{v,v}^0 c_{Vi} c_v D_v. \quad (3)$$

Здесь $c_v \approx a^2/h_2^2$ — вероятность выхода v на поверхность кристалла толщиной $2h_2$ [2, 4]; a — межатомное расстояние; $k_{v,v}$, $k_{v,v}^0$ — коэффициенты взаимодействия v с поверхностью и комплексами соответственно; c_v , c_{Vi} — концентрации v и Vi соответственно; $D_v = v_0 \exp(-E_m^v/kT)$ — коэффициент миграции v . Из (3) следует, что

$$h_2 \approx a (k_{v,v}/k_{v,v}^0 c_{Vi})^{1/2}. \quad (4)$$

Так как $c_{Vi} \approx 1/3 N_B$ при достаточно большом времени облучения [10], зависимость $h_2 \sim N_B^{-1/2}$ соответствует экспериментальным данным $H_2(N_B)$.

Наличие пропорциональности в зависимости $c_d(N_B)$ (рис. 2) свидетельствует о том, что в области $H < H_2$ сток части v на поверхность создает условия для образования мелких скоплений i , зародышами для которых служат комплексы Vi. Так как максимальное значение плотности {113}-дефектов $c_d \approx 10^{-2} N_B$, коэффициент взаимодействия i с комплексами Vi ($k_{B,i}^i$) меньше коэффициента взаимодействия i с образовавшимися {113}-дефектами $k_{i,i}$: $k_{B,i}^i \approx 10^{-2} k_{i,i}$. Если принять, что $k_{i,i} = 1$ [8], то необходимо заключить, что существует энергетический барьер для взаимодействия i с комплексом Vi:

$$k_{B,i}^i = (k_{B,i}^i)_0 \exp\left(\frac{S_{B,i}^i}{k}\right) \exp\left(-\frac{E_{B,i}^i}{kT}\right). \quad (5)$$

При $(k_{B,i}^i)_0 \approx 1$ и $S_{B,i}^i \approx k$ величина $E_{B,i}^i = 0.1 \div 0.2$ эВ.

б) Кремний, легированный фосфором. Увеличение плотности {113}-дефектов при сохранении скоростей их роста и появление дислокационных петель при облучении кристаллов Si(P) указывают на увеличение концентрации i и, следовательно, на уменьшение скорости аннигиляции ТД по сравнению со слабо легированными кристаллами. При $T = 200^\circ\text{C}$ значение c_d увеличивается в $10^3 - 10^4$ раз, что согласуется с таким же увеличением значения c_i в начальный момент облучения. На наш взгляд, указанное увеличение c_i отвечает преимущественному взаимодействию v с атомами Р. При пониженных T такое взаимодействие приводит к формированию известных E -центров [1, 10]. Аннигиляция ТД при подходе i к комплексу Рv затруднена из-за барьера $E_{P,v}^i$, наличие которого может быть связано с расплеченной конфигурацией E -центра при $T \leq 200^\circ\text{C}$ (см., например, [10]). Величину $E_{P,v}^i$ можно оценить, исходя из соотношения для $c_d D_i$, определяемого реакцией аннигиляции в условиях действия постоянных стоков для ТД [8, 11, 12]: $c_d D_i = (GD_i/k_{i,v})^{1/2}$. Здесь $G = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ — скорость генерации ТД в условиях облучения

в ВЭМ; $k_{i_0} = 4\pi (r_{i_0}/a) \approx 50$ — сечение аннигиляции ТД [12]. Если принять, что при аннигиляции на атомах Р $k'_{i_0} = 4\pi (r_{i_0}/a) \cdot \exp(-E_{P_i}^i/kT)$, то указанное выше увеличение значения $c_i D_i$ при $T=200^\circ\text{C}$ отвечает величине $E_{P_i}^i = 0.6 \div 0.7$ эВ.

Для квазистационарной стадии роста {113}-дефектов при $T=200^\circ\text{C}$ значение $c_i D_i$ в кристаллах Si(P) не отличается существенно от такового в слабо легированных кристаллах, что вытекает из равенства скоростей роста $V_{(332)} = k_i c_i D_i$ (рис. 3, б). Таким образом, в этом случае на квазистационарной стадии преобладает реакция взаимной аннигиляции, так же как и в слабо легированных кристаллах. Подтверждением этого служит независимость H_1 (N_P) при $T=200^\circ\text{C}$ (рис. 3, а). Величина зоны стока h_1 связана с временем жизни i (τ_i), следовательно, $H_1 \approx 2h_1 \approx 2\sqrt{D_i \tau_i}$.

При $T \geq 300^\circ\text{C}$ облучение в ВЭМ кристаллов Si(P) сопровождается возрастанием H_1 и, значит, увеличением τ_i . Указанное увеличение τ_i обусловлено, как показано выше, снижением вероятности взаимной аннигиляции v и i из-за преимущественного взаимодействия v с атомами Р. При повышении c_i увеличивается вероятность взаимодействия i с комплексами Рv, что в соответствии с результатами [13, 14] должно приводить к увеличению подвижности атомов Р. Это в свою очередь затрудняет возникновение стабильных зародышей для {113}-дефектов, поскольку подвижные атомы Р блокируют центры зарождения {113}-дефектов в виде комплексов междоузельных атомов и атомов электрически нейтральных примесей [7]. Таким образом, в данном интервале T величина H_1 увеличивается из-за повышения вероятности для взаимодействия i с комплексами Рv.

При дальнейшем увеличении T H_1 существенно не изменяется (рис. 3, а), что указывает на сохранение повышенного значения τ_i в кристаллах Si(P) по сравнению с τ_i в слабо легированных кристаллах. Формирование при $T \geq 600^\circ\text{C}$ дислокационных петель в объеме облучаемых кристаллов (при $H > H_2 \approx 0.8 \cdot 10^3$ нм) с $N_P = 10^{19}$ см⁻³ без инкубационного времени показывает, что образование зародышей дислокационных петель происходит в условиях отсутствия стока v на поверхность при последовательном взаимодействии i с комплексом Рv. В соответствии с рассмотрением, проведенным в [8, 15], для формирования дислокационных петель необходим переход i из метастабильных междоузельных конфигураций в узельные позиции кристаллической решетки в экстраплоскости петель. В данном случае возникновение петель в легированных кристаллах Si(P) свидетельствует о том, что переход i в узельные положения кристаллической решетки, необходимый для формирования петли, облегчен в присутствии комплекса Рv. Образование дислокационных петель внедренного типа по механизму, включающему в себя взаимодействие i со скоплениями v , происходит также в имплантированных ионами кристаллах кремния [16].

Условием для перехода захваченного комплексом i в узельное положение в плоскости петли является повышение T до 600°C , что соответствует данным [8] для температурной зависимости скорости данного перехода. Так как зародыш минимального размера для дислокационной петли внедренного типа должен содержать два i в области комплекса Рv, величину коэффициента для присоединения второго i к комплексу Рvi (k_{Pvi}^i) можно оценить из того факта, что максимальная плотность петель $c_n \approx 10^{-3} N_P$. Отсюда следует, что $k_{Pvi}^i/k_{id} \approx 10^{-3}$, где коэффициент взаимодействия i с дислокационной петлей для $T=600^\circ\text{C}$ $k_{id} \approx 10^{-2}$ [8]. Если k_{Pvi}^i определяется выражением, аналогичным (5), то при $(k_{Pvi}^i)_0 \approx 1$, $S_{Pvi}^i \approx k$ значение $E_{Pvi}^i \approx 0.9$ эВ.

Таким образом, из рассмотрения кинетики формирования скоплений i следует, что энергетические барьеры для взаимодействия первого и второго i с комплексом Рv составляют $0.6 \div 0.7$ и 0.9 эВ соответственно. Так как температурная зависимость скорости роста петель (рис. 3, в) определяется энергией активации ~ 1.3 эВ, на последующих этапах формирования

петель происходит дальнейшее увеличение энергетического барьера для присоединения последующих i до указанного значения. Тот факт, что образование дислокационных петель в кристаллах Si(P) включает в себя реакции взаимодействия между простейшими ТД (i) и комплексами P_v , подтверждается отсутствием фиксируемого в эксперименте инкубационного времени для возникновения петель. Обратная зависимость плотности петель от I и времени облучения, существование которой следует из сравнения a и b рис. 4, показывает, что образование петель не связано с накоплением более сложных комплексов ТД и атомов примесей. Это указывает также на то, что значительное увеличение скорости генерации ТД с ростом I приводит к уменьшению относительного вклада реакции взаимодействия i с атомами Р и преобладанию процесса взаимной аннигиляции, в результате чего величины c_i и, следовательно, плотности петель уменьшаются. Из температурной зависимости скорости роста скоплений i в виде $\{113\}$ -дефектов в Si при облучении в ВЭМ (рис. 3, a , прямая 1) следует, что точечные дефекты, генерируемые облучением в ВЭМ, подвижны в рассматриваемом интервале $T=20-700^\circ\text{C}$ в соответствии с данными работ [4, 8, 15]. Таким образом, формирование петель и их рост со скоростью, контролируемой энергией активации ~ 1.3 эВ (рис. 3, a , прямая 2), не связаны с изменением подвижности i , а обусловлены существованием энергетического барьера для перехода i из метастабильных конфигураций в узельные позиции в плоскости петель.

Результаты настоящей работы соответствуют данным, полученным при облучении в ВЭМ кристаллов Si(B, P) [5]. Обнаруженное в [5] изменение типа скоплений i в виде стержнеобразных дефектов на дислокационные петли при имплантации В в образцы Si(P) и предполагаемое изменение типа зародыша для скоплений i объясняются в рамках предложенных механизмов взаимодействия ТД с атомами В и Р.

Список литературы

- [1] Болотов В. В., Васильев А. В., Герасименко Н. Н., Двуреченский А. В., Качурин Г. А., Панов В. И., Смирнов Л. С., Стась В. Ф. Физические процессы в облученных полупроводниках. Новосибирск, 1977. 256 с.
- [2] Асеев А. Л., Астахов В. М. // ФТТ. 1982. Т. 24. № 7. С. 2037—2042.
- [3] Асеев А. Л., Астахов В. М., Федина Л. И. // Изв. АН СССР, сер. физ. 1983. Т. 47. № 6. С. 1156—1161.
- [4] Асеев А. Л., Астахов В. М., Денисенко С. Г., Ивахнищин В. М., Федина Л. И., Хеэл Д. // Препринт ИФП СО АН СССР. Новосибирск, 1987. № 19. 38 с.
- [5] Kalinin V. V., Gerasimenko N. N. // Phys. St. Sol. (a). 1983. V. 7. N 1. P. 65—70.
- [6] Aseev A. L., Astakhov V. M., Pchelyakov O. P., Heydenreich J., Kastner G., Hoehl D. // Cryst. Res. Techn. 1979. V. 14. N 11. P. 1405—1411.
- [7] Асеев А. Л., Болотов В. В., Смирнов Л. С., Стенин С. И. // ФТП. 1979. Т. 18. № 7. С. 1302—1307.
- [8] Fedina L. I., Aseev A. L. // Phys. St. Sol. (a). 1986. V. 95. N 2. P. 517—529.
- [9] Зеегер А., Фелль Х., Франк В. Точечные дефекты в твердых телах. М., 1979. С. 163—186.
- [10] Емцев В. В., Машовец Т. В. Примеси и точечные дефекты в полупроводниках. М., 1981. 552 с.
- [11] Urban K. // Phys. St. Sol. (a). 1979. V. 56. N 1. P. 157—165.
- [12] Люка Ш., Гайяр Х., Луалиш С., Барюш Д., Пфистер Ж., Трюш Р. Ионная имплантация в полупроводники и другие материалы. М., 1980. С. 174—183.
- [13] Вавилов В. С., Кив А. Е., Ниязова О. Р. Механизмы образования и миграции дефектов в полупроводниках. М., 1981. 368 с.
- [14] Lee Y. H., Kim Y. M., Corbett J. W. // Rad. Eff. 1972. V. 15. N 1—2. P. 77—84.
- [15] Асеев А. Л. // Изв. АН СССР, сер. физ. 1987. Т. 51. № 9. С. 1502—1508.
- [16] Асеев А. Л., Федина Л. И. // ФТП. 1989. Т. 23. № 1. С. 171—174.