

КОНЦЕНТРАЦИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В Si-ФАЗЕ, СОПРЯЖЕННОЙ С SiC-ФАЗОЙ, СФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ ЭНДОТАКСИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР

В. И. Чепурнов

В статье исследуется твердофазный процесс эндотаксии карбида кремния, который сопровождается химическим превращением Si-фазы в SiC-фазу в среде водорода и его производных с углеродом при $t = 360\text{--}1380\text{ }^\circ\text{C}$ и нормальном давлении; излагаются факторы и природа трудностей управляемого легирования карбида кремния, сформированного на подложке кремния, и его особенности; предлагаются модели механизмов влияния типа проводимости подложки на гетерогенные процессы формирования монокристаллической пленки карбида кремния; определяется концентрационное распределение точечных дефектов в рамках фазовых границ по толщине гетероструктуры, а также роль факторов, от которых оно зависит.

Ключевые слова: точечный дефект, гетероструктура, гетероэндотаксия, карбид кремния на кремнии, легирующая примесь.

CONCENTRATION OF SINGLE DEFECTS IN THE Si-PHASE INCLUDING SiC-PHASE, FORMATION OF ENDOTAXE METHOD OF SEMICONDUCTOR HETEROSTRUCTURE

V. I. Tchepurnov

Heteroepitaxy layers of silicone carbide on silicone substrate is one of the most perspective material for the high-temperature- and nuclear-proof electronics. Solidphase process of endotaxy of silicon carbide is supported by Si-phase turning into SiC-phase chemically taking place in the atmosphere of hydrogen and hydrocarbon under the temperature range of 1360 to 1380 °C and under normal atmospheric pressure. All the system of solidphase process assumes single defect formation, caused by natural growth processes, affected by processes of another origin, caused by doped, for example. The aim of this research is to analyse all the opportunities of the guidance and the forecasting of this system behaviour. Besides, the concentration of thermal point defects of various origin on silicone substrate depending on the type of its current under the circumstances of isovalent doped of carbon has been theoretically studied in this article.

Keywords: point (local) defect, heterostructure, heteroendotaxe, silicon carbide on silicon substrate.

Гетероструктуры $\beta\text{-SiC-Si}$ имеют перспективу использования в активных элементах полупроводниковых приборов, особенно микро-, опто- и СВЧ-устройствах, работающих при повышенных температурах и уровнях радиационного фона [1–3]. Эндотаксия гетероструктур карбида кремния на монокристаллической подложке кремния – известный процесс [4–8]. Целенаправленное изменение типа

проводимости и поддержание контролируемой концентрации носителей в активных областях гетероструктуры является актуальным вопросом прикладных исследований в технологии твердофазных процессов эндотаксии.

Особенность изучаемой гетеросистемы обусловлена тем, что она может включать гомопереход в SiC-фазе, модифицированной акцепторной или донорной приме-

© Чепурнов В. И., 2014

сью [10–11], гетеропереход [12], как правило, изотипный и гомопереход в Si-фазе.

Кроме того, SiC-фаза может быть использована как буфер между Si-фазой подложки и AlN-фазой. Как правило, трудно подобрать близкие к идеальным гетеропары из-за существенного различия периодов решетки и коэффициентов температурного расширения сопрягаемых материалов. Это обстоятельство вызывает появление значительных механических напряжений несоответствия, релаксирующих до остаточных посредством генерации сетки дислокаций, причем последняя выполняет еще и положительную роль скрытого геттера, движущегося перед фронтом роста фазы карбида кремния как буферный слой. Различие физико-химических свойств сопрягаемых материалов проявляется в асимметричном распределении сетки дислокаций, в частности, это экспериментально подтверждено распределением плотности дислокаций несоответствия между фазами (рис. 1).

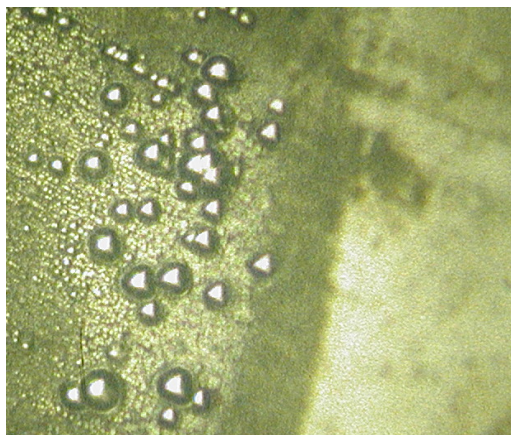


Рис. 1. Оптическая фотография ямок травления шарового шлифа гетероструктуры карбид кремния на подложке кремния (слева – кремниевая фаза, справа – карбидокремниевая)

К особенностям рассматриваемой гетеросистемы также следует отнести тип проводимости исходной подложки и уровень ее легирования, влияющие на процесс точечного дефектообразования как в монокристаллической подложке кремния, так и в сопряженной с ней

фазе. Кроме того, природа дефектообразования в сопряженных фазах связана с изовалентным легированием или его сочетанием с легированием посторонней примесью подложки. Отклонение от стехиометрии обусловлено генерацией дефектов тепловой и ростовой природы в соответствующих подрешетках карбида кремния.

Чем больше ширина запрещенной зоны полупроводника, тем энергетически более выгодны процессы самокомпенсации. Физический принцип ее проявления состоит в том, что заряженные точечные дефекты различной природы генерируются в полупроводнике при температуре эндотаксии и, при достаточной их концентрации, образуют уровни в запрещенной зоне. Легирование посторонней примесью в достаточной концентрации также сопровождается появлением соответствующего уровня в запрещенной зоне. Если система находится в состоянии термодинамического равновесия с минимумом энергии, то выгодна рекомбинация, сопровождающаяся занятием электронами уровней в валентной зоне. Энергетический выигрыш от этого процесса приводит к генерации собственных дефектов того типа, с теми зарядами и уровнями ионизации, которые способны компенсировать заряды, вносимыми посторонней примесью. Данное физическое явление обуславливает трудности управляемого легирования при эндотаксии гетероструктуры β -SiC//Si.

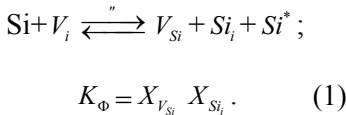
Таким образом, важно установить концентрацию обратимых точечных дефектов в зависимости от термодинамических факторов в фазовых областях гетероструктуры, поскольку они влияют на механизм массопереноса, кинетику роста пленки в процессе эндотаксии и условия управляемого легирования до требуемых концентраций носителей.

1. Тепловое разупорядочение монокристаллической подложки кремния

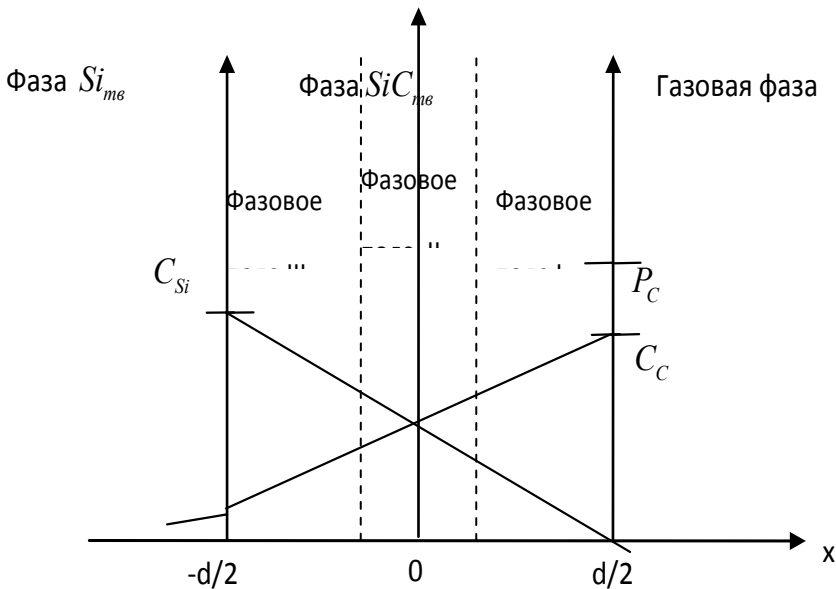
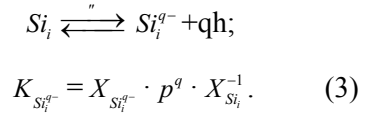
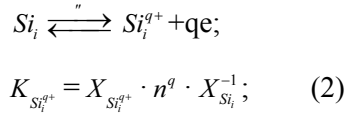
Исследуемая гетероструктура представлена на рис. 2, где обозначены гра-

ницы области гомогенности SiC-фазы, Si-фазы подложки и газовой фазы, пересыщенной по гипотетическому давлению углерода ($\Delta \tilde{P}_C$) в кассете. При температуре эндотаксии концентрации точечных дефектов тепловой природы по модели Шоттки и Френкеля сопоставимы [13–14; 18–19], поэтому исследуются обе модели дефектообразования в Si-фазе.

Рассмотрим тепловое точечное дефектообразование по модели Френкеля и константу равновесия этого процесса в подложке кремния с позиций квазихимического описания процесса, как это представлено выражениями:



Процесс ионизации междоузельных дефектов зависит от вида посторонней легирующей примеси, модифицирующей тип проводимости Si-подложки. Приводим возможные варианты ионизации междоузельного кремния, описываемые квазихимическими выражениями с соответствующими константами равновесия:



Р и с . 2. Схематическое представление твердофазного процесса по диффузионному массопереносу элементов в градиенте их концентраций, приводящего к образованию карбида кремния, согласно реакции $\text{C} + \text{Si} = \text{SiC}$

При температуре эндотаксии процессы ионизации вакансий на месте атомов кремния в матрице кремния и константы их равновесия представим квазихимическими выражениями:

$$\begin{aligned} V_{Si} &\xrightleftharpoons{T} V_{Si}^{q-} + qh; \\ K_{V_{Si}^{q-}} &= X_{V_{Si}^{q-}} \cdot p^q \cdot X_{V_{Si}}^{-1} \end{aligned} \quad (4.1)$$

$$\begin{aligned} V_{Si} &\xrightleftharpoons{T} V_{Si}^{q+} + qe; \\ K_{V_{Si}^{q+}} &= X_{V_{Si}^{q+}} \cdot n^q \cdot X_{V_{Si}}^{-1}. \end{aligned} \quad (4.2)$$

Мы принимаем во внимание результаты ЭПР исследований, согласно которым в р-кремнии установлено наличие нейтральной и положительно заряженной вакансии, в n-кремнии вакансии существуют в состояниях однократно ионизованных отрицательно заряженных, а в сильнолегированных – двукратно ионизованных.

Процесс теплового разупорядочения по модели Шоттки и константу равновесия этого процесса в матрице кремния представим квазихимическим выражением:

$$\begin{aligned} Si_{Si} + V_s &\xrightleftharpoons{T} V_{Si} + Si_{V_s}; \\ K_{sh} &= X_{V_{Si}}. \end{aligned} \quad (5)$$

В соответствии с моделью собственного теплового разупорядочения по Шоттки процесс ионизации вакансий на месте атомов кремния в матрице кремния и константу равновесия процесса представим квазихимическими выражениями для случаев ионизации донорного и акцепторного типа:

$$\begin{aligned} V_{Si} &\xrightleftharpoons{T} V_{Si}^{q+} + qe; \\ K_{V_{Si}^{q+}} &= X_{V_{Si}^{q+}} \cdot n^q \cdot X_{V_{Si}}^{-1}; \end{aligned} \quad (6.1)$$

$$V_{Si} \xrightleftharpoons{T} V_{Si}^{q-} + qh;$$

$$K_{V_{Si}^{q-}} = X_{V_{Si}^{q-}} \cdot p^q \cdot X_{V_{Si}}^{-1}. \quad (6.2)$$

К тепловым дефектам в матрице кремния относят переходы электрона «валентная зона – зона проводимости», которые отображают квазихимическим уравнением и константой равновесия процесса:

$$\begin{aligned} Si+0 &\xrightleftharpoons{T} e+h+ Si^*; \\ K_i &= n \cdot p. \end{aligned} \quad (7)$$

При повышении температуры активируются процессы перехода «зона – зона», согласно уравнению (7), и уравнение электронейтральности принимает вид:

$$n=p \quad (8)$$

Дальнейшее повышение температуры с целью финишного химического травления перед эндотаксией активируются процессы по моделям Френкеля (1–4) и Шоттки (5–6). Устанавливается равновесие, которому соответствует новое уравнение электронейтральности для кремния донорного (6.1) и акцепторного (6.2) типа проводимости соответственно:

$$qX_{V_{Si}^{q+}} = n; \quad (9)$$

$$qX_{V_{Si}^{q-}} = p; \quad (10)$$

Последующее повышение температуры до температуры процесса эндотаксии при условии пересыщения по гипотетическому давлению атомов углерода активируются процессы изовалентного замещения [16; 21], однако уравнение электронейтральности не меняет вид. Концентрацию заряженных вакансий на месте атомов кремния для дефектообразования по модели Шоттки определим, решая совместно уравнения (5–6), (9–10):

$$X_{V_{Si}^{q-}} = q^{\frac{-q}{q+1}} K_{V_{Si}^{q-}}^{\frac{1}{q+1}} K_{sh}^{\frac{1}{q+1}}; \quad (11)$$

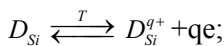
$$X_{V_{Si}^{q+}} = q^{\frac{-q}{q+1}} K_{V_{Si}^{q+}}^{\frac{1}{q+1}} K_{sh}^{\frac{1}{q+1}}. \quad (12)$$

Концентрацию дырок и электронов определяют из совместного решения уравнений для концентраций вакансий (11–12) и уравнений электронейтральности (9–10). Вклад дефектообразования по модели Френкеля при температуре эндотаксии соизмерим с дефектообразованием по модели Шоттки [12–13].

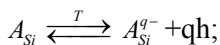
В формуле (1) концентрация вакансий на месте атомов кремния и междоузельных дефектов взаимообусловлены, а уравнения для ионизации дефектов представлены выражениями (2) или (3) и (4). Применимость выражения (2) или (3) обусловлена типом проводимости исходной подложки кремния. Выполним анализ зависимости дефектообразования по модели Френкеля от условий эндотаксии, а именно типа проводимости используемой подложки кремния.

2. Влияние основных носителей заряда в подложке кремния на равновесное распределение точечных дефектов

Изменение типа проводимости полупроводниковой подложки кремния связано с процессом ее легирования донорной или акцепторной примесью [12]. Квазихимическое представление данного процесса и его константу равновесия можно записать в следующем виде:



$$K_{D_{Si}^{q+}} = X_{D_{Si}^{q+}} \cdot n^q \cdot X_{D_{Si}}^{-1}; \quad (13)$$



$$K_{A_{Si}^{q-}} = X_{A_{Si}^{q-}} \cdot p^q \cdot X_{A_{Si}}^{-1}. \quad (14)$$

При температуре процесса эндотаксии и повышении уровня легирования

подложки роль процессов (13–14) возрастает, и условие электронейтральности приобретает вид:

$$q \cdot X_{D_{Si}^{q+}} = n; \quad (15)$$

$$q \cdot X_{A_{Si}^{q-}} = p. \quad (16)$$

При использовании монокристаллической подложки кремния, легированной донорной примесью, концентрация электронов или дырок определяется совместным решением уравнений (7; 13; 15).

$$n = q^{\frac{1}{q+1}} \cdot K_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{1}{q+1}} \cdot X_{D_{Si}}^{\frac{1}{q+1}}; \quad (17)$$

$$p = q^{\frac{-1}{q+1}} \cdot K_i \cdot K_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{-1}{q+1}} \cdot X_{D_{Si}}^{\frac{-1}{q+1}}. \quad (18)$$

При использовании подложки, легированной акцепторной примесью, концентрация электронов или дырок определяется совместным решением уравнений (7; 14; 16):

$$p = q^{\frac{1}{q+1}} \cdot K_{A_{Si}^{q-}}^{\frac{1}{q+1}} \cdot X_{A_{Si}}^{\frac{1}{q+1}}; \quad (19)$$

$$n = q^{\frac{-1}{q+1}} \cdot K_i \cdot K_{A_{Si}^{q-}}^{\frac{-1}{q+1}} \cdot X_{A_{Si}}^{\frac{-1}{q+1}}. \quad (20)$$

В уравнениях (13–14) продукты реакции аналогичны тепловому разупорядочению по моделям Шоттки, Френкеля и межзонного перехода. Это сказывается на общем равновесии процессов дефектообразования в кристалле.

2.1. Влияние дырок, как основных носителей заряда подложки, на общее равновесие процессов дефектообразования в Si-фазе

При использовании подложки р-типа проводимости равновесие (2) сдвигается вправо, поскольку протекают процессы (14; 19–20), что предполагает аннигиляцию электронов и дырок, а также увеличение концентрации поло-

жительно заряженных атомов кремния в положении междуузлия (Si_i^{q+}) в монокристаллической решетке

Рассмотрим равновесное распределение дефектов по модели Френкеля в подложке кремния р-типа проводимости, опосредованно сопряженной (через β -SiC фазу) с газовой фазой, пересыщенной по гипотетическому давлению атомов углерода. Точечные дефекты, вызванные легирующей примесью (14), сдвигают равновесие процесса, описываемого уравнениями (2; 4) вправо. При возрастающем уровне легирования используемых подложек применяют уравнение электронейтральности (16), а концентрация дырок соответствует выражению (19). Концентрация положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния при дефектообразовании по модели Френкеля, согласно выражению (4), увеличивается пропорционально уровню легирования используемых подложек кремния. Решая совместно уравнения (1; 4.2; 20) получим значение концентрации вакансий на месте атомов кремния:

$$X_{V_{Si}^{q+}} = q^{q+1} \cdot K_{V_{Si}^{q+}} \cdot K_i^{-q} \cdot K_{A_{Si}^{q-}}^{q+1} \cdot K_{\Phi}^{\frac{1}{2}} \cdot X_{A_{Si}^{q+}}^{q+1}. \quad (21)$$

Согласно полученному выражению, концентрация положительно ионизованных вакансий на месте атомов кремния, участвующих в массопереносе и растворении атомарного углерода, зависит от типа используемой подложки и уровня ее легирования.

Определим концентрацию положительно ионизованных междуузельных атомов кремния путем совместного решения уравнений (1–2; 20)

$$X_{Si_i^{q+}} = q^{q+1} \cdot K_{Si_i^{q+}} \cdot K_i^{-q} \cdot K_{A_{Si}^{q-}}^{q+1} \cdot K_{\Phi}^{\frac{1}{2}} \cdot X_{A_{Si}^{q+}}^{q+1}. \quad (22)$$

Видно, что концентрация положительно заряженных междуузельных атомов кремния увеличивается, если использовать подложки с большим значе-

нием концентрации легирующей акцепторной примеси.

Концентрацию отрицательно ионизованных междуузельных атомов кремния представим в виде:

$$X_{Si_i^{q-}} = q^{q+1} \cdot K_{Si_i^{q-}} \cdot K_{A_{Si}^{q-}}^{q+1} \cdot K_{\Phi}^{\frac{1}{2}} \cdot X_{A_{Si}^{q+}}^{q+1}. \quad (23)$$

Таким образом, концентрация отрицательно заряженных междуузельных атомов кремния уменьшается, если использовать подложки с большим значением концентрации легирующей акцепторной примеси.

2.2. Влияние электронов как основных носителей заряда подложки на общее равновесие процессов дефектообразования в Si-фазе

Рассмотрим равновесную концентрацию дефектов в подложках кремния n-типа проводимости, сопряженных через β -SiC-фазу с газовой. Точечные дефекты, обусловленные донорной легирующей примесью (13), сдвигают равновесие процесса дефектообразования вправо. При возрастающем уровне легирования используемых подложек применяют уравнение электронейтральности (15); концентрация электронов соответствует выражению (17), а дырок – (18). Концентрация положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния при дефектообразовании по модели Френкеля, согласно выражению (4), уменьшается пропорционально уровню легирования используемых подложек кремния, а отрицательно заряженных – увеличивается. Решая совместно уравнения (1; 4; 17–18) получим значение концентрации вакансий на месте атомов кремния в монокристаллической подложке:

$$X_{V_{Si}^{q-}} = q^{q+1} \cdot K_{V_{Si}^{q-}} \cdot K_{D_{Si}^{q+}}^{q+1} \cdot K_{\Phi}^{\frac{1}{2}} \cdot X_{D_{Si}^{q+}}^{q+1}; \quad (24.1)$$

$$X_{V_{Si}^{q+}} = q^{q+1} \cdot K_{V_{Si}^{q+}} \cdot K_i^{-q} \cdot K_{D_{Si}^{q+}}^{q+1} \cdot K_i^{-q} \cdot X_{D_{Si}^{q+}}^{q+1}; \quad (24.2)$$

Из полученных выражений следует, что использование сильно легированных подложек n-типа проводимости приводит к существенному снижению концентрации положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния и росту концентрации отрицательно заряженных вакансий. Логично предположить, что процесс растворения атомов углерода протекает по механизму замещения вакансии на месте атома кремния в матрице кремния.

Концентрацию междоузельных атомов кремния в подложках n-типа проводимости определим исходя из совместного решения уравнений (1; 3; 18), получим:

$$X_{Si^{q+}} = q^{\frac{q}{q+1}} \cdot K_{Si^{q+}} \cdot K_{\phi}^{\frac{1}{2}} \cdot K_i^{-q} \cdot K_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{q}{q+1}} \cdot X_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{q}{q+1}} \quad (25)$$

Из этого следует, что концентрация отрицательно ионизованных междоузельных атомов кремния растет с увеличением уровня легирования подложки кремния донорной примесью.

Концентрацию положительно заряженных междоузельных атомов кремния определим следующим образом:

$$X_{Si^{q+}} = q^{\frac{-q}{q+1}} \cdot K_{Si^{q+}} \cdot K_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{-q}{q+1}} \cdot K_{\phi}^{\frac{1}{2}} \cdot X_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{-q}{q+1}} \quad (26)$$

Из выражения (26) следует, что концентрация положительно ионизованных междоузельных атомов кремния падает с увеличением уровня легирования подложки кремния донорной примесью. Развитие данного процесса более благоприятно в сопоставлении со знаком механических напряжений в системе SiC/Si.

2.3. Влияние основных носителей заряда в подложке кремния на равновесное распределение тепловых точечных дефектов по модели Шоттки

Тепловое дефектообразование по модели Шоттки для специально не легированной подложки кремния представлено выражениями: (5–6; 10–12), продуктами разупорядочения структу-

ры являются дефекты, аналогичные точечному дефектообразованию.

Рассмотрим случай использования подложек n-типа проводимости. Повышение концентрация электронов, обусловленное основными носителями в монокристаллической подложке сдвигает равновесие процесса ионизации вакансий по модели Шоттки (6) для положительно заряженной вакансии на месте атома кремния влево, для отрицательно заряженной – вправо. Определим их концентрации:

$$X_{V_{Si}^{q+}} = q^{\frac{-q}{q+1}} \cdot K_{Si^{q+}} \cdot K_{sh} \cdot K_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{-q}{q+1}} \cdot X_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{-q}{q+1}} \quad (27.1)$$

$$X_{V_{Si}^{q-}} = q^{\frac{q}{q+1}} \cdot K_{Si^{q-}} \cdot K_{sh} \cdot K_{D_{Si}^{q-}}^{\frac{q}{q+1}} \cdot X_{D_{Si}^{q-}}^{\frac{q}{q+1}} \quad (27.2)$$

Из полученных выражений следует, что при дефектообразовании по модели Шоттки увеличение концентрации донорной примеси в подложке приводит к снижению концентрации уровня положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния. Последнее отражается на кинетике процесса массопереноса и растворимости углерода и, следовательно, влияет на кинетику роста пленок карбида кремния.

Использование подложек p-типа проводимости сдвигает равновесие процесса (6) вправо для положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния и влево – для отрицательно заряженных, их концентрацию можно определить совместным решением уравнений (5–6; 19–20):

$$X_{V_{Si}^{q+}} = q^{\frac{q}{q+1}} \cdot K_{V_{Si}^{q+}} \cdot K_i^{-q} \cdot K_{sh} \cdot K_{A_{Si}^{q-}}^{\frac{q}{q+1}} \cdot X_{A_{Si}^{q-}}^{\frac{q}{q+1}} \quad (28.1)$$

$$X_{V_{Si}^{q-}} = q^{\frac{-q}{q+1}} \cdot K_{V_{Si}^{q-}} \cdot K_{sh} \cdot K_{A_{Si}^{q-}}^{\frac{-q}{q+1}} \cdot X_{A_{Si}^{q-}}^{\frac{-q}{q+1}} \quad (28.2)$$

Выражения (27–28) отражают влияние посторонней примеси в кремнии на механизм растворения изоэлектронной посторонней примеси углерода в кремнии, что означает возможность протекания различных механизмов массопереноса в его матрице (в градиенте химического и электрохимического потенциала соответственно).

2.4. Влияние основных носителей в подложке кремния на равновесие процессов дефектообразования при изовалентном легировании углеродом

На гетерогранице Si – SiC в Si-фазе со стороны сопряжения с карбидокремниевой фазой имеет место процесс диффузии атомов углерода (21) в градиенте химического потенциала по его атомам, которые, растворенные в кремнии, можно рассматривать как изовалентную постороннюю примесь замещения атомов кремния в монокристаллической подложке вследствие схожести их атомов.

Рассмотрим общее условие равновесия дефектов в кремнии при наличии изовалентной примеси замещения. Атомы углерода, переходящие на поверхность монокристаллической фазы кремния из газовой фазы или посредством массопереноса из сопряженной, во-первых, растворяются в кристаллической решетке кремния, а во-вторых, образуют преципитаты самостоятельной фазы, которые преобразуются в фазу карбида кремния. Преципитация фазы наступает, когда нарушается гомогенность α -фазы кремния вследствие достижения предела растворимости углерода ($3,5 \cdot 10^{-3}$ % ат.) [17; 22].

Рассмотрим неизбежность растворения углерода в матрице кремния при температуре эндотаксии с термодинамических позиций. Энергию смешения Гиббса, связанную с образованием раствора можно представить уравнением:

$$\Delta G_{CM} = X_{Si} \cdot \Delta \mu_{Si} + X_C \Delta \mu_C. \quad (29)$$

Выразив изменение химических потенциалов через стандартные парциальные энтальпии и энтропии, приведем уравнение к следующему виду:

$$\begin{aligned} \Delta G_{CM} = & X_{Si} \Delta \overline{H}_{Si}^0 - X_{Si} T \Delta \overline{S}_{Si}^0 + \\ & + X_{Si} RT \ln X_{Si} + X_C \Delta \overline{H}_C^0 - \\ & - X_C T \Delta \overline{S}_C^0 + X_C RT \ln X_C. \quad (30) \end{aligned}$$

Исходя из того, что $X_{Si} + X_C = 1$ и $X_{Si} = (1 - X_C)$, получим:

$$\begin{aligned} \Delta G_{AC} = & (1 - X_C) \Delta \overline{H}_{Si}^0 + X_C \Delta \overline{H}_C^0 + \\ & + RT[(1 - X_C) \ln(1 - X_C) + X_C \ln X_C] - \\ & - (1 - X_C) T \Delta \overline{S}_{Si}^0 - X_C T \Delta \overline{S}_C^0. \quad (31) \end{aligned}$$

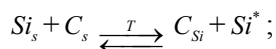
Продифференцировав полученное выражение по X_C , при условии, что T , $\Delta \overline{H}^0$, $\Delta \overline{S}^0$ постоянны, запишем:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \Delta G_{CM}}{\partial X_C} = & - \Delta \overline{H}_{Si}^0 + \Delta \overline{H}_C^0 + \\ & + RT \cdot \ln \left[\frac{X_C}{(1 - X_C)} \right] + T \Delta \overline{S}_{Si}^0 - T. \quad (32) \end{aligned}$$

Принимая во внимание, что для сильно разбавленного раствора $\Delta \overline{H}_{Si}^0 \ll \Delta \overline{H}_C^0$ и $\Delta \overline{S}_{Si}^0 \ll \Delta \overline{S}_C^0$, а $X_C \ll 1$, упростим выражение:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \Delta G_{CM}}{\partial X_C} = & - \Delta \overline{H}_C^0 - T \Delta \overline{S}_C^0 + \\ & + RT \cdot \ln X_C, \quad (33) \end{aligned}$$

согласно чему можно заключить, что в процессе эндотаксии при малых концентрациях углерода его растворение в кремнии протекает с термодинамической точки зрения самопроизвольно. Квазихимическое представление процесса растворения углерода и константу его равновесия можно записать так:



$$K_{C_{Si}} = X_{C_{Si}} \cdot X_{C_S}^{-1} \quad (34)$$

Принимая во внимание, что X_{C_S} пропорциональна пересыщению по гипотетическому давлению углерода, константу равновесия растворения углерода в позиции замещения атомов кремния (34) можно представить уравнением:

$$K_{C_{Si}} = X_{C_{Si}} \cdot (\Delta \widetilde{P}_C)^{-1} \quad (35)$$

Концентрация атомов углерода в позиции замещения атома кремния при температуре эндотаксии пропорциональна пересыщению газовой фазы по гипотетической концентрации углерода на границе Si-фазы.

$$X_{C_{Si}} = K_{C_{Si}} \cdot \Delta \widetilde{P}_C \quad (36)$$

Атом углерода способен поляризовать связь Si – C в силу полярности ковалентной связи ~12 % [18; 23], но не меняет зарядового состояния системы.

Таким образом, повышение температуры до эндотаксии (при условии пересыщения по гипотетическому давлению атомов углерода) активизирует процессы изовалентного замещения (34), причем нет необходимости говорить об уравнении электронейтральности. Природа растворяющейся посторонней примеси в монокристаллической подложке кремния не только определяет природу дефектов, сопровождающих данный процесс, но и изменяет характер равновесия собственного точечного беспорядка в кристалле.

Выражение (21) позволяет предположить иной механизм растворения углерода в кристаллической решетке кремния, чем рассмотренный (34). При эндотаксии пленок карбида кремния с использованием подложек кремния, легированных акцепторной примесью, согласно выражению (21), заряженная вакансия на месте атома кремния участвует в процессе растворения углерода по квазихимическому уравнению реакции:

$$(V_{Si}^{q+} + qe) + C_s = C_{Si} \quad ;$$

$$K_{C_{Si}}^* = X_{C_{Si}} \cdot X_{C_S}^{-1} \cdot X_{V_{Si}^{q+}}^{-1} \cdot n^{-q} \quad (37)$$

Перепишем константу равновесия в виде:

$$K_{C_{Si}}^* = X_{C_{Si}} \cdot (\Delta \widetilde{P}_C)^{-1} \cdot X_{V_{Si}^{q+}}^{-1} \cdot n^{-q} \quad (38)$$

Решая совместно (20–21; 38) определим концентрацию растворенного углерода:

$$X_{C_{Si}} = K_{C_{Si}}^* \cdot K_{V_{Si}^{q+}} \cdot K_S^{\frac{1}{2}} \cdot (\Delta \widetilde{P}_C) \quad (39)$$

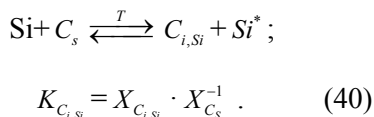
Из полученного выражения следует, что заселенность кристалла кремния растворенным углеродом в позициях замещения атомов кремния зависит от пересыщения по гипотетической концентрации атомов углерода в газовой фазе или градиента его концентрации в SiC-фазе. Таким образом, сохраняется характер закономерности, полученной в выражении (36).

3. Влияние основных носителей в подложке на равновесие процесса дефектообразования по механизму внедрения

Природа растворяющейся изовалентной примеси углерода в кремнии не только определяет природу дефектов, создаваемых ей самой в кристаллической решетке, но и коренным образом изменяет фазовое гомогенное состояние системы. Например, при преципитации углерода формируется фазовая граница β -SiC – Si, так как углерод и кремний при температуре эндотаксии вместе не сосуществуют [22], полученный полупроводниковый гетеропереход, изменяет электрофизические свойства системы. Данный процесс предворяет процесс растворения углерода по механизму смещения атомов углерода в междоузлия кремния, процесс ионизации междоузельных атомов углерода при температуре эндотаксии изменяет разнообразие, соотношение и распределение концентрации тепловых, ростовых дефек-

тов, при этом надо принимать во внимание дефектообразование, обусловленное активными примесями выступающими в роли генераторов основных носителей в монокристаллической подложке.

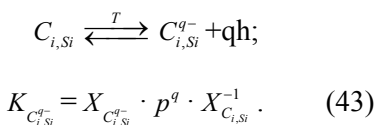
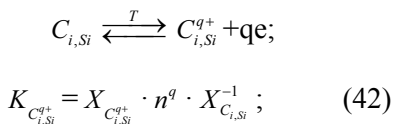
Процесс растворения атомов углерода занимающих положения междуузлий в монокристаллической подложке кремния можно представить квазихимическим уравнением и уравнением константы равновесия:



Константу равновесия растворения углерода в позиции междуузельного положения в матрице кремния представим уравнением, учитывающим его концентрационное пересыщение:

$$K_{C_{i,\text{Si}}} = X_{C_{i,\text{Si}}} \cdot (\Delta \widetilde{P}_C)^{-1} . \quad (41)$$

Междуузельные атомы углерода в кристаллической решетке кремния способны к ионизации с образованием положительного или отрицательно заряженного иона по схеме реакций ионизации и их констант равновесия:



Рассмотрим случай использования для эндотаксии монокристаллической подложки, легированной акцепторной примесью. Основные носители смещают равновесие реакции (42) вправо, в сторону образования положительно ионизованных междуузельных атомов углерода в матрице кремния.

Определим концентрацию растворенного и ионизованного в междуузлии углерода:

$$X_{C_{i,\text{Si}}^{q+}} = q^{q+1} \cdot K_{C_{i,\text{Si}}^{q+}} \cdot K_i^{-q} \cdot K_{A_{\text{Si}}^{q-}} \cdot K_{C_{i,\text{Si}}} \cdot X_{A_{\text{Si}}}^q \cdot \Delta \widetilde{P}_C ; \quad (44)$$

$$X_{C_{i,\text{Si}}^{q-}} = q^{q+1} \cdot K_{C_{i,\text{Si}}^{q-}} \cdot K_{A_{\text{Si}}^{q+}}^{-q} \cdot K_{C_{i,\text{Si}}} \cdot X_{A_{\text{Si}}}^{-q} \cdot \Delta \widetilde{P}_C . \quad (45)$$

Рассмотрим случай использования для эндотаксии монокристаллической подложки, легированной донорной примесью. Основные носители смещают равновесие реакции (43) вправо. Концентрации растворенного и ионизованного в междуузлии углерода определим следующим образом:

$$X_{C_{i,\text{Si}}^{q-}} = q^{q+1} \cdot K_{C_{i,\text{Si}}^{q-}} \cdot K_i^{-q} \cdot K_{D_{\text{Si}}^{q+}} \cdot K_{C_{i,\text{Si}}} \cdot X_{D_{\text{Si}}}^q \cdot \Delta \widetilde{P}_C ; \quad (46)$$

$$X_{C_{i,\text{Si}}^{q+}} = q^{q+1} \cdot K_{C_{i,\text{Si}}^{q+}} \cdot K_{D_{\text{Si}}^{q-}}^{-q} \cdot K_{C_{i,\text{Si}}} \cdot X_{D_{\text{Si}}}^{-q} \cdot \Delta \widetilde{P}_C . \quad (47)$$

Из полученных выражений растворения атомов углерода по междуузлиям кремниевой матрицы (44–47) сделаем следующие выводы:

– междуузельные атомы углерода (в условиях пересыщения газовой фазы по гипотетическому давлению углерода) приобретают положительный заряд в подложках легированных акцепторной примесью, в которых основными носителями являются дырки (причем

концентрация междоузельных атомов растет с увеличением уровня легирования (подложек кремния) и отрицательный заряд – в подложках легированных донорной примесью, в которых основными носителями являются электроны, а концентрация междоузельных атомов растет с увеличением уровня легирования подложек кремния;

– механические напряжения сжатия кристаллической решетки кремния в гетеросопряженной системе с карбидом кремния не благоприятствует растворению изоэлектронного углерода согласно механизму внедрения в решетку матрицы кремния.

При температуре эндотаксии междоузельный атом может быть однократно или двукратно ионизованным, что гипотетически может объяснить кинетические экспериментальные результаты эндотаксии карбида кремния.

Обсуждение результатов

Для обсуждения результатов целесообразно представить приведенные закономерности распределения собственно дефектообразования во взаимосвязи с дефектами, обусловленными посторонними примесями в кремниевой подложке в логарифмических координатах ($\ln X_{def} - \ln X_{pr}$), вводя для упрощения, обобщенную константу равновесия (К).

При использовании подложек р-типа проводимости для процесса эндотаксии концентрация дефектов различной природы:

– концентрация вакансий на месте атомов кремния по модели Шоттки и Френкеля (28), (21)

$$\ln X_{V_{Si}^{q+}} = \ln K + \frac{q}{q+1} \ln X_{A_{Si}}; \quad (48)$$

– концентрация междоузельных атомов кремния по модели Френкеля (22), (23)

$$\ln X_{Si_i^{q+}} = \ln K + \frac{q}{q+1} \ln X_{A_{Si}}; \quad (49)$$

$$\ln X_{Si_i^{q-}} = \ln K - \frac{q}{q+1} \ln X_{A_{Si}}; \quad (50)$$

– концентрация растворенного углерода по механизму замещения заряженных вакансий на месте атомов кремния (39)

$$\ln X_{C_{Si}} = \ln K + \ln \Delta \widetilde{P}_C; \quad (51)$$

– концентрация растворенного углерода в позициях внедрения в междоузлия кремния (44), (45)

$$\ln X_{C_{i,Si}^{q+}} = \ln K + \frac{q}{q+1} \ln X_{A_{Si}} + \ln \Delta \widetilde{P}_C; \quad (52)$$

$$\ln X_{C_{i,Si}^{q-}} = \ln K - \frac{q}{q+1} \ln X_{A_{Si}} + \ln \Delta \widetilde{P}_C. \quad (53)$$

При использовании подложек n-типа проводимости для процесса эндотаксии концентрация дефектов различной природы:

– концентрация вакансий на месте атомов кремния по модели Шоттки (27) и Френкеля (24)

$$\ln X_{V_{Si}^{q+}} = \ln K - \frac{q}{q+1} \ln X_{D_{Si}}; \quad (54)$$

– концентрация междоузельных атомов кремния по модели Френкеля (25–26)

$$\ln X_{Si_i^{q+}} = \ln K - \frac{q}{q+1} \ln X_{D_{Si}}; \quad (55)$$

$$\ln X_{Si_i^{q-}} = \ln K + \frac{q}{q+1} \ln X_{D_{Si}}; \quad (56)$$

– концентрация растворенного углерода в позициях внедрения в междоузлия кремния (46–47)

$$\ln X_{C_{i,Si}^{q+}} = \ln K - \frac{q}{q+1} \ln X_{A_{Si}} + \ln \Delta \widetilde{P}_C; \quad (57)$$

$$\ln X_{C_{i,Si}^{q-}} = \ln K + \frac{q}{q+1} \ln X_{A_{Si}} + \ln \Delta \widetilde{P}_C. \quad (58)$$

Таким образом, согласно выражениям (48–53), увеличение уровня легирования исходных подложек кремния акцепторной примесью в процессе эндотаксии гетероструктур SiC/Si оказывает следующее влияние:

- увеличивает концентрацию положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния по моделям Шоттки и Френкеля;

- увеличивает концентрацию междоузельных положительно ионизованных атомов углерода в матрице кремния;

- увеличивает концентрацию положительно ионизованных междоузельных атомов углерода растворенного по механизму внедрения.

Концентрация вышеприведенных положительно заряженных точечных дефектов может оказывать влияние на механизм самокомпенсации при легировании SiC-пленки донорной примесью из газовой фазы. Увеличение концентрации вакансий на месте атомов кремния в монокристаллической подложке влияет на вакансионный механизм массопереноса углерода и кинетику роста SiC-пленки.

Кроме того, показано, что увеличение уровня легирования исходных подложек кремния донорной примесью в процессе эндотаксии гетероструктур SiC/Si оказывает следующее влияние, в соответствии с выражениями (54–58):

- уменьшает концентрацию положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния, что не исключает увеличение концентрации отрицательно заряженных вакансий;

- увеличивает концентрацию отрицательно заряженных междоузельных атомов кремния в матрице кремния;

- увеличивает концентрацию отрицательно заряженных растворенных атомов углерода по механизму внедрения.

Вышеприведенные отрицательно заряженные точечные дефекты различной природы могут оказывать влияние на механизм самокомпенсации при легиро-

вании SiC-фазы акцепторной примесью из газовой фазы.

Таким образом, природа трудностей управляемого легирования обусловлена следующими причинами:

- явлением взаимного автолегирования сопряженных фаз посторонними примесями как из подложки, так и из формирующейся пленки;

- явлением скрытого геттерирования дислокационной сеткой движущейся в Si-фазе перед фронтом роста SiC-фазы;

- явлением самокомпенсации в процессе взаимодействия собственных дефектов различной природы и генерируемых посторонней примесью как из подложки, так и из газовой фазы.

Результаты анализа исследования влияния исходной Si-фазы монокристаллической подложки, используемой для эндотаксии по механизму твердофазного превращения ее в карбид кремния, показали следующее:

- от выбора концентрационного уровня легирования исходной подложки кремния зависит уровень генерации заряженных точечных дефектов различной природы;

- тип проводимости исходной Si-подложки влияет на вид и заряд точечных дефектов различной природы;

- знак заряда, степень ионизации и концентрация точечных дефектов различной природы влияют на управление уровнем легирования карбида кремния из газовой фазы посторонней примесью акцепторного или донорного типа в процессе формирования гетероструктур;

- знак заряда и природа точечных дефектов и их концентрация влияют на массоперенос и кинетику процесса эндотаксии, а также явление самокомпенсации при легировании карбида кремния посторонней примесью акцепторного или донорного типа в процессе роста пленки из газовой фазы.

Вышеизложенный материал позволяет на данном этапе формировать методом эндотаксии гомопереходы в SiC-фазе, обеспечивая практическую реализацию разработки приборов высокотемпературной электроники.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Casady, J. B.** Status of silicon carbide (SiC) as a wide-bandgap semiconductor for high-temperature applications: a review / J. B. Casady, R. W. Jonson // *Solide-State Electronics* – 1996. – Vol. 39. – № 10. – P. 1409–1422.
2. Мощные биполярные приборы на основе карбида кремния : Обзор / П. А. Иванов [и др.] // *Физика и техника полупроводников*. – 2005. – Т. 39. – Вып. 8. – С. 897–912.
3. **Иванов, А. М.** Радиационная стойкость широкозонного материала на примере SiC-детекторов ядерного излучения / А. М. Иванов, Н. Б. Строкан, А. А. Лебедев // *Журнал технической физики*. – 2012. – Т. 82. – Вып. 4. – С. 137–141.
4. **Палатник, Л. С.** Ориентированная кристаллизация / Л. С. Палатник, И. И. Папилов. – Москва : *Металлургия*, 1964. – 408 с.
5. **Mogab, C. J.** Conversion of Si to epitaxial SiC by reaction with C_2H_2 / C. J. Mogab, H. J. Leamy // *Journal of Applied Physics*. – 1974. – Vol. 45. – № 3. – P. 1075–1084.
6. **Kim, B. C.** Heteroepitaxial 3C-SiC on Si with Various Carbonization Process Conditions / B. C. Kim, J. Coy // *Journal of Electronic Materials*. – 2009. – Vol. 38. – № 4. – P. 581–585.
7. **Орлов, Л. К.** Морфология гетероэпитаксиальных пленок β -SiC, выращенных на Si(111) методом химической конверсии в вакууме из паров гексана / Л. К. Орлов, В. И. Вдовин // *Физика твердого тела*. – 2007. – Т. 49. – Вып. 4. – С. 596–601.
8. **Кукушкин, С. А.** Новый метод твердофазной эпитаксии карбида кремния на кремнии : модель и эксперимент / С. А. Кукушкин, А. Б. Осипов // *Физика твердого тела*. – 2008. – Т. 50. – Вып. 7. – С. 1188–1195.
9. **Кайданов, В. И.** Самокомпенсация электрически активных примесей собственными дефектами в полупроводниках типа A^2B^6 / В. И. Кайданов, С. А. Немов, Ю. И. Равич // *Физика и техника полупроводников*. – 1994. – Т. 28. – Вып. 3. – С. 369–393.
10. **Лебедев, А. А.** Центры с глубокими уровнями в карбиде кремния : Обзор / А. А. Лебедев // *Физика и техника полупроводников*. – 1999. – Т. 33. – Вып. 2. – С. 129–155.
11. **Медведев, Н. И.** Электронная структура кубического карбида кремния с 3d-примесями в Si- и C-позициях замещения / Н. И. Медведев, Н. И. Юрьева, А. Л. Ивановский // *Физика и техника полупроводников*. – 2003. – Т. 37. – Вып. 11. – С. 1281–1284.
12. **Зубрилов, А. С.** Электрические свойства гетеропереходов 3C-SiC/Si / А. С. Зубрилов // *Физика и техника полупроводников*. – 1994. – Т. 28. – Вып. 10. – С. 1742–1748.
13. **Чепурнов, В. И.** Анализ точечного дефектообразования в гомогенной фазе SiC формирующейся в процессе эндотаксии гетероструктуры SiC – Si / В. И. Чепурнов // *Вестник Самар. гос. техн. ун-та (Естественнонаучная серия)*. – 2006. – № 9 (49). – С. 72–91.
14. Влияние легирующей примеси на распределение точечных дефектов в гетероструктуре SiC – Si / В. И. Чепурнов [и др.] // *Вестник Самар. гос. техн. ун-та (Естественнонаучная серия)*. – 2008. – № 6 (65). – С. 352–366.
15. Особенности наноточечного дефектообразования в структуре rog-SiC/Si , полученной по диффузионной технологии для химических датчиков / В. И. Чепурнов [и др.] // *Вестник Самар. гос. техн. ун-та (Серия «Физико-математические науки»)*. – 2009. – № 2 (19). – С. 99–106.
16. Модель явлений переноса в системе (Si – C – H) при гетероэндотаксии структур SiC – Si / В. И. Чепурнов [и др.] // *Вестник Самар. гос. техн. ун-та (Естественнонаучная серия)*. – 2008. – № 6 (65). – С. 367–378.
17. Физико-химические основы технологии полупроводниковых материалов : учебник для вузов / В. В. Крапхун [и др.]. – Москва : *Металлургия*, 1982. – С. 228.
18. **Ковтуненко, П. В.** Физическая химия твердого тела : Кристаллы с дефектами / П. В. Ковтуненко. – Москва : *Высшая школа*, 1993. – 352 с.
19. **Мильвидский, М. Г.** Структурные дефекты в монокристаллических полупроводниках / М. Г. Мильвидский, В. Б. Освенский. – Москва : *Металлургия*, 1984. – 255 с.
20. **Колобов, Н. А.** Диффузия и окисление полупроводников / Н. А. Колобов, М. М. Самохвалов. – Москва : *Металлургия*, 1975. – С. 178.
21. **Verner, P.** Carbon diffusion in silicon. / P. Verner // *Applied Physics Letters*. – 1998. – Vol. 73. – № 17. – P. 2465–2467.

22. Карбид кремния / Под ред. Г. Хениш, Р. Рой. – Москва : Мир, 1972. – С. 43.
 23. **Полинг, Л.** Общая химия / Л. М. Полинг. – Москва : Мир, 1974. – 846 с.

Поступила 09.12.2013 г.

Об авторе:

Чепурнов Виктор Иванович, доцент кафедры радиофизики и полупроводниковой микронано-электроники Самарского государственного университета (г. Самара, Россия), chvi44@yandex.ru

Для цитирования: Чепурнов, В. И. Кинетические особенности формирования гетероструктур β -SiC/Si методом эндотаксии / В. И. Чепурнов // Вестник Мордовского университета. – 2014. – № 1. – С. 28–42.

REFERENCES

1. Casady J. B., Jonson R. W. Status of silicon carbide (SiC) as a wide-bandgap semiconductor for high-temperature applications: a review. *Solid-State Electronics*. 1996, vol. 39, no.10, pp. 1409 – 1422.
2. Ivanov P. A., Levinshstein M. E. Moshhnye bipolarnyye pribory na osnove karbida kremniya. Obzor [Strong bipolar semiconductors on the base of the silicon carbide. Overview]. *Fizika i tehnika poluprovodnikov – The semiconductors physics and technique*. 2005, vol.8, no. 39, pp. 897 – 912.
3. Ivanov A. M., Strocen N. B., Lebedev A. A. Radiacionnaya stojkost' shirokazonnogo materiala na primere SiS-detektorov jadernogo izlucheniya [Radiation-tolerance of the wide-band gap materials on the example of SiC-detector nucleus emission]. *Zhurnal tehnichejskoj fiziki – Journal of Technical Physics*. 2012, vol. 4, no. 82, pp. 137 – 141.
4. Palatnic L. S., Papirov I. I. Orientirovannaja kristallizacija [Oriented crystallization]. Moscow, Metallurgy Publ., 1964. 408 с.
5. Mogab C. J., Leamy H. J. Conversion of Si to epitaxial SiC by reaction with C_2H_2 . *Journal of Applied Physics*. 1974, vol. 45, no. 3, pp. 1075 – 1084.
6. Kim B. C., Coy J. Heteroepitaxial 3C-SiC on Si with Various Carbonization Process Conditions. *Journal of Electronic Materials*. 2009, vol. 38, no. 4, pp. 581-585.
7. Orlov L. K., Vdovin V. I. Morfologija geterojepitaksial'nyh plenok β -SiS, vyrashennyh na Si(111) metodom himicheskoj konversii v vakuume iz parov geksana [The morphology of a surface heteroepitaxial films β -SiC on Si(111) phase formation by chemical conversion method out of the vapor of hexane in vacuum]. *Fizika tverdogo tela – Solid state physics*. 2007, vol. 4, no. 49, pp. 596 – 601.
8. Kukushkin S. A., Osipov A. B. Novyj metod tverdogofaznoj jepitaksii karbida kremniya na kremnii: model' i jeksperiment [The new method of solid-phase epitaxial silicon carbide on silicon: model and experiment]. *Fizika tverdogo tela – Solid state physics*. 2008, vol. 7. no. 50, pp. 1188 – 1195.
9. Kaidanov V. I., Nemov S. A., Ravich Y. I. Samokompensacija jelektricheski aktivnyh primesej sobstvennymi defektami v poluprovodnikah tipa [The self-compensation of the electrically-active impurities with the help of their own defects in semiconductors type]. *Fizika i tehnika poluprovodnikov – The semiconductors physics and technique*. 1994, vol. 3, no. 28, pp. 369 – 393.
10. Lebedev A. A. Centry s glubokimi urovnjami v karbide kremniya. Obzor. [The centers with deep levels in silicon carbide. Overview]. *Fizika i tehnika poluprovodnikov – The semiconductors physics and technique*. 1999, vol. 2, no. 33, pp. 129 – 155.
11. Medvedev N. I., Yurieva N. I., Ivanovsky A. L. Jelektronnaja struktura kubicheskogo karbida kremniya s 3d – primesjami v Si – i C – pozicijah zameshhenija [The electric structure of the cubicsilicone carbide with 3d impurities in Si- and C- position replacement]. *Fizika i tehnika poluprovodnikov – The semiconductors physics and technique*. 2003, vol. 11, no. 37, pp. 1281 – 1284.
12. Zubrilov A. S. Jelektricheskie svojstva geteroperehodov 3S-SiC/Si [The electric property of hetero-transitions 3C-SiC/Si]. *Fizika i tehnika poluprovodnikov – The semiconductors physics and technique*. 1994, vol. 10, no. 28, pp. 1742 – 1748.
13. Chepurnov V. I. Analiz tochechnogo defektoobrazovniya v gomogennoj faze SiC formirujushhejsja v processe jendotaksii geterostrukturny SiC – Si [Single defects formation during homogenous phase of SiC forming in a process of endotaxial hetero-structure of SiC – Si]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo*

tehnicheskogo universiteta (Estestvennonauchnaja serija) – Samara state technical university bulletin (Natural sciences series). 2006, no. 9, vol. 49, pp. 72 – 91.

14. Chepurnov V. I. Vlijanie legirujushhej primesi na raspredelenie tochechnyh defektov v geterostrukture SiC – Si [Impact of doping agents on single defects distribution in SiC-Si hetero-structure]. *Vestnik samarskogo gosudarstvennogo tehničeskogo universiteta* (Estestvennonauchnaja serija) – Samara state technical university bulletin (Natural sciences series). 2008, no. 6, vol. 65, pp. 352 – 366.

15. Chepurnov V. I. Osobennosti nanotochechnogo defektoobrazovanija v strukture por-SiC/Si, poluchenoj po diffuzionnoj tehnologii dlja himičeskikh datchikov [Peculiarities of nanopoint single defects formation in por-SiC/Si structure acquired by applying diffusion technology for chemical sensor]. *Vestnik samarskogo gosudarstvennogo tehničeskogo universiteta* (Estestvennonauchnaja serija) – Samara state technical university bulletin (Physical and mathematical sciences series). 2009, no. 2, vol. 19, pp. 99 – 106.

16. Chepurnov V. I. Model' javlenij perenosa v sisteme (Si – C – H) pri geterojendotaksii struktur SiC – Si [System (Si – C – H) transfer phenomena model for hetero-endotaxe of SiC – Si structures]. *Vestnik samarskogo gosudarstvennogo tehničeskogo universiteta* (Estestvennonauchnaja serija) – Samara state technical university bulletin (Natural sciences series). 2008, no. 6, vol. 65, pp. 367 – 378.

17. Krapuhin V. V. Fiziko-himicheskie osnovy tehnologii poluprovodnikovyh materialov : uchebnik dlja vuzov [Physical and chemical basis of semiconductor materials: university textbook]. Moscow, Metallurgija Publ., 1982, 228 p.

18. Kovtunenکو P. V. Kristally s defektami [Crystals with defects]. *Fizicheskaja himija tverdogo tela* [Physical solid state chemistry]. Moscow, High school Publ., 1993, 352 p.

19. Milvidsky M. G., Osvensky V. B. Strukturnye defekty v monokristallicheskih poluprovodnikah [The structural defects in the monocrystalline semiconductors]. Moscow, Metallurgy Publ., 1984, 255 p.

20. Kolobov N. A., Samoshvalov M. M. Diffuzija i okislenie poluprovodnikov [Diffusion and oxidation of semiconductors]. Moscow, Metallurgy Publ., 1975, 178 p.

21. Verner P. Carbon diffusion in silicon. *Applied Physics Letters*. 1998, vol. 73, no. 17, pp. 2465 – 2467.

22. Karbid kremnija [Silicon Carbide]. Under ed. by Henish G., Roy R.. Moscow, Mir Publ., 1972, 43 p.

23. Poling L. Obshhaja himija [General Chemistry]. Moscow, Mir Publ., 1974, 846 p.

About the author:

Chepurnov Viktor Ivanovich, Associate Professor (docent) of Department of Radiophysics and Computer Modeling of Radio Systems of Samara State University (Samara, Russia), chvi44@yandex.ru

For citation: Chepurnov V. I. Kineticheskie osobennosti formirovanija geterostruktur β -SiC/Si metodom jendotaksii [Concentration Of Single Defects In The Si-Phase Including Sic-Phase, Formation Of Endotaxe Method Of Semiconductor Heterostructure]. *Vestnik Mordovskogo Universiteta* – Mordovia University Bulletin. 2014, no. 1, pp. 28 – 42.