

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В SI-ФАЗЕ, СОПРЯЖЕННОЙ С SiC-ФАЗОЙ, СФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ ЭНДОТАКСИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР

© 2012 В.И. Чепурнов¹

В данной статье показано, что гетероструктуры карбида кремния на кремниевых подложках являются перспективным материалом высокотемпературной и радиационно устойчивой электроники. Твердофазный процесс эндотаксии карбида кремния сопровождается химическим превращением Si-фазы в SiC-фазу в среде водорода и углеводородов при температуре 1360–1380 °С и нормальном давлении. Исследовано распределение тепловых собственных точечных дефектов различной природы в кремниевой подложке в зависимости от типа ее проводимости и в условиях изовалентного легирования углеродом.

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

Введение

Гетероструктуры β -SiC-Si имеют потенциал использования в активных элементах полупроводниковых приборов, особенно эффективны они в микро-, оптоэлектронных и СВЧ-устройствах, работающих при повышенных температурах и уровнях радиационного фона [1–3] (фотоприемники, светодиоды, датчики физических величин и газоанализаторы). Модифицирование типа проводимости и поддержание контролируемой концентрации носителей в активных областях гетероструктуры являются актуальной задачей прикладных исследований технологии твердофазных процессов эндотаксии. Подобной проблеме посвящена обзорная работа по вопросу самокомпенсации активных примесей собственными дефектами в полупроводниках на основе соединений халькогенидов [4]. Успешное решение ее может послужить гипотезой для решения проблемы применительно к технологии более широкозонных структур, например, гетероструктур β -SiC-Si, получаемых методом эндотаксии.

Особенность изучаемой гетеросистемы заключается в том, что она может включать гомопереход в SiC-фазе, модифицированной акцепторной или донорной примесью [5; 6], гетеропереход [7], как правило, изотипный и гомопереход в Si-фазе (например, структуры: n-SiC//n-Si; p-SiC//p-Si; n-SiC//n-p-Si;

¹Чепурнов Виктор Иванович (chvi44@yandex.ru), кафедра полупроводниковой электроники и нанотехнологий Самарского государственного университета, 443011, Российская Федерация, г. Самара, ул. Акад. Павлова, 1

p-SiC//p-n-Si; p-n-SiC//n-pSi; n-p-SiC//p-n-Si; por-p-SiC//p-Si; por-n-SiC//n-Si; por-p-SiC//p-n-Si; por-n-SiC//n-p-Si). Обычно для гетеросистем трудно подобрать близкие к идеальным гетеропары из-за существенного различия периодов решетки и коэффициентов температурного расширения сопрягаемых материалов. Это обстоятельство обуславливает появление значительных механических напряжений несоответствия, релаксирующих до остаточных посредством генерации дислокаций, причем последние выполняют еще и положительную роль скрытого геттера и буферного слоя в процессе эндотаксии. Кроме того, SiC-фаза может быть использована как буфер между Si-фазой подложки и AlN-фазой, например в структурах: AlN//p-SiC//p-Si; AlN//p-SiC//p-n-Si для светоизлучающих диодов GaN//AlN//SiC//Si. Особенностью гетеросистемы является то, что при температуре эндотаксии и при снижении температуры до комнатной плотность дислокаций и их асимметричное распределение зависят от температурной зависимости физико-химических свойств сопрягаемых материалов. Кроме того, важным моментом, способным влиять на кинетику массопереноса, скорость роста пленки и эффект модифицирования электрофизических свойств, является процесс точечного дефектообразования как в монокристаллической подложке кремния, так и в сопряженных с ней пленочных структурах. Природа дефектообразования обусловлена изовалентным легированием или его сочетанием с легированием посторонней примесью подложки, кроме того, обусловлена отклонением от стехиометрии в результате генерации дефектов тепловой и ростовой природы.

В пределах области гомогенности β -SiC-фазы распределение точечных обратимых дефектов исследовано в работах [8–10], их влияние на кинетику массопереноса — в работе [11]. Градиент теплового поля контейнера, благодаря тепловым экранам, обеспечивает изотермические условия для подложек в кассете и оказывает регулирующее влияние на уровень пересыщения газовой фазы по гипотетическому давлению углерода по кассетам с подложками кремния как составляющих конструкцию вертикального контейнера в реакторе с холодными стенками. Главными источниками механических напряжений структуры остаются несоответствие параметров решеток и посторонние примеси. Скорость снижения температуры от ростовой до комнатной может влиять на пересыщение заряженных вакансий различной природы как в монокристаллической подложке кремния, так и в сопряженной с ней пленке карбида кремния.

Исследование распределения точечных дефектов различной природы в подложке кремния, сопряженной с пленкой карбида кремния, дополняет ранее выполненные исследования и является актуальной задачей, это обусловлено тем, что, во-первых, Si-подложки, как правило, легированы донорной или акцепторной примесью, во-вторых, при температуре эндотаксии подложки обогащены тепловыми дефектами структуры по модели Шоттки, Френкеля, межзонного перехода, в-третьих, взаимодействие и взаимообусловленность заряженных дефектов являются проявлением статистического взаимодействия примесей и дефектов через электронную систему. Чем больше ширина запрещенной зоны полупроводника, тем энергетически более выгодны процессы самокомпенсации. Физический принцип проявления самокомпенсации состоит в том, что заряженные точечные дефекты различной природы генерируются в полупроводнике при температуре эндотаксии, при достаточной их концентрации они образуют уровни в запрещенной зоне в соответствии со знаком заряда. Легирование посторонней примесью в достаточной концентрации также сопровождается появлением уровня носителей в запрещенной зоне, соответствующего типу модифицирующей примеси. Если система находится

в состоянии термодинамического равновесия с минимумом энергии, то термодинамически выгодны рекомбинация и занятие электронами уровней в валентной зоне. Энергетический выигрыш от этого процесса приводит к генерации собственных дефектов того типа, с соответствующими зарядами, которые способны компенсировать заряды, вносимые посторонней примесью, призванной модифицировать проводимость и обеспечить управляемую концентрацию носителей. Данное физическое явление обуславливает трудности управляемого легирования при эндотаксии гетероструктуры β -SiC-Si.

Распределение обратимых точечных дефектов важно установить, т. к. они влияют на механизм массопереноса, кинетику роста пленки в процессе эндотаксии и влияют на условия управляемого легирования до требуемых концентраций носителей.

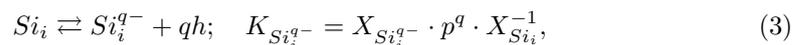
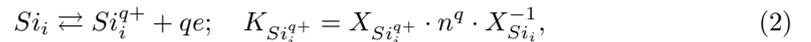
1. Тепловое разупорядочение монокристаллической подложки кремния

Матрица-подложка монокристаллического кремния и пленка кубического карбида кремния имеют ярко выраженную структуру алмаза с ковалентной связью в Si- и SiC-фазах. Плотность упаковки элементарных ячеек обеспечивает возможность перехода атомов в междоузлия. При температуре эндотаксии концентрации точечных дефектов тепловой природы по модели Шоттки и Френкеля сопоставимы [12; 13], поэтому исследуются обе модели дефектообразования. Рассмотрим тепловое точечное дефектообразование по модели Френкеля и константу равновесия этого процесса в подложке кремния с позиций квазихимического описания процесса, как это представлено выражениями:



где V_i — вакансии в междоузлиях кристаллической решетки при абсолютном нуле; Si_i и Si_i^* — представление матрицы кремния без дефектов и соответственно с дефектами; V_{Si} и $X_{V_{Si}}$ — вакансии на месте атома кремния в кристаллической решетке кремния и соответственно их концентрация $X_{V_{Si}} = K_{\Phi}^{\frac{1}{2}}$ при $X_{V_{Si}} = X_{Si_i}$; Si_i и X_{Si_i} — атом кремния в междоузлии решетки кремния и соответственно их концентрация $X_{Si_i} = K_{\Phi}^{\frac{1}{2}}$ при $X_{V_{Si}} = X_{Si_i}$; K_{Φ} — константа равновесия дефектообразования по модели Френкеля.

Процесс ионизации междоузельных дефектов зависит от вида посторонней легирующей примеси, модифицирующей тип проводимости Si-подложки, представим ионизацию междоузельного кремния квазихимическими выражениями:



где $K_{Si_i^{1-}}$ и $K_{Si_i^{1+}}$ — соответственно константы равновесия процесса приобретения эффективного заряда (q) положительного и отрицательного знака ионизованным междоузельным атомом кремния (Si_i^{q+}), (Si_i^{q-}); e и n — обозначение электрона, локализованного в области положительно ионизированного атома кремния в междоузлии в соответствии с принципом электронейтральности, а также их концентрации; h и p — обозначение дырки, локализованной в области отрицательно ионизированного атома кремния в междоузлии в соответствии с принципом электронейтральности, а также их концентрации.

При температуре эндотаксии процесс ионизации вакансий на месте атомов кремния в матрице кремния и константу его равновесия представим квазихимическим выражением:

$$V_{Si} \rightleftharpoons V_{Si}^{q+} + qe; \quad K_{V_{Si}^{q+}} = X_{V_{Si}^{q+}} \cdot n^q \cdot X_{V_{Si}}^{-1} \quad (4)$$

При определении знака эффективного заряда и степени ионизации вакансии исходят из того, что атомы кремния, являющиеся соседями вакансии, не могут сформировать стабильную оболочку электронов, характерную для инертного газа того же периода, вследствие этого окружение вакансии несет эффективный заряд положительного или отрицательного знака по числу недостающих или избыточных электронов, который приписывается вакансии. В соответствии с принципом электронейтральности при написании квазихимического уравнения заряженная вакансия локализует в окрестности себя заряженную квазичастицу противоположного знака. Для вакансий на месте атомов кремния предлагается модель, в соответствии с которой вакансия на месте атома кремния несет положительный знак, недостающие электроны локализируются положительно заряженной вакансией в окрестности дефекта.

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

$$Si_{Si} + V_{Si} \rightleftharpoons V_{Si} + Si_{V_s}; \quad K_{III} = X_{V_{Si}} \quad (5)$$

где Si_{Si} — обозначение атома кремния на месте атома кремния в его монокристаллической подложке; V_s — вакантное место на поверхности монокристаллической подложки кремния; Si_{V_s} — атом кремния, построивший поверхность монокристаллической подложки; K_{III} — константа равновесия процесса по модели Шоттки.

В соответствии с моделью теплового разупорядочения по Шоттки процесс ионизации вакансий на месте атомов кремния в матрице кремния и константу равновесия процесса представим квазихимическим выражением, аналогичным (4):

$$V_{Si} \rightleftharpoons V_{Si}^{q+} + qe; \quad K_{V_{Si}^{q+}} = X_{V_{Si}^{q+}} \cdot n^q \cdot X_{V_{Si}}^{-1} \quad (6)$$

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

$$Si + 0 \rightleftharpoons e + h + Si^*; \quad K_i = n \cdot p, \quad (7)$$

где 0 символизирует отсутствие переходов электрона из валентной зоны в зону проводимости в кристалле при абсолютном нуле. Энергия активации процесса перехода соответствует ширине запрещенной зоны кремния.

При повышении температуры, например при дегазации контейнера, активируются процессы перехода "зона-зона" согласно уравнению (7), и уравнение электронейтральности принимает вид:

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

С дальнейшим повышением температуры с целью финишного химического травления перед эндотаксией активируются процессы по модели Френкеля (1)–(4), модели Шоттки (5), (6). При низкой концентрации атомов углерода в позициях замещения или примеси, модифицирующей проводимость кристалла-подложки, устанавливается равновесие, которому соответствует новое уравнение электронейтральности, например:

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

С последующим повышением температуры до температуры процесса эндотаксии при условии пересыщения по гипотетическому давлению атомов углерода $\Delta\tilde{P}_C$ активируются процессы изовалентного замещения, однако уравнение электронной-тральности не меняет вид.

Концентрацию заряженных вакансий на месте атомов кремния для случая дефектообразования по модели Шоттки можно определить, решая совместно уравнения (5), (6), (9), получим:

$$X_{V_{Si}^{q+}} = q^{\frac{-1}{q+1}} \cdot K_{V_{Si}^{q+}}^{\frac{1}{q+1}} \cdot K_{\text{Ш}}^{\frac{1}{q+1}}. \quad (10)$$

Концентрацию электронов определяем из совместного решения уравнений (10) и (9), получаем:

$$n = q^{\frac{q}{q+1}} \cdot K_{V_{Si}^{q+}}^{\frac{1}{q+1}} \cdot K_{\text{Ш}}^{\frac{1}{q+1}}. \quad (11)$$

Концентрацию дырок определяем из совместного решения уравнений (7) и (11), получаем:

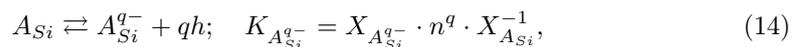
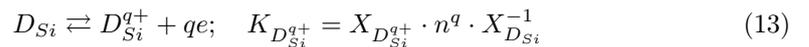
$$p = q^{\frac{-1}{q+1}} \cdot K_{V_{Si}^{q+}}^{\frac{-1}{q+1}} \cdot K_{\text{Ш}}^{\frac{-1}{q+1}} \cdot K_i. \quad (12)$$

Вклад дефектообразования по модели Френкеля при температуре эндотаксии соизмерим с дефектообразованием по модели Шоттки [12; 13], поэтому выполним анализ зависимости дефектообразования по модели Френкеля от условий эндотаксии, а именно типа проводимости используемой подложки кремния.

В выражении (1) концентрация вакансий на месте атомов кремния и междоузельных дефектов взаимообусловлены, а выражения для ионизации дефектов представлены выражениями (2) или (3) и (4). Применимость выражения (2) или (3) обусловлена типом проводимости исходной подложки кремния.

2. Влияние основных носителей подложки кремния на равновесное распределение точечных дефектов

Изменение типа проводимости полупроводниковой подложки кремния связано с процессом ее легирования донорной или акцепторной примесью [12]. При растворении атом посторонней примеси, занимая регулярный узел в кристаллической решетке кремния, приобретает определенный эффективный заряд. Квазихимическое представление данного процесса можно записать в виде:



где D_{Si} и A_{Si} — неионизованная донорная и акцепторная примесь; D_{Si}^{q+} и A_{Si}^{q-} — ионизованная донорная и акцепторная примесь; $K_{D_{Si}^{q+}}$ и $K_{A_{Si}^{q-}}$ — константы равновесия процессов ионизации примеси; $X_{D_{Si}^{q+}}$ и $X_{A_{Si}^{q-}}$ — концентрации ионизованной донорной и акцепторной примеси в кристаллической решетке кремния; $X_{D_{Si}}$ и $X_{A_{Si}}$ — уровень легирования монокристаллической подложки донорной и акцепторной примесью; q — численное значение эффективного заряда посторонней примеси в кремнии для элементов 3-й и 5-й группы периодической таблицы Менделеева равно единице.

При низких концентрациях посторонней примеси ее влияние на процессы дефектообразования незначительно, однако при температуре эндотаксии и повышении уровня легирования подложки роль процессов (13), (14) возрастает, и условие электронейтральности соответственно 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).

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

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

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

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

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

В уравнениях (13), (14) продукты реакции те же, что и при тепловом разупорядочении по моделям Шоттки, Френкеля и межзонного перехода. Данное обстоятельство сказывается на общем равновесии процессов дефектообразования в кристалле.

Например, амфотерность междоузельных атомов кремния, как это показано в уравнениях (2), (3), проявляется в том, что в кристаллах, обогащенных акцепторной примесью, междоузельные атомы проявляют донорные свойства, донорной примесью — акцепторные свойства, а в кристаллах, свободных от посторонней примеси, — нейтральные. Для нейтральных примесей характерно то, что равновесие процессов (2) и (3) сильно сдвинуто влево.

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

При использовании подложки *p*-типа проводимости (легированной акцепторной примесью) равновесие (2) сдвигается вправо, поскольку протекают процессы, описываемые уравнениями (14), (19), (20), что предполагает аннигиляцию электронов и дырок и увеличение концентрации положительно заряженных атомов кремния в положении междоузлия в монокристаллической решетке (Si_i^{q+}).

При использовании подложки *n*-типа проводимости (легированных донорной примесью) протекают процессы (13), (17), (18), что сдвигает равновесие процесса (3) вправо и увеличивает концентрацию междоузельных атомов кремния, несущих отрицательный заряд (Si_i^{q-}).

Рассмотрим равновесное распределение дефектов по модели Френкеля в подложках кремния *p*-типа проводимости, сопряженных опосредованно через β -SiC

фазу с газовой фазой, пересыщенной по гипотетическому давлению атомов углерода. Точечные дефекты, вызванные легирующей примесью, сдвигают равновесие процесса, описываемого уравнением (2), вправо. При возрастающем уровне легирования используемых подложек применяют уравнение электронейтральности (16), и концентрация дырок соответствует выражению (19), т. е. концентрация дырок с увеличением уровня легирования подложек растет, концентрация электронов падает согласно (20). Концентрация положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния при дефектообразовании по модели Френкеля, согласно выражению (4), растет пропорционально уровню легирования используемых подложек кремния. Решая совместно уравнения (1), (4), (20), получаем значение распределения вакансий на месте атомов кремния:

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

Из полученного выражения (21) следует:

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

— полученный результат (21) позволяет предположить иной механизм растворения углерода в кристаллической решетке кремния.

Концентрацию положительно ионизованных междоузельных атомов кремния можно определить из совместного решения уравнений (1), (2), (20)

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

Из выражения (22) следует, что концентрация положительно заряженных междоузельных атомов кремния увеличивается, если использовать подложки с большим значением концентрации легирующей акцепторной примеси.

Концентрацию отрицательно ионизованных междоузельных атомов кремния можно определить из совместного решения уравнений (1), (3), (19)

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

Из выражения (23) следует, что концентрация отрицательно заряженных междоузельных 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 равновесное распределение дефектов в подложках кремния n -типа проводимости, сопряженных опосредованно через $\beta - SiC$ фазу с газовой фазой, при температуре эндотаксии. Точечные дефекты, обусловленные донорной легирующей примесью, сдвигают равновесие процесса дефектообразования посредством генерации междоузельных атомов кремния (3), ионизованных отрицательно по модели Френкеля, вправо. При возрастающем уровне легирования используемых подложек применяют уравнение электронейтральности (15), и концентрация электронов соответствует выражению (17), концентрация дырок — формуле (18). Концентрация положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния при дефектообразовании по модели Френкеля, согласно выражению (4), уменьшается

пропорционально уровню легирования используемых подложек кремния. Решая совместно уравнения (1), (4), (17), получаем значение распределения вакансий на месте атомов кремния в монокристаллической подложке:

$$X_{V_{Si}^{q+}} = q^{\frac{-q}{q+1}} \cdot K_{V_{Si}^{q+}} \cdot K_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{-q}{q+1}} \cdot K_{\Phi}^{\frac{1}{2}} \cdot X_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{-q}{q+1}}. \quad (24)$$

Из выражения (24) следует, что использование сильно легированных подложек n -типа проводимости приводит к существенному снижению концентрации положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния. Реакция (4) должна смещаться влево при использовании сильно легированных подложек, и надо ожидать, что в таком случае процесс растворения атомов углерода протекает не по механизму замещения вакансии на месте атома кремния.

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

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

Из выражения (25) следует, что концентрация отрицательно ионизованных междоузельных атомов кремния растет с увеличением уровня легирования подложки кремния донорной примесью. Учет такого фактора, как знак механических напряжений сжатия кристаллической решетки кремния сопряженной с ней пленкой SiC, может неблагоприятно сказаться на развитии данного процесса.

Концентрацию положительно заряженных междоузельных атомов кремния определим из совместного решения выражений (1), (2) и (17), получим:

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

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 сопряженной системе.

Установим взаимосвязь теплового дефектообразования по модели Шоттки, типа проводимости подложки и уровня ее легирования применительно к процессу гетерозндотаксии структур $\beta - SiC - Si$. Тепловое дефектообразование по модели Шоттки для специально нелегированной подложки кремния представлено выражениями (5)–(6), (10)–(12), продуктами разупорядочения являются такие же дефекты, что и при точечном дефектообразовании, обусловленном введением посторонней легирующей примеси, которая модифицирует тип проводимости подложки, как это показано в выражениях (13)–(20).

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) влево, концентрацию их можно определить, решая совместно уравнения (5), (6) и (17), получим:

$$X_{V_{Si}^{q+}} = q^{\frac{-q}{q+1}} \cdot K_{S_{i_i}^{q+}} \cdot K_{\text{III}}^{\frac{1}{2}} \cdot K_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{-q}{q+1}} \cdot X_{D_{Si}^{q+}}^{\frac{-q}{q+1}}. \quad (27)$$

Из полученного выражения для анализа (27) следует, что при дефектообразовании по модели Шоттки увеличение концентрации донорной примеси в подложке приводит к снижению концентрации уровня вакансий на месте атомов кремния, последнее отражается на кинетике процесса массопереноса и растворимости углерода, следовательно, изменяется кинетика роста пленок карбида кремния.

Использование подложек p -типа проводимости сдвигает равновесие процесса (6) вправо, обеспечивая ионизацию вакансий на месте атомов кремния, их концентрацию можно определить, решая совместно уравнения (6), (5) и (20), получим:

$$X_{V_{Si}^{q+}} = q^{\frac{q}{q+1}} \cdot K_{V_{Si}^{q+}} \cdot K_i^{-q} \cdot K_{III}^{\frac{1}{2}} \cdot K_{A_{Si}^{q-}}^{\frac{q}{q+1}} \cdot X_{A_{Si}^{q+}}^{\frac{q}{q+1}} \quad (28)$$

Выражения (27) и (28) предполагают влияние посторонней примеси в кремнии на механизм растворения изоэлектронной посторонней примеси углерода в кремнии, что означает возможность протекания различных механизмов массопереноса в матрице кремния: в одном случае массоперенос в градиенте химического потенциала, а во втором — электрохимического потенциала, потенциалы определяют кинетику процесса эндотаксии.

2.3. Изовалентное легирование углеродом, влияние основных носителей в подложке кремния на равновесие процессов дефектообразования

На гетерогранице Si-SiC в Si-фазе со стороны сопряжения с карбидокремниевой фазой имеет место процесс диффузии атомов углерода в градиенте химического потенциала по атомам углерода. Атомы углерода, растворенные в кремнии, можно рассматривать как изовалентную постороннюю примесь замещения атомов кремния в монокристаллической подложке на атомы углерода, вследствие того что:

- атомные радиусы не слишком отличаются;
- химическая природа растворителя и атомов замещения близкая.

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 фазы, во-первых, растворяются в кристаллической решетке кремния, во-вторых, образуют преципитаты самостоятельной фазы, которые не могут вместе сосуществовать с фазой кремния при температуре эндотаксии, а преобразуются в фазу карбида кремния. Преципитация фазы наступает, когда нарушается гомогенность α -фазы кремния вследствие достижения предела растворимости углерода, который при температуре эндотаксии составляет $3,5 \cdot 10^{-3}\%$ ат. [14].

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

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

где X_{Si} и X_C — мольные доли соответственно кремния и углерода, образующих раствор; μ_{Si} и μ_C — изменение химических потенциалов компонентов раствора.

Выразив изменение химических потенциалов через стандартные парциальные энтальпии и энтропии, уравнение преобразуется к виду

$$G_{CM} = X_{Si} \cdot \overline{H_{Si}^0} - X_{Si} \cdot T \cdot \overline{S_{Si}^0} + X_{Si} \cdot RT \cdot \ln X_{Si} + X_C \cdot \overline{H_C^0} - X_C \cdot T \cdot \overline{S_C^0} + X_C \cdot RT \cdot \ln X_C \quad (30)$$

где $\overline{H_C^0}$, $\overline{H_{Si}^0}$ — стандартные парциальные энтальпии компонентов раствора; $\overline{S_C^0}$, $\overline{S_{Si}^0}$ — стандартные парциальные энтропии образования раствора; T — температура, K ; R — универсальная газовая постоянная.

Сведем полученное выражение к одной переменной, исходя из того, что $X_{Si} + X_C = 1$ и $X_{Si} = (1 - X_C)$, получим:

$$G_{CM} = (1 - X_C)\overline{H_{Si}^0} + X_C \cdot \overline{H_C^0} + RT[(1 - X_C)\ln(1 - X_C) + X_C \ln X_C] - (1 - X_C) \times \\ \times T \cdot \overline{S_{Si}^0} - X_C \cdot T \cdot \overline{S_C^0}. \quad (31)$$

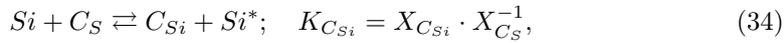
Продифференцировав полученное выражение по X_C , при условии, что T, H^0, S^0 постоянны, получим:

$$\frac{\partial G_{CM}}{\partial X_C} = -\overline{H_{Si}^0} + \overline{H_C^0} + RT \cdot \ln \left[\frac{X_C}{(1 - X_C)} \right] + T \cdot \overline{S_{Si}^0} - T \cdot \overline{S_C^0}. \quad (32)$$

Принимая во внимание, что для сильно разбавленного раствора $\overline{H_{Si}^0} \ll \overline{H_C^0}$ и $\overline{S_{Si}^0} \ll \overline{S_C^0}$, а $X_C \ll 1$, упростим полученное выражение и получим:

$$\frac{\partial G_{CM}}{\partial X_C} = -\overline{H_C^0} - T \cdot \overline{S_C^0} + RT \cdot \ln X_C. \quad (33)$$

Полученное выражение свидетельствует: при малых концентрациях углерода, при $X_C \rightarrow 0, \ln X_C \rightarrow -\infty$ можно заключить, что в процессе эндотаксии растворение углерода в кремнии протекает с термодинамической точки зрения самопроизвольно. Квазихимическое представление процесса растворения углерода и константу его равновесия можно записать в виде уравнения:



где C_S — атомы углерода, адсорбированные на поверхности кремния, концентрация атомов углерода пропорциональна пересыщению по гипотетическому давлению атомов углерода на фазовой поверхности; C_{Si} — атом углерода в позиции замещения на месте атомов кремния; $K_{C_{Si}}$ — константа равновесия процесса замещения атомов кремния на атомы углерода; $X_{C_{Si}}$ — концентрация атомов углерода на месте атомов кремния; X_{C_S} — исходная концентрация атомов углерода на поверхности Si-фазы, причем X_{C_S} пропорциональна пересыщению по гипотетическому давлению углерода ($\Delta \tilde{P}_C$).

Константу равновесия растворения углерода в позиции замещения атомов кремния можно представить уравнением:

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

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

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

Атом углерода (C_{Si}) способен поляризовать связь 'Si - C' в силу полярности ковалентной связи 12% [15], но не меняет зарядового состояния системы. Таким образом, повышение температуры до температуры процесса эндотаксии при условии пересыщения по гипотетическому давлению атомов углерода $\Delta \tilde{P}_C$ активирует процессы изовалентного замещения (34), (35), и при этом нет повода 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.

Результат, полученный в (21), позволяет предположить иной механизм растворения углерода в кристаллической решетке кремния, чем ранее предложенный (34). Рассмотрим влияние вышеприведенного фактора на механизм растворения углерода. 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 предположительно по квазихимическому уравнению реакции:

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

где $X_{C_{Si}}$ — исходная концентрация атомов углерода на поверхности Si-фазы, которая пропорциональна пересыщению газовой фазы по гипотетическому давлению углерода ($\Delta\tilde{P}_C$), поэтому перепишем константу равновесия в виде:

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

Решая совместно (20), (21) и (38), находим, что концентрация растворенного углерода как изовалентной примеси в позиции замещения атомов кремния для уточненной модели растворения углерода будет определяться выражением:

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

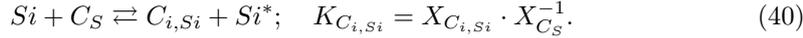
Из полученного выражения (39) следует, что заселенность кристалла кремния растворенным углеродом в позициях замещения атомов кремния зависит от пересыщения по гипотетической концентрации атомов углерода, и характер закономерности, полученной в выражении (36), сохраняется.

Вышеприведенные процессы образования частиц и квазичастиц относятся к категории процессов замещения, далее рассмотрим процессы дефектообразования, относящиеся к категории процессов внедрения. В реальном кристалле реализуется тот тип процессов, который энергетически наиболее выгоден. Последнее обусловлено химической природой сопрягаемых материалов, их кристаллохимическими особенностями, исходными компонентами и термодинамическими условиями процесса эндотаксии.

3. Влияние основных носителей в подложке на равновесия процессов 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: при преципитации углерода формируются фазовая граница β -SiC -Si, полупроводниковый гетеропереход, который изменяет электрофизические свойства новой системы. Предтечей данного процесса выступает 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 дефектов, при этом надо принимать во внимание дефектообразование, обусловленное активными примесями, выступающими в роли генераторов основных носителей в монокристаллической подложке.

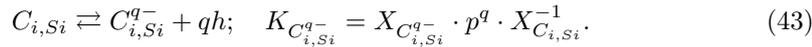
Процесс растворения атомов углерода, занимающих положения междуузлий в монокристаллической подложке кремния, можно представить квазихимическим уравнением и уравнением константы равновесия:



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

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

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



Знак заряда иона в междуузлии зависит от типа проводимости подложки.

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.

Концентрации растворенного и ионизованного в междуузлии углерода определяют из совместного решения групп уравнений (20), (41), (42) и (19), (41), (43), получают:

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

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

Рассмотрим случай использования для эндотаксии монокристаллической подложки, легированной донорной примесью. Основные носители смещают равновесие реакции (43) вправо, в сторону образования отрицательно ионизованных междуузельных атомов углерода в матрице кремния.

Концентрации растворенного и ионизованного в междуузлии углерода определяют из совместного решения групп уравнений (18), (41), (43) и (17), (41), (42), получают:

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

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

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

1. 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, концентрация междуузельных атомов растет с увеличением уровня легирования подложек кремния.

2. Междоузельные атомы углерода (в условиях пересыщения газовой фазы по гипотетическому давлению углерода) приобретают отрицательный заряд в подложках, легированных донорной примесью, в которых основными носителями являются электроны, концентрация междоузельных атомов растет с увеличением уровня легирования подложек кремния.

3. Механические напряжения сжатия кристаллической решетки кремния в гетеросопряженной системе с карбидом кремния не благоприятствуют растворению изовалентного углерода по механизму внедрения в решетку матрицы кремния.

При температуре эндотаксии междоузельный атом может быть однократно или двукратно ионизованным, что может выступать как гипотеза для объяснения кинетических экспериментальных результатов эндотаксии карбида кремния.

4. Обсуждение результатов

Для обсуждения результатов целесообразно представить приведенные закономерности распределения собственного дефектообразования во взаимосвязи с дефектами, обусловленными посторонними примесями в кремниевой подложке в логарифмических координатах ($\ln X_{\text{деф}} - \ln X_{\text{пр}}$).

При использовании подложек p -типа проводимости для процесса эндотаксии происходит распределение дефектов:

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

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

где K — обобщенная константа равновесия;

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

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

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

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

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

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

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

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

При использовании подложек n -типа проводимости для процесса эндотаксии происходит распределение дефектов:

— 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 (47), (46)

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

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

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

— 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. Вышеприведенные положительно заряженные точечные дефекты могут оказывать влияние на механизм самокомпенсации при легировании SiC-пленки донорной примесью из газовой фазы в процессе ее формирования. Увеличение концентрации вакансий на месте атомов кремния влияет на вакансионный механизм массопереноса углерода и кинетику роста SiC-пленки.

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

— уменьшает концентрацию положительно заряженных вакансий на месте атомов кремния, что не исключает увеличения 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 могут оказывать влияние на механизм самокомпенсации при легировании SiC-фазы акцепторной примесью из газовой фазы.

При легировании в процессе эндотаксии гетероструктур SiC/Si не удается получить анизотипный гетеропереход, т. к. происходят подлегирование кремниевой подложки со стороны SiC-фазы и формирование гомоперехода в исходной легированной матрице кремния.

Заключение

Природа трудностей управляемого легирования обусловлена следующими причинами:

— явлением взаимного автолегирования сопряженных фаз модифицирующими тип проводимости 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.

Исследования исходной Si-фазы монокристаллической подложки, используемой для эндотаксии по механизму твердофазного превращения ее в карбид кремния, выявили следующее:

— от выбора концентрационного уровня легирования исходной подложки кремния зависит уровень генерации того или иного вида заряженных точечных дефектов;

— заряд и степень ионизации точечных дефектов влияют на управление уровнем легирования карбида кремния посторонней примесью акцепторного или донорного типа в процессе роста пленки из газовой фазы;

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

— заряд и природа точечных дефектов влияют на массоперенос и кинетику процесса эндотаксии;

— заряд и природа точечных дефектов влияют на явление самокомпенсации при легировании карбида кремния посторонней примесью акцепторного или донорного типа в процессе роста пленки из газовой фазы.

Литература

- [1] Casady J.B., Jonson R.W. Status of silicon carbide (SiC) as a wide-bandgap semiconductor for high-temperature applications: a review // *Solide-State Electronics*. 1996. V. 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., Строкан Н.Б., Лебедев А.А. Радиационная стойкость широкозонного материала на примере SiC-детекторов ядерного излучения // *Журнал технической физики*. 2012. Т. 82. Вып. 4. С. 137–141.
- [4] Кайданов В.И., Немов С.А., Равич Ю.И. Самокомпенсация электрически активных примесей собственными дефектами в полупроводниках // *Физика и техника полупроводников*. 1994. Т. 28. Вып. 3. С. 369–393.
- [5] Лебедев А.А. Центры с глубокими уровнями в карбиде кремния. Обзор // *Физика и техника полупроводников*. 1999. Т. 33. Вып. 2. С. 129–155.
- [6] Медведев Н.И., Юрьева Н.И., Ивановский А.Л. Электронная структура кубического карбида кремния с 3d-примесями в Si- и C-позициях замещения // *Физика и техника полупроводников*. 2003. Т. 37. Вып. 11. С. 1281–1284.
- [7] Зубрилов А.С. Электрические свойства гетеропереходов 3C-SiC/Si // *Физика и техника полупроводников*. 1994. Т. 28. Вып. 10. С. 1742–1748.

- [8] Чепурнов В.И., Сивакова К.П. Анализ точечного дефектообразования в гомогенной фазе SiC, формирующейся в процессе эндотаксии гетероструктуры SiC-Si // Вестник СамГУ. Естественнонаучная серия. 2006. № 9(49). С. 72–91.
- [9] Влияние легирующей примеси на распределение точечных дефектов в гетероструктуре SiC-Si / В.И. Чепурнов [и др.] // Вестник СамГУ. Естественнонаучная серия. 2008. № 6(65). С. 352–366.
- [10] Особенности наноточечного дефектообразования в структуре $\text{por-SiC}/\text{Si}$, полученной по диффузионной технологии для химических датчиков / В.И. Чепурнов [и др.] // Вестник Самарского государственного технического университета. Сер.: Физ.-мат. науки. 2009. № 2(19). С. 99–106.
- [11] Модель явлений переноса в системе (Si-C-H) при гетероэндотаксии структур SiC-Si / В.И. Чепурнов [и др.] // Вестник СамГУ. Естественнонаучная серия. 2008. № 6(65). С. 367–378.
- [12] Ковтуненко П.В. Физическая химия твердого тела. Кристаллы с дефектами. М.: Высшая школа, 1993. 352 с.
- [13] Мильвидский М.Г., Освенский В.Б. Структурные дефекты в монокристаллических полупроводниках. М.: Металлургия, 1984. 255 с.
- [14] Карбид кремния / под ред. Г. Хениша, Р. Роя. М.: Мир. 1972. С. 43.
- [15] Полинг Л. Общая химия. М.: Мир. 1974. 846 с.

Поступила в редакцию 22/VI/2012;
в окончательном варианте — 22/VI/2012.

DISTRIBUTION OF POINT DEFECTS IN THE SI-FAZE INCLUDING SIC-FAZE, FORMED BY ENDOTAXE METHOD OF SEMICONDUCTOR HETEROSTRUCTURES

© 2012 V.I. Tchepurnov²

Heteroepitaxy layers of silicon carbide on silicon substrates is one of the best candidates for high-power, high-temperature and high-frequency applications in electronics. Solid-phase process of endotaxe of silicon carbide is accompanied by evolution of Si-phase into Sic-one in hydrogen hydrocarbon atmosphere at temperature range 1360–1380 °C and normal pressure. The distribution of thermal intrinsic point defects of different nature in silicon substrates in dependence of the type of its conductivity and in conditions of isovalent doping of carbon is investigated in this paper.

Key words: point (local) defect, heterostructure, heteroendotaxe, silicon carbide on silicon substrate, dopant.

Paper received 22/VI/2012.

Paper accepted 22/VI/2012.

²Tchepurnov Viktor Ivanovich (chvi44@yandex.ru), the Dept. of Solid-State Electronics and Nanotechnology, Samara State University, Samara, 443011, Russian Federation.