

## МАТЕРИАЛЫ ЭЛЕКТРОННОЙ ТЕХНИКИ

УДК 621.315.592

Заказная статья

### Карбид кремния - перспективный материал электронной техники

*В.В.Лучинин, Ю.М.Таиров*

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет

Представлен анализ современного состояния в области разработок и применения карбида кремния - перспективного материала электронной техники для приборов экстремальной электроники. Детально рассмотрены основные фундаментальные и технологические проблемы карбида кремния, определяющие возможности создания на его основе элементной базы: политипизм, выращивание объемных кристаллов и гетерополитипных композиций, базовые процессы микротехнологии, коммутация и межэлементная изоляция. Обсуждаются вопросы синтеза и применения широкозонных композиций "карбид кремния - нитрид алюминия". Приведены результаты экспериментальных исследований ряда планарно-эпитаксиальных приборов (полицветных излучателей, датчиков температуры, давления и потока), созданных на основе SiC.

Целенаправленные исследования по разработке и применению карбида кремния и элементной базы на его основе проводятся в нашей стране на протяжении более чем 40 лет преимущественно в ЛЭТИ (ныне Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет, СПбГЭТУ) и Физико-техническом институте АН им. А.Ф.Иоффе (ФТИ).

По мнению авторов настоящей статьи, основной вклад научно-педагогических коллективов кафедры микроэлектроники (диэлектрики и полупроводники) и центра микротехнологии и диагностики электротехнического университета в изучении карбида кремния определяется разработками:

- теории управляемого синтеза политипов карбида кремния и гетерополитипных композиций;
- модифицированного сублимационного варианта выращивания объемных кристаллов карбида кремния, признанного в мире как "метод ЛЭТИ";
- основ микротехнологии карбида кремния, включая процессы локальной эпитаксии и травления;
- метода выращивания гетероэпитаксиальных структур "карбид кремния на сапфире" (аналог "кремний на сапфире"), обеспечивающего эффективную изоляцию элементов;
- ряда новых приборов на карбиде кремния, в частности, варисторов, полицветных светодиодов, датчиков ядерного и ультрафиолетового излучения, датчиков температуры и давления для экстремальных условий эксплуатации.

Учитывая известные проблемы в области теоретических и экспериментальных исследований карбида кремния, а также появление в периодической печати ряда обобщающих работ, посвященных этому соединению (в частности, сотрудников ФТИ, в которой значительное внимание уделено эпитаксии карбида кремния и карбидокремниевым транзисторным структурам), в настоящей статье в первую очередь детально обсуждаются вышеупомянутые аспекты технологии карбида кремния и приборов на его основе, разрабатываемые в СПбГЭТУ. С целью обобщения и сокращения объемов изложения материал представлен преимущественно в виде таблиц и рисунков.

**Карбид кремния как материал электронной техники.** В кристаллохимическом аспекте карбид кремния как бинарное соединение на основе элементов IV группы Периодической системы характеризуется сильной ковалентно-ионной связью, отражением которой является энергетическая устойчивость SiC, проявляющаяся в высоких значениях энергии атомизации этого соединения. Для карбида кремния характерно высокое значение температуры Дебая - показателя устойчивости материала к внешним воздействиям, что проявляется в высоких значениях твердости, температуры плавления, химической, радиационной и лучевой стойкости SiC.

Энергетика кристаллической решетки SiC, согласно классическим представлениям о влиянии разности электроотрицательностей элементов на процесс структурного упорядочения соединений, допускает возможность существования у данного вещества структурного множества "сфалерит-вюрцит", включая возникновение своеобразных структурных твердых растворов. Среди всех известных неорганических веществ именно в SiC наиболее ярко проявляются эти структурные особенности. Карбид кремния существует в виде множества кристаллических структур, которые построены из идентичных элементарных слоев, отличающихся лишь последовательностью их чередования. Политипизм (от греческих слов: *πολυς* - многочисленный и *τυπος* - отпечаток), рассматриваемый еще сравнительно недавно лишь как структурная особенность ограниченного ряда веществ карбида кремния, сульфида цинка, глинистых минералов, постепенно обнаруживается у более широкого круга материалов, в том числе и таких промышленно значимых, как арсенид и фосфид галлия, нитриды алюминия и галлия и даже у основного материала современной электроники - кремния.

Политипы карбида кремния, являющиеся фактически естественными сверхрешетками, позволяют рассматривать карбид кремния как группу полупроводниковых материалов, сочетающих в себе многообразие электрофизических свойств и единую химическую природу, причем исходные компоненты для синтеза карбида кремния (кремний и углерод) распространены в природе и доступны в чистом виде.

Анализируя карбид кремния как материал полупроводниковой электроники, следует особо выделить такие его качества, как относительная простота инвертирования типа электропроводности (уровни легирования донорами и акцепторами более  $10^{20}$  см<sup>-3</sup>), наличие у SiC собственного окисла и собственного маскирующего покрытия на основе углерода, а также изоструктурного изoeлектронного аналога в виде нитрида алюминия AlN, являющегося широкозонным диэлектриком и имеющим с SiC прекрасную кристаллохимическую совместимость (несоответствие параметров решеток ~1 %). С точки зрения создания полупроводниковых приборов наиболее значимы широкая запрещенная зона SiC, варьирующаяся в интервале от 2,4 до 3,3 эВ в зависимости от политипа SiC, высокая теплопроводность (5 Вт/см·К), близкая к теплопроводности меди, рекордно высокие значения напряженности поля лавинного пробоя (до 6 МВ/см) и насыщенной скорости дрейфа электронов ( $2 \cdot 10^7$  см/с). Для карбида кремния также характерна люминесцентная активность во всем видимом спектральном диапазоне, вплоть до ультрафиолета, высокая скорость распространения акустических волн и низкий коэффициент их затухания на сверхвысоких частотах.

В технологическом плане обращает на себя внимание и проявление так называемой политипной избирательности карбида кремния, что определяет дополнительное многообразие SiC и природную селективность ряда процессов его обработки (диффузия, окисление). Управляемое сочетание политипов в едином объеме позволяет рассматривать искусственно синтезируемые гетерополитипные структуры как своеобразную новую группу материалов с "управляемой волновой функцией" в рамках единого химического состава. Дополнительное разнообразие этой группе материалов придает наличие изоструктурных аналогов карбида кремния - широкозонных нитрида алюминия (6,2 эВ) и нитрида галлия (3,44 эВ). Как указывалось ранее, экспериментально установлено, что данные нитриды также склонны к полиморфизму и политипизму. Важнейшие функционально-технологические свойства SiC перечислены ниже.

## СВОЙСТВА КАРБИДА КРЕМНИЯ

## Фундаментальные

Высокое значение энергии атомизации (1250 кДж/моль).

Высокая температура Дебая (1200 - 1430 К).

Одномерный полиморфизм (политипизм, естественные сверхрешетки) "a" ≈ const, "c" = var.

Многообразие политипов:  $\{P_i\} = \{P_1 \dots P_N\}$   $N > 200$ .

Близость свободных энергий  $G_N$  образования политипов:  $\frac{G_1 - G_N}{G_N} \approx 0,02$ .

Высокие энергетические барьеры  $\Delta G_{I-N}^*$  между политипами:  $\Delta G_{I-N} = G_1 - G_N$ ,  $\frac{\Delta G_{I-N}}{\Delta G_{I-N}^*} \ll 1$ .

Идеальная кристаллохимическая совместимость политипов:  $a_{Pi} = a_{Pj}$ .

Дискретное многообразие свойств политипов при единстве основного состава:

$$S = \begin{pmatrix} S_{11} & \dots & \dots \\ \dots & S_{kl} & \dots \\ \dots & \dots & \dots \end{pmatrix} - \text{политипная селективность.}$$

Управляемость "волновой функцией" в гетерополитипных композициях:  $\Psi = f(P_1, P_N)$ .

## Технические

Высокая теплопроводность (5 Вт/см·К).

Высокие механические свойства:

- твердость по Моосу 9,2 - 9,3, по Кнупу 3000 кг/мм<sup>2</sup>;

- модуль упругости (модуль Юнга 40·10<sup>3</sup> кг/мм<sup>2</sup>).

Высокая лучевая стойкость (более 10<sup>5</sup> Вт/см<sup>2</sup>).

Высокая химическая стойкость (устойчивость к воздействию любых кислот и щелочей при нормальных и повышенных температурах).

Высокая радиационная стойкость (устойчивость приборов на SiC к воздействию радиации в 10 - 100 раз выше, чем приборов на Si).

Низкая проницаемость при диффузионном проникновении вещества SiC.

Широкая запрещенная зона (2,4 - 3,3 эВ для различных политипов от 3С до 2Н).

Высокая напряженность поля лавинного пробоя (до 6 МВ/см).

Высокая дрейфовая скорость насыщения (2·10<sup>7</sup> см/с).

Малые времена жизни и невысокая подвижность носителей заряда (40 - 1000 см<sup>2</sup>/В·с); отмечен эффект увеличения времени жизни и диффузионной длины носителей заряда с ростом температуры.

Высокая скорость распространения акустических волн (7 - 8 км/с).

Низкий коэффициент затухания звука на сверхвысоких частотах (3 дБ/см на F = 1 ГГц).

Люминесцентная активность в широком диапазоне спектра (1,9 - 3,0 эВ) вплоть до УФ.

Наличие глубоких и мелких электрически активных центров (0,03 - 0,7 эВ).

Невысокая плотность поверхностных состояний на границе SiO<sub>2</sub>-SiC (10<sup>10</sup> - 10<sup>11</sup> см<sup>-2</sup>).

Низкая скорость генерационно-рекомбинационных процессов на границе SiO<sub>2</sub>-SiC.

Сильная зависимость электрических и оптических свойств от кристаллографической ориентации и политипной структуры.

## Технологические

Доступность и экологичность исходных компонентов:

- неограниченность источников сырья;

- типовые процессы переработки и очистки сырья;

- низкие энергетическая и экологическая нагрузки на биосферу.

Устойчивость к высоким температурам и химически активным средам:

- эффективная диссоциация (сублимация) при  $T > 2000$  °С и пониженных давлениях;

- отсутствие плавления при нормальных давлениях ( $T_{пл} \approx 3000$  °С при P = 35 атм);

- эффективное химическое травление в расплаве щелочей при  $T = 400$  °С и хлоросодержащих газах при  $T \approx 1000$  °С.

Эффект нестехиометрии при выращивании SiC и энергетических воздействиях на него.

Доступность легирования и сложность получения материала с собственной электропроводностью:

- эффективный донор - азот, акцепторы - алюминий и бор;
- широкий диапазон уровней легирования донорами и акцепторами от  $10^{15}$  до  $10^{21}$  см<sup>-3</sup>;
- легкость вхождения неконтролируемых примесей (фон ~  $10^{15}$  см<sup>-3</sup>);
- низкие коэффициенты диффузии примесей ( $10^{-13}$  -  $10^{-14}$  см<sup>2</sup>/с), за исключением В и Ве.

Наличие собственной маски на основе углерода.

Наличие собственного окисла SiO<sub>2</sub>.

Структурно-ориентационная селективность процессов роста, легирования, окисления:

- политипная избирательность;
- эффект полярности грани (0001) (кремниевая "Si", углеродная "C");
- наличие изоструктурных, изоэлектронных аналогов для гетероэпитаксии и синтеза твердых растворов (AlN, GaN).

К сожалению, такие достоинства карбида кремния, как устойчивость к химическому и термическому воздействию, высокая твердость, близкая к твердости алмаза и, кроме того, высокая температура выращивания SiC, а также активность кристаллизационной среды при высоких температурах синтеза в отношении вхождения неконтролируемых примесей, затрудняют реализацию процессов управляемого выращивания и микрообработки материала, что длительное время отрицательно сказывалось на развитии карбидокремниевых приборных направлений.

Основная попытка преодолеть технологический барьер для SiC при создании элементной базы радиоэлектроники была предпринята в 60-х - 70-х годах. Однако уровень технологии не позволил перейти к серийному производству большинства приборов на основе карбида кремния. В эти годы получили развитие в основном варисторы и традиционные для SiC светоизлучающие диоды. Лишь острая потребность в создании устройств, работающих в экстремальных условиях: аэрокосмический комплекс, ядерная энергетика, добыча и переработка полезных ископаемых, химическая индустрия, автомобилестроение (табл.1), а также разработанный в ЛЭТИ (СПбГЭТУ) метод выращивания объемных монокристаллов полупроводникового карбида кремния, определили с начала 90-х годов нарастающий интерес к этому соединению.

Проведенный авторами анализ позволил выделить приоритетные направления разработок в области приборов на основе карбида кремния с учетом их функционально-параметрических особенностей и условий эксплуатации (рис.1).

Прогресс в развитии карбидокремниевой элементной базы в настоящее время сдерживается рядом факторов:

- сложностью получения политипно однородных высокочистых или сильно легированных объемных кристаллов карбида кремния большой площади с низкой плотностью дефектов;

- ограничениями на применение к SiC стандартных групповых технологий из-за относительно малого размера подложек, а также в связи с недостаточностью проработки базовых операций микротехнологии карбида кремния, связанных с нанесением, удалением и модифицированием вещества;

- неразработанностью и неэффективностью способов изоляции и коммутации элементов карбидокремниевых приборов, предназначенных для работы в экстремальных условиях.

В рамках дальнейшего изложения представлены результаты решения основных физико-технологических проблем микротехнологии карбида кремния с целью реализации на его основе интегрально-групповых принципов при создании элементной базы различного назначения. Показано, что функциональные возможности материала определяются не только его фундаментальными, электрофизическими или теплофизическими свойствами, но и состоянием технологии получения на его основе микроэлектронных композиций.

Таблица 1

Матрица "разработка-применение"  
карбидокремниевых материалов и приборов

Области применения	Направления разработок			
	Компоненты			Покрытия
	аналоговых и цифровых радио- и оптоэлектронных систем	силовых и высоковольтных систем энергообеспечения	контрольно-измерительных систем	защитно-функциональные
<i>Системы специального назначения</i>				
Космические аппараты	+	o	+	+
Авиационная техника	+	o	+	+
Ядерные энергетические установки	o	+	+	+
Средства переработки и утилизации ядерных отходов	o	o	+	+
Радиолокационные средства	+	+	-	-
Средства связи	+	+	-	-
<i>Системы промышленного и гражданского назначения</i>				
Разведка и добыча полезных ископаемых	o	o	+	+
Автомобильный, железнодорожный и авиационный транспорт	o	+	+	+
Радиолокация и связь	+	+	-	-
Оборудование для химической и пищевой промышленности	o	-	+	+
Точное приборостроение	o	o	+	+
Медицина и экология	+	o	+	+

Условные обозначения: + - реальная потребность; o - перспективы применения; - - потребности не определены

**Выращивание объемных кристаллов карбида кремния.** В 1995 г. исполнилось 40 лет со дня разработки метода Лели, где предложено выращивать полупроводниковые кристаллы карбида кремния путем сублимации при температурах 2550 - 2600 °С. Этот метод является в определенном смысле модификацией метода Ачесона, и в его основу положено введение графитовой втулки (диафрагмы) в полость роста. Это обеспечило большую устойчивость возникновения кристаллов SiC, но не решило проблему спонтанного их зарождения. В течение многих лет исследователи различных стран пытались усовершенствовать метод Лели оптимизацией тепловых полей в зоне роста, управлением зародышеобразованием кристаллов путем введения перфорированных графитовых кристаллизационных втулок и затравочных кристаллов в зону роста (рис.2). Однако не удалось преодолеть основные недостатки, свойственные данному методу: высокие температуры процесса, плохо контролируемое зародышеобразование, малые размеры кристаллов, невозможность управления их формообразованием (растут ограненные пластинки) и контролируемого получения кристаллов различных политипов, неоднородность легирования и распределения дислокаций в выращенных кристаллах.

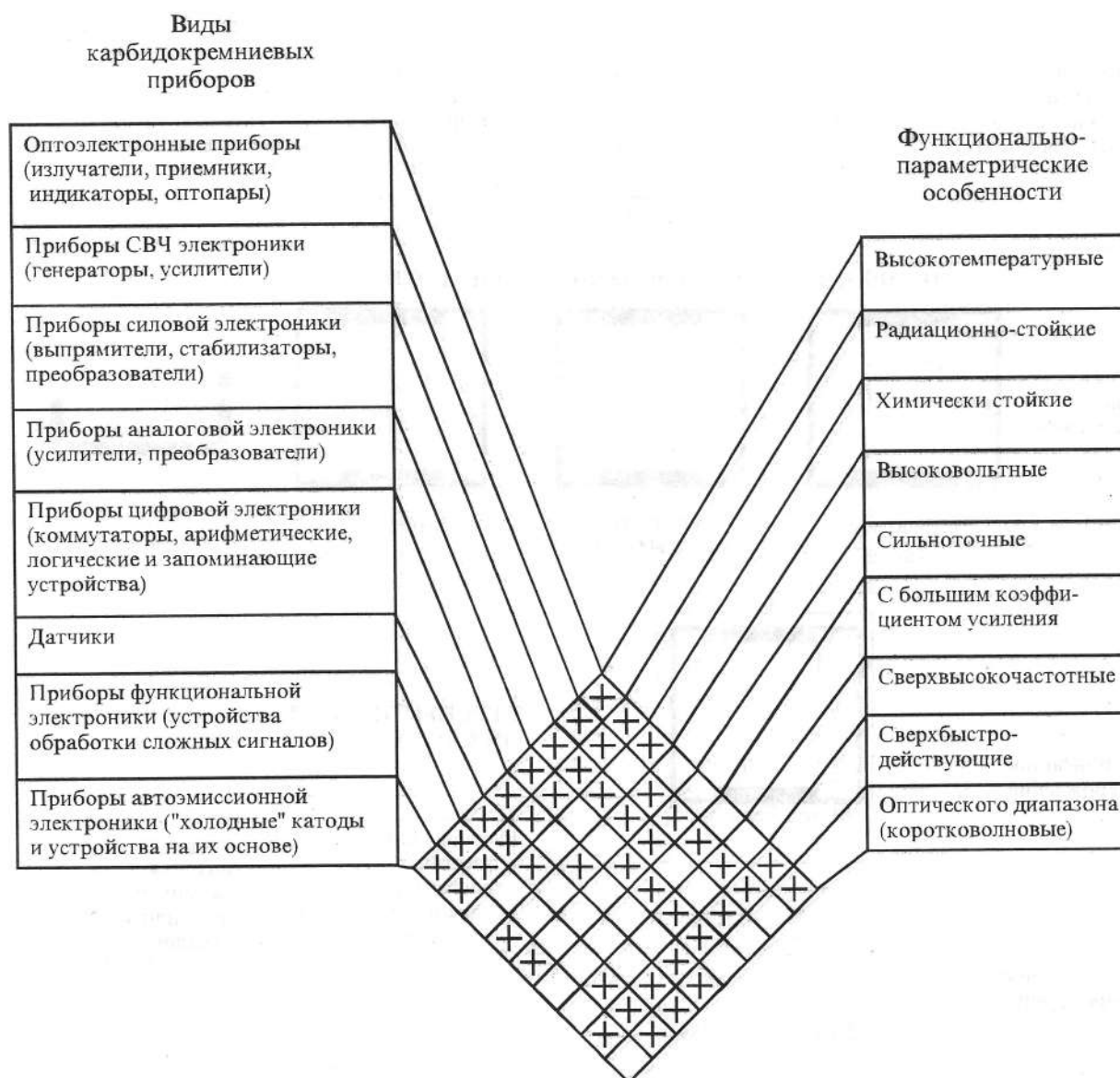


Рис. 1. Приоритетные направления (×) разработок в области приборов на основе карбида кремния

Исследования показали, что методом Лели устранить указанные недостатки практически невозможно, они являются его атрибутами. В ЛЭТИ были поставлены комплексные эксперименты по разработке альтернативных методов выращивания кристаллов карбида кремния. Термодинамический анализ возможности выращивания монокристаллов из расплава указывает на то, что собственный расплав SiC может существовать лишь при высоких температурах и давлениях. Это не позволяет рассчитывать на применение широко используемых в кремниевой технологии методов получения объемных монокристаллов. Проведенные к настоящему времени исследования процессов выращивания кристаллов из растворов-расплавов выявили на данном этапе их низкую эффективность при получении объемных монокристаллов, серьезную проблему подбора тигельных материалов и сред для удержания расплавов, захват растворителя растущим кристаллом.

С середины 70-х годов основное внимание специалистов было сосредоточено на изучении сублимационных процессов с целью использования их для разработки нового метода выращивания крупных объемных монокристаллов карбида кремния, пригодных для групповой технологии производства полупроводниковых приборов, который позднее был назван "методом ЛЭТИ".

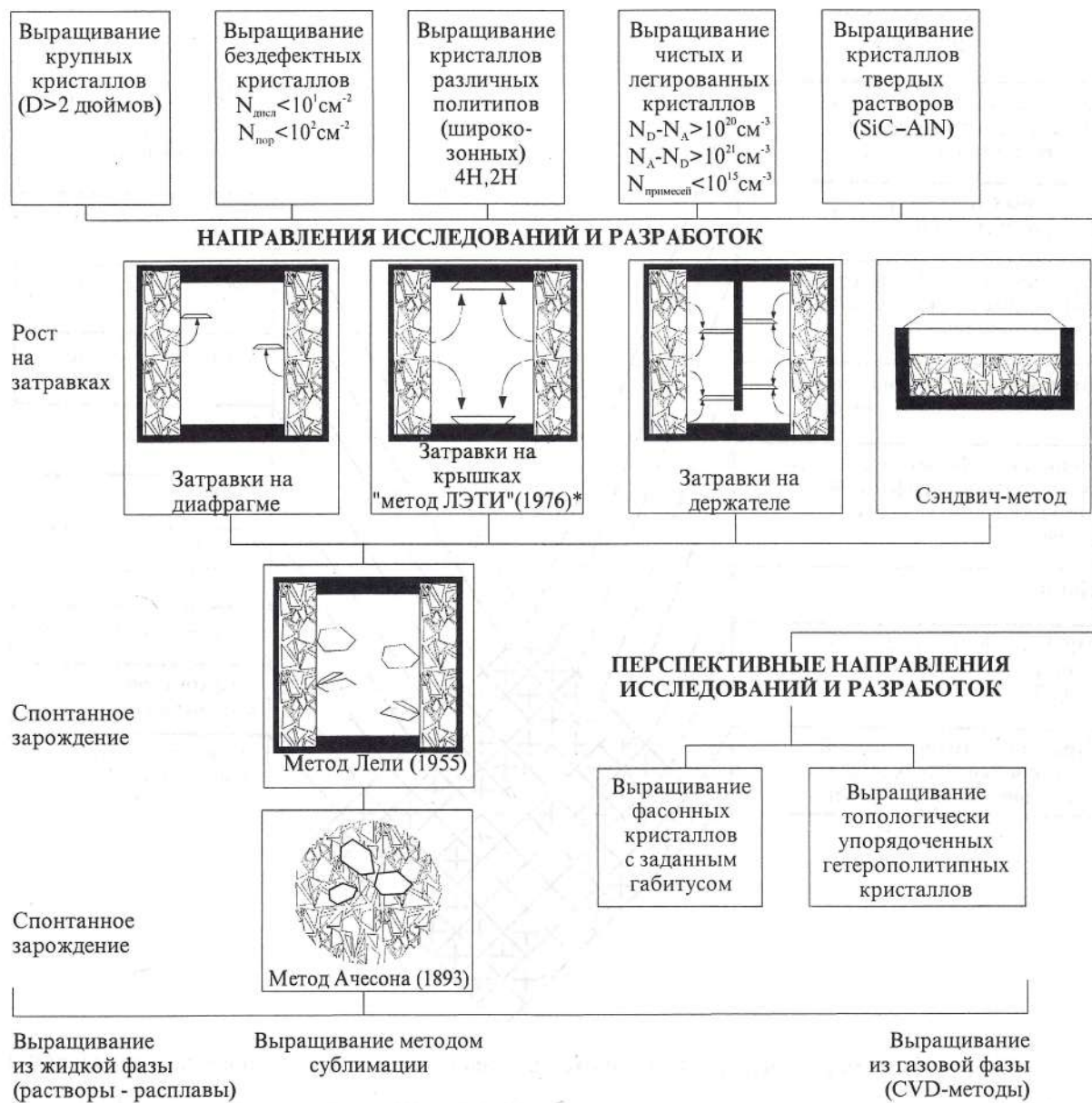


Рис. 2. Эволюция процессов выращивания кристаллов карбида кремния SiC

Детальные исследования процессов массопереноса паров карбида кремния в вакууме и различных газовых средах показали, что получение объемных монокристаллов SiC в вакууме возможно при таких низких температурах, как 1800 °С. В зависимости от состава и давления газовой среды в зоне роста получение монокристаллов карбида кремния с достаточно большими скоростями осаждения (до 1 - 10 мм/ч) возможно в интервале температур 1800 - 2600 °С. Основными этапами роста объемных монокристаллов карбида кремния являются: диссоциативная сублимация исходной шихты, массоперенос, процессы кристаллизации на затравке. Метод ЛЭТИ в настоящее время доминирует в технологии получения объемных монокристаллов карбида кремния (табл.2). За рубежом этим методом с использованием системы индукционного нагрева и непрерывной подпитки зоны роста были получены монокристаллы SiC диаметром более двух дюймов.

\* Доминирующая технология выращивания

Таблица 2

Сравнение параметров сублимационных методов выращивания монокристаллов карбида кремния

Параметры	Метод Лели	Метод ЛЭТИ
Диапазон температур выращивания кристаллов, °С	2550 - 2700	1800 - 2700
Скорость роста кристаллов в направлении [0001], мм/ч	0,2 - 0,3	До 10
Форма кристаллов	Чешуйки, пластинки	Объемные кристаллы
Возможность профилирования кристаллов	Нет	Есть
Размеры кристаллов	95 % кристаллов размером 3×3 мм	Физических ограничений нет; получены размеры: 60×60×30 мм
Возможность управления политипной структурой кристаллов	Нет	Есть
Плотность дислокаций, см <sup>-2</sup> ; характер их распределения	10 <sup>2</sup> - 10 <sup>4</sup> ; неоднородный, разупорядоченные слои	10 <sup>3</sup> - 10 <sup>5</sup> ; однородный, имеются перспективы снижения
Возможность управления основным составом кристаллов	Нет	Есть
Остаточная концентрация примесей, см <sup>-3</sup>	10 <sup>16</sup>	10 <sup>15</sup> ; имеются перспективы снижения
Предельный уровень легирования донорами, акцепторами, см <sup>-3</sup>	10 <sup>19</sup>	10 <sup>21</sup>
КПД использования шихты, %	< 3	> 90

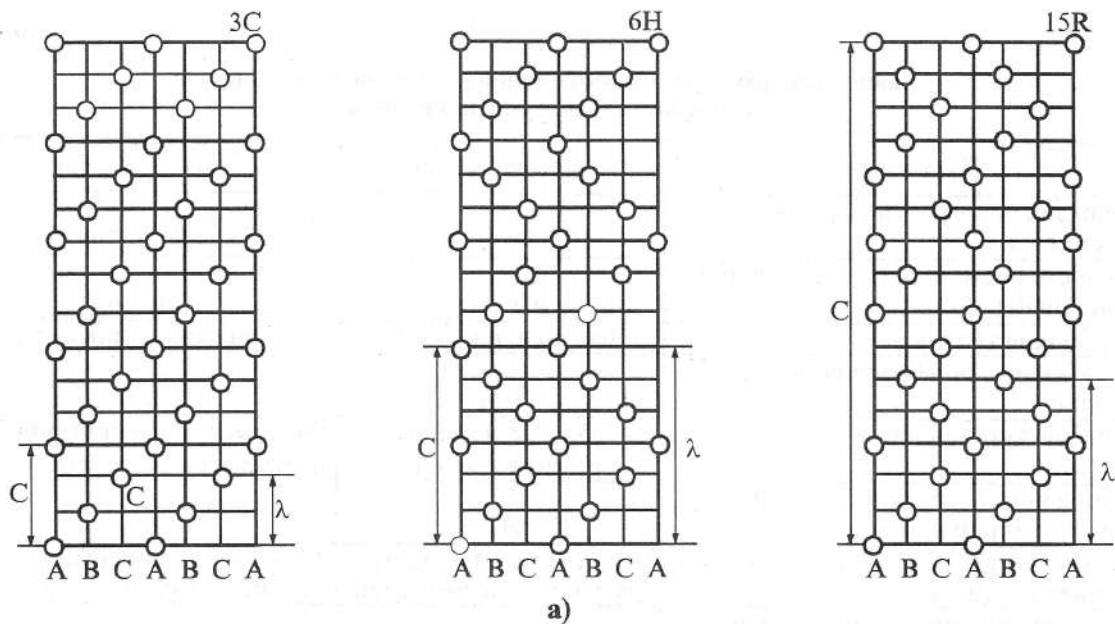
**Управляемый политипизм и политипная избирательность карбида кремния.** Близость свободных энергий образования различных политипных форм карбида кремния предопределяет сложность реализации управляемого синтеза материала определенной кристаллической структуры, иными словами, структура в энергетическом отношении безразлична к способу упаковки слоев. Поэтому ключевым моментом в решении вопроса использования карбида кремния как группы полупроводниковых материалов и превращения политипизма из технологического недостатка, свойственного данному соединению, в преимущество является осуществление управляемого синтеза определенных политипных форм. Это требует установления закономерности их появления на стадии зарождения, а также устойчивости при росте, в условиях вариации параметрами процесса кристаллизации.

Согласно данным, приведенным в "Свойствах карбида кремния", близость свободных энергий образования различных структурных состояний SiC, а также, как правило, высокие потенциальные барьеры, разделяющие данные структурные состояния и препятствующие протеканию твердофазных объемных превращений, не позволяют с позиций классической термодинамики предсказать появление определенных политипов. Отражением этого является констатация в литературе фактов:

- получения различных политипов SiC в идентичных условиях кристаллизации (например, 6H, 4H, 3C-SiC);
- получения одной и той же модификации при широких вариациях параметров процесса роста (например, 6H-SiC);
- отсутствия ряда "простых" классических модификаций (например, 2H-SiC) в широком диапазоне условий синтеза.

Известные теории образования и идентификации политипов (рис.3) не объясняют всей совокупности экспериментальных фактов, так как ориентированы либо на кинетические особенности роста, либо только на термодинамически равновесные факторы структурообразования SiC.

С целью улучшения прогнозируемости и управления ростом политипов SiC предложены новый подход и новая форма упорядочения политипного множества - политипная



а)

Обозначения поли типов				Процент гексагональности $\Gamma$
Символы Рамследа (H,R,C)	Символы плотнейшей упаковки (A,B,C)	Символы Белова (K,Г)	Символы Жданова (m,n)k	
3C	ABCABC	KKKKKK	$\infty$	0
2H	ABABAB	GGGG	(11)	100
6H	ABCACBABCACB	GKKGKKGKKGK	(33)	33,3
15R	ABCACBСAВАСAВСВ	GKKGKKGKKGKKGK	(23)3	40

б)

Рис. 3. Классические формы представления (а) и упорядочения (б) поли типного множества

диаграмма (рис.4), построенная в координатах “кратчайший пространственный период трансляции  $\lambda$  - процент гексагональности  $\Gamma$ ”. Она представляет структурные особенности поли типов и отражает как кинетические, так и термодинамические аспекты их структурообразования. Пунктиром выделена зона наиболее вероятного образования поли типов.

Предлагаемый подход к проблеме поли типизма заключается в учете сочетания равновесных термодинамических и кинетических ростовых факторов при образовании поли типов. Согласно поли типной диаграмме SiC, термодинамически устойчивой (в некотором широком диапазоне условий синтеза) является смешанная структура “вюрцит-сфалерит” с определенным процентом гексагональности (см.рис.4). На практике это проявляется в разупорядоченных D-слоях на начальных стадиях роста карбида кремния. Кинетика слоисто-спирального роста SiC обуславливает разнообразие поли типных форм, но в пределах близости к равновесному состоянию с определенным процентом гексагональности. Данная закономерность отчетливо проявляется на поли типной диаграмме. В процессе роста при слабой термодинамической различимости поли типов возможно сосуществование нескольких поли типов или копирование структуры подложки. В то же время при высоких пересыщениях большее влияние на устойчивость поли типов оказывают кинетические факторы. Это приводит к доминированию поли типов с более коротким периодом трансляции решетки, что подтверждено экспериментально. Данный подход позволяет объяснить закономерности образования поли типного множества SiC.

Авторами сформулированы принципы управления структурообразованием поли типных веществ, классическим представителем которых является карбид кремния. В основе предлагаемых принципов лежит положение о том, что для открытых систем традиционные термодинамические критерии управления структурой веществ, обладающих поли-

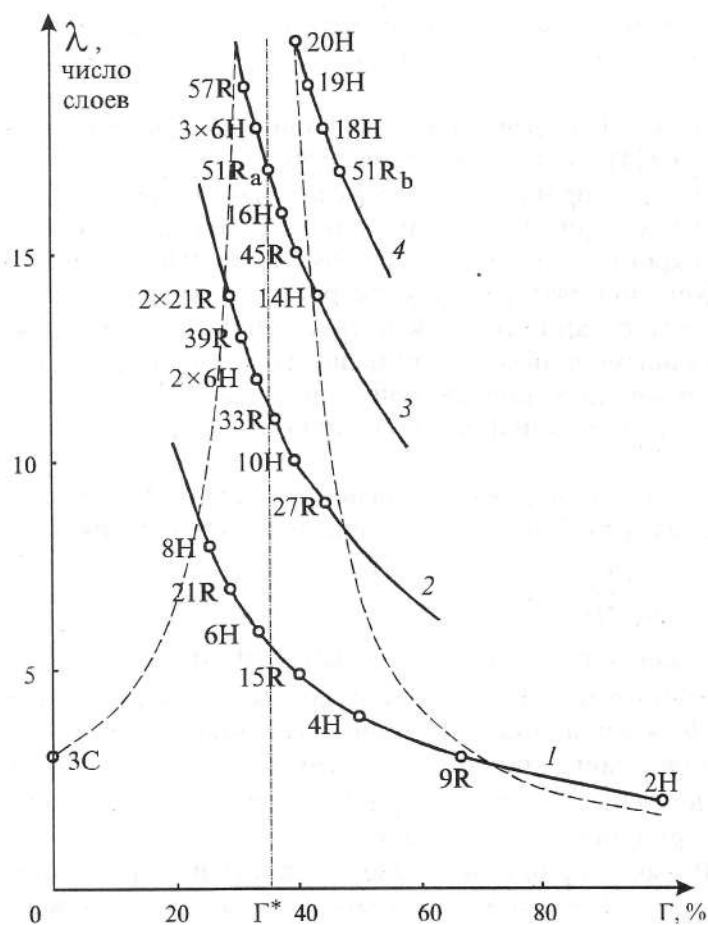


Рис. 4. Политипная фазовая диаграмма:  
1-4 - политипные ряды

временные характеристики процесса являются определяющими в структурообразовании, интегрируя функции параметров и критериев управления, устанавливая причинно-следственную связь в кинетическом фазовом переходе в рамках положения: "всякое структурообразование есть процесс, развивающийся во времени и пространстве, и каждой структуре свойственно характеристическое время упорядочения или корреляции, определяющее ее индивидуальность и позволяющее осуществлять временную селекцию структур".

Воспроизведение политипной формы на стадии роста подразумевает упорядочение кристаллизационной среды в потенциальных полях субстрата, практически это считывание структурной информации кристалла. Образовавшаяся кристаллическая форма может быть воспроизведена лишь в определенных пределах устойчивости, когда исходная информационная матрица способна к самовосстановлению в условиях генерации ошибок из-за неполноты упорядочения или примесного сбоя. Если ошибка становится источником нового структурного кода, который производит более устойчивый для данных условий тип структуры, то происходит смена информационной матрицы.

Формализация временного критерия устойчивости сводится к следующему. Так как каждой пространственной периодичности свойственно характерное время ее организации (т.е. упорядочения)  $\tau_i$ , определяемое движущей силой упорядочения  $F_i$ , подвижностью процессов упорядочения  $\mu_i$  и пространственным периодом трансляции  $\lambda_i$ , то может быть введено ограничение по скорости матричной репликации структуры, основанное на соотношении характерного времени упорядочения  $\tau_{ni}$  частиц в потенциальных полях подложки политипа с пространственной периодичностью трансляции  $\lambda_i$  и времени  $\tau_v$  потери подвижности частиц:  $\tau_{ni} / \tau_v < 1$ .

типизмом, неэффективны, и возникновение определенного вида структурной упорядоченности следует рассматривать как структурную адаптацию в результате одновременного протекания двух процессов:

- матричного копирования (репликации), несущего на себе доминирующее возмущение со стороны матрицы-субстрата;

- самоструктурирования в открытой неравновесной системе с доминированием пространственно-временного фактора упорядочения.

Принцип матрицы проявляется в репродукции исходного упорядочения с сохранением структурно-топологической информации или ее обновлением (трансформацией) через возникновение в объекте или на его поверхности изоморфной структуры при реализации процессов в квазиравновесных условиях, обеспечивающих наследование матрицы.

Фактор пространственно-временного упорядочения проявляется в том, что при термодинамической неразличимости структур в условиях материальных систем с пространственно-временным полиморфизмом

Данное соотношение характеризует устойчивость наследования матрицы. При обратном знаке неравенства происходит переход в область структур с меньшей протяженностью периода  $\lambda_i$ .

Сформулируем основные положения так называемой “эволюционно-генетической” модели политипизма, разработанной в ЛЭТИ в конце 70-х - начале 80-х годов.

Поскольку организация структуры может происходить как вследствие диффузионных процессов - путем коррелированных блужданий частиц в поле потенциальных сил подложки, так и за счет образования конкретной “архитектуры” связей бездиффузионным способом, то под подвижностью следует понимать среднюю скорость дрейфа аккомодирующей частицы или среднюю скорость организации связей на единичную упорядочивающую силу. При диффузионном механизме поиска потенциального минимума для аккомодации частиц в структуру с конкретной политипной периодичностью следует рассматривать упорядочение в поле сил информационной политипной составляющей потенциальных полей субстрата.

Окончательно критерий смены политипной формы с использованием параметров системы “подложка - кристаллизационная среда” может быть записан в виде условия

$$\frac{\lambda_i^2 k T V_\tau}{A \Phi_0 D \delta} > 1,$$

где  $k$  - постоянная Больцмана;  $V_\tau$  - скорость роста;  $A$  - численный коэффициент, учитывающий изменение амплитуды политипного потенциала для модификаций с различной пространственной периодичностью;  $\Phi_0$  - амплитуда политипного потенциала субстрата;  $D$  - коэффициент диффузии, отражающий миграционную способность частиц в приповерхностной области твердого тела;  $\delta$  - толщина “информационного монослоя”.

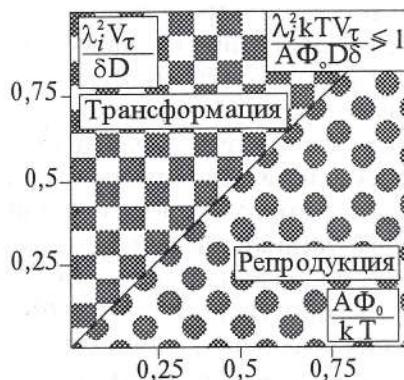


Рис.5. Кинетический критерий устойчивости и смены политипной формы

Время  $\tau$ , принимается равным времени образования монослоя. Последнее выражение позволяет представить поле режимов роста с разделением на две области (рис.5): область воспроизведения политипной формы при малых скоростях роста и больших поверхностных подвижностях и область смены политипной формы на структуру с меньшей длиной пространственной периодичности. Без учета избирательности потенциального рельефа подложки к различным группировкам частиц кристаллизационной среды, образующимся непосредственно вблизи границы раздела фаз “твердое - жидкость (газ)”, смена исходной политипной формы на структуру с меньшим пространственным периодом трансляции возможна за счет использования высоких скоростей кристаллизации

или при переходе к средам, где имеет место невысокая подвижность частиц в процессе упорядочения.

В рамках практического использования принципов матрицы и критерия временной устойчивости структуры были разработаны процессы эпитаксии редких, наиболее широкозонных политипных форм 2H и 4H-SiC. Следует считать, что наибольшую высокую практическую значимость представляет не просто синтез определенных политипных форм SiC, а реализация таких процессов, когда в едином объеме преднамеренно создается требуемое их сочетание, т.е. формируется гетерополитипная композиция из материалов с высокими кристаллохимической и термомеханической совместимостями.

На основании критерия временной устойчивости и принципа матрицы сформулирован ряд положений, которые должны быть учтены на стадии проектирования и формирования различных гетерополитипных композиций.

1. Сохранению политипной формы подложки способствует проведение процесса кристаллизации в квазиравновесных условиях.

2. Высокие скорости кристаллизации предпочтительны для образования короткопериодных политипных форм.

3. Трансформация политипной формы подложки облегчена в условиях ликвидации передачи от нее политипной структурной информации:

- при гетерополитипной эпитаксии в качестве базисной грани кристалла-подложки следует выбирать такую, для которой характерно минимальное проявление структурной политипной информации, в случае SiC - это сингулярные грани (0001) и (000 $\bar{1}$ );

- при использовании подложки, подвергнутой травлению, для смены политипа при эпитаксии предпочтительна грань с "неселективным" (полирующим) характером травления;

- естественная ростовая поверхность является сильным источником политипной информации и предпочтительна при необходимости воспроизведения политипной формы подложки.

4. Рациональным направлением получения гетерополитипных композиций в виде топологических "мозаик" является локальное изменение условий кристаллизации:

- частичное маскирование подложки от потока материнской среды, т.е. создание пространственных перепадов в скоростях кристаллизации;

- создание локальной неоднородности подложки по величине амплитуды исходной политипной информации с помощью различных методов обработки субстрата;

- реализация локальной активации процесса роста иной политипной формы за счет целенаправленного избирательного изменения условий синтеза непосредственно на поверхности подложки (например, внесение центров определенного состава и структуры по заданному топологическому рисунку);

- реализация локальной активации процессов в кристаллизационной среде за счет использования внешних источников направленного воздействия.

Общий алгоритм управления политипами в процессе роста приведен на рис.6.

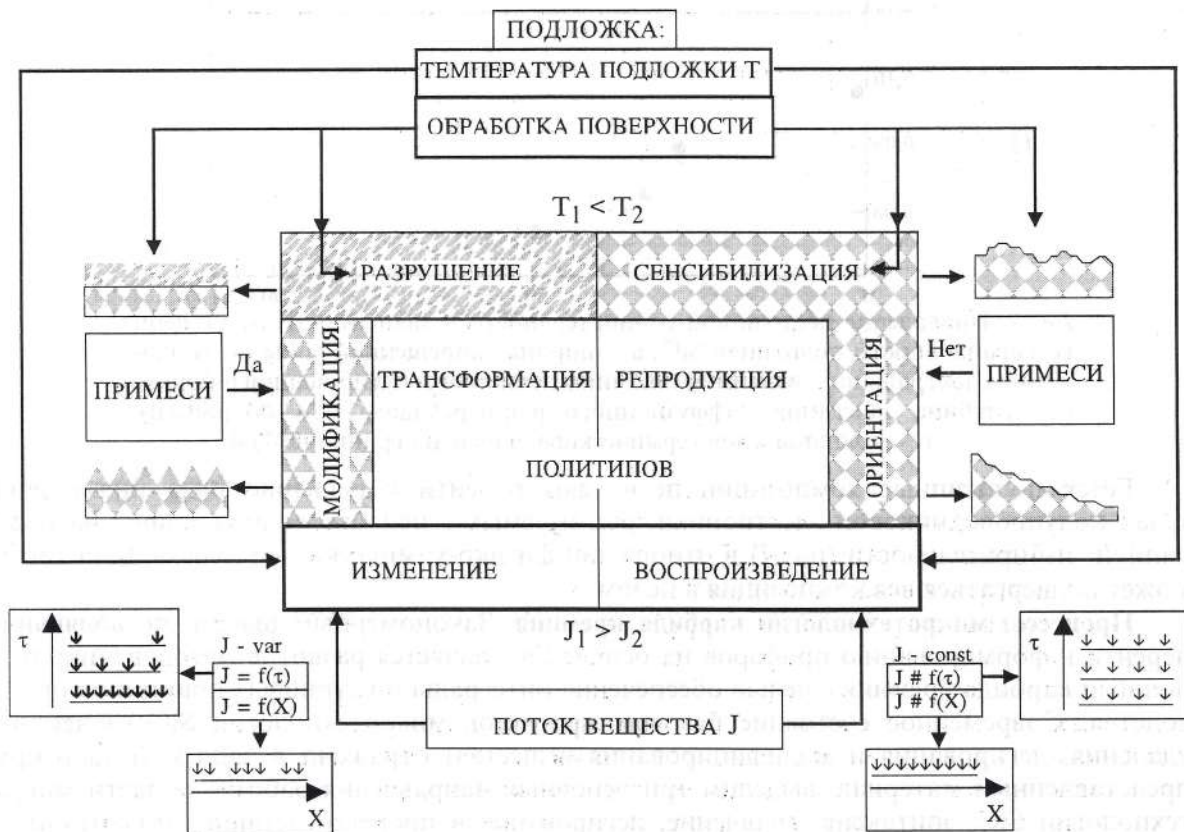


Рис.6. Алгоритм управления политипами в процессе роста

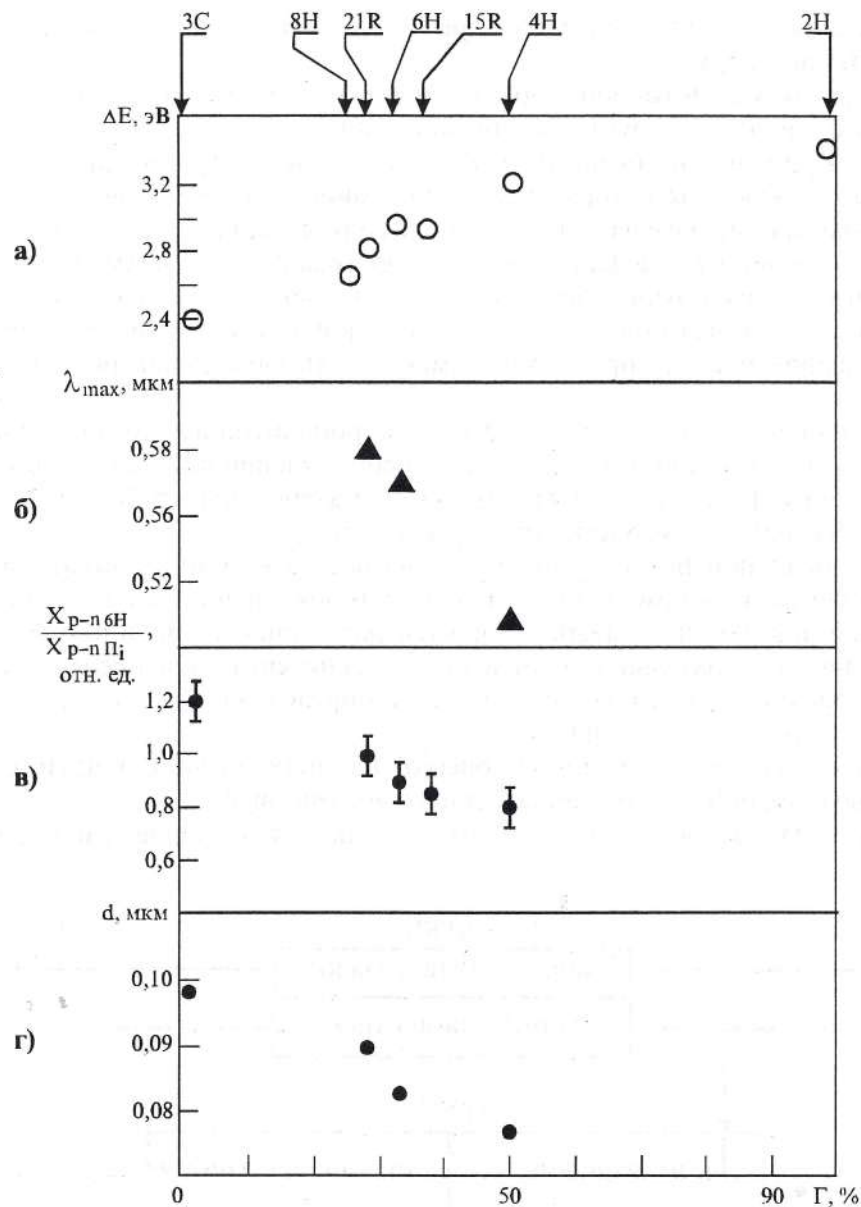


Рис. 7. Проявление политипной избирательности в зависимости от степени гексагональности политипов SiC: а - ширина запрещенной зоны; б - положение спектрального максимума люминесценции SiC, легированного бором; в - глубина залегания диффузионного р-п-перехода: nSiC(N)-pSiC(B); г - толщина слоя термического окисла на грани (0001)Si

Гетерополитипные композиции позволяют перейти к решению ряда инженерных задач полупроводниковой электроники, реализуемых с использованием принципа политипной избирательности (рис.7) в отношении физико-химических воздействий, которым может подвергаться вся композиция в целом.

**Процессы микротехнологии карбида кремния.** Закономерным шагом, позволяющим перейти к формированию приборов на основе SiC, является развитие методов микротехнологии карбида кремния с целью обеспечения интегрально-групповых принципов производства. Современное состояние базовых процессов микротехнологии SiC (нанесения, удаления, легирования и модифицирования вещества) отражено в табл.3. Детализируя представленный материал, выделим три основных направления работ в области микротехнологии SiC: эпитаксия, травление, легирование в процессе ионной имплантации и диффузии.

Таблица 3

## Базовые процессы микротехнологии карбида кремния

Эпитаксия	Травление	Легирование, модифицирование
Газофазная*: низкотемпературная высокотемпературная Сублимационная*: сэндвич-метод метод свободнорастущего кристалла Жидкостная: метод взвешенной капли зонная плавка с градиентом температуры Атомно-молекулярная Ионно-химическая Твердофазная (эндотаксия)	Жидкостное*: расплав щелочей Ионно-химическое Газовое (высокотемпературное) Термическое (сублимационное) Электролитическое Корпускулярно-лучевое: ионное электронное лазерное	Ионная имплантация* Диффузия*: высокотемпературная низкотемпературная (стимулированная) Окисление*: термическое анодное ионно-плазменное имплантационное Нитрирование: ионно-плазменное имплантационное Протонизация Графитизация: термическая корпускулярно-лучевая Реструктуризация: термическая электролитическая корпускулярно-лучевая

\* Доминирующие процессы

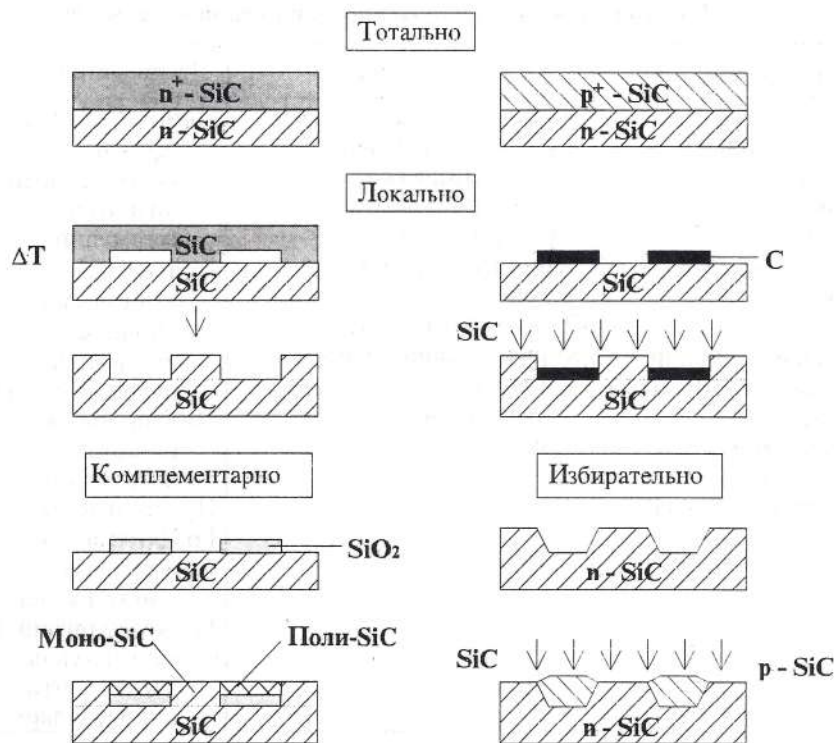
В настоящее время реализованы три основных варианта эпитаксиального роста SiC: гомоэпитаксия, гетероэпитаксия и гетерополитипная эпитаксия (рис.8). При проведении процессов гетероэпитаксии несомненный интерес представляет использование явления структурного и ориентационного изоморфизма в системах SiC–AlN, SiC–GaN. В работах авторов нитрид алюминия наносился на подложки сапфира и кремния диаметром до 76 мм. Процесс гетероэпитаксии карбида кремния на данную изолирующую подложку осуществлялся ионно-химическим методом при температуре подложки 1000 °С.

Разрабатываемый процесс гетероэпитаксии имеет пять основных особенностей:

- низкотемпературное получение ориентированных слоев SiC на инородных подложках большой площади;
- получение ориентированных слоев SiC на диэлектрических подложках;
- получение слоев SiC с ориентацией, отличной от традиционной базисной;
- получение слоев SiC редкого, наиболее широкозонного политипа 2H;
- получение ориентированных слоев SiC на основе стандартной аппаратуры для нанесения вещества в вакууме.

Известно, что синтез любого микроэлектронного прибора включает топологические операции. В случае локальной эпитаксии SiC способы локализации роста карбида кремния на заранее определенных участках поверхности подложки могут быть разделены на три группы: осаждение в окнах маскирующего покрытия, нанесенного на поверхность подложки; осаждение на участках, ограниченных условиями подвода кристаллизующего вещества; осаждение на активированных участках поверхности подложки. Локальный рост монокристаллического карбида кремния на подложках SiC был обеспечен частичным маскированием поверхности кристалла - подложки при использовании источника паров произвольной формы. Выбор в качестве материала маскирующего покрытия углерода предопределил и два возможных пути формирования защитного покрытия при локальной эпитаксии SiC. Первый основан на получении так называемой "внешней" контактной маски, во втором "собственное" маскирующее покрытие создавалось непосредственно из материала подложки, т.е. использовалась частичная графитизация поверхности подложки путем локального нарушения стехиометрии в пользу углерода.

**Гомоэпитаксия**



**Гетероэпитаксия**



**Гетерополитипная эпитаксия**

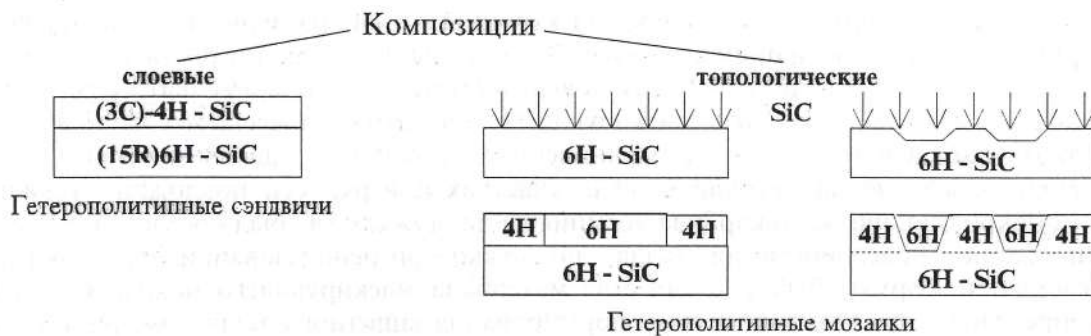


Рис. 8. Основные варианты эпитаксиального роста SiC

Вариантом локальной эпитаксии, осуществляемой путем осаждения на участках, ограниченных условиями подвода кристаллизующегося вещества, является эпитаксия SiC сэндвич-методом. Один из возможных вариантов осуществления процесса - приведение в плотный контакт подложки с подпиткой, имеющей трехмерный топологический рисунок, созданный профилированием поверхности. Помещение сэндвича в зону с температурным градиентом позволяет инициировать процесс переноса в местах контакта подпитки и подложки.


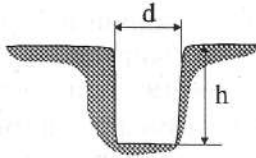



Технологическим приемом, имеющим принципиальное значение для реализации данного метода локальной эпитаксии, является использование "маскированных" источников SiC. Способы нанесения защитных покрытий не отличаются от ранее рассмотренных в методе эпитаксии с нерегламентированным источником паров.

С целью сохранения планарности при синтезе карбидокремниевых твердотельных структур было также предложено одновременное выращивание поли- и монокристаллических слоев карбида кремния заданных рисунков, используя изменение каталитической активности поверхности кристалла - подложки SiC на участках роста поликристалла, через локальную пассивацию подложки тонким слоем диоксида кремния. Установлено, что обогащение кристаллизационной среды кремнием, а также увеличение пересыщения инициируют рост SiC на поверхности пассивирующего слоя, создавая предпосылки к самопроизвольному его зарастанию.

При реализации процессов микропрофилирования SiC (табл.4) локальным удалением вещества установлено, что в случае химического травления в расплаве щелочей сингуляр-

Таблица 4

Микропрофилирование кристаллов карбида кремния

Вид обработки	Особенности обработки		
	Профиль рельефа	$d/h$	Ограничения
Химическое травление (расплав щелочей)		$\approx 1$	Получение рельефа лишь на "углеродной" грани (0001). Низкое разрешение. Необходимость предварительного маскирования
Термическое травление		$\leq 1$	Высокие температуры термообработки. Необходимость предварительного маскирования. Предпочтительность получения рельефа на "углеродной" грани (0001). Низкая скорость травления
Ионно-химическое травление		$\leq 1$	Высокая скорость травления. Сложность обеспечения анизотропии травления. Образование продуктов реакции на боковых стенках. Блокирование процесса травления боковых стенок
Электронно-лучевое скрайбирование		$> 1$	Обработка в вакууме. Наличие продуктов обработки в зоне. Термические напряжения
Лазерное скрайбирование		$\leq 1$	Выброс продуктов обработки - образование бортиков. Термические напряжения

ных граней (0001) "углеродная" обеспечивает лучшие результаты по воспроизводимости геометрии топологических фигур. Необходимый рисунок маски создается фотолитографией по маскирующему покрытию (алюминию), который предварительно наносится на подложку карбида кремния.

Хорошо управляемым процессом микропрофилирования SiC, обеспечивающим высокое разрешение, следует признать термическое травление. Для его реализации может быть использована система, применяемая в случае локальной эпитаксии сэндвич-методом, вследствие принципиальной обратимости в ней направления "транспорта" за счет изменения направления градиента температуры.

Наряду с возможностью микропрофилирования SiC химическим или термическим травлением может быть использовано электронно-лучевое и лазерное скрайбирование. При электронно-лучевой обработке увеличение ускоряющего напряжения (так же, как и тока луча) способствует преимущественному росту глубины профиля  $h$  по сравнению с его шириной  $d$ , тем не менее для данного вида обработки типично соотношение  $d/h > 1$ . При лазерном воздействии на карбид кремния принципиально может быть достигнуто высокое разрешение, которое, по существу, определяется возможностями оптической фокусирующей системы, причем глубина профиля обычно превосходит его ширину.

В настоящее время наибольшее практическое использование получило ионно-химическое травление. Отличительной особенностью предложенного нами метода "сухого" травления SiC является введение сканирующего магнитного поля, обеспечивающего перемещение зоны ионного воздействия по поверхности образца, что позволяет поддерживать высокую однородность травления, минимизировать рассеиваемую мощность и обеспечивать необходимое время на протекание процессов релаксации в обрабатываемом объекте с целью минимизации дефектообразования в приповерхностном слое SiC. Разработанная технология позволяет также осуществлять локальное травление SiC с использованием стандартных фоторезистивных масок, что положительно сказывается на достижении высокого пространственного разрешения. Реакционно-активными газами при ионно-химическом травлении карбида кремния являются  $SF_6$ ,  $NF_3$ ,  $CF_4$ ,  $XeF_2$ . При использовании в качестве активного газа  $CHF_3$  была достигнута высокая селективность сухого травления в системе SiC-SiO<sub>2</sub>.

Для локального легирования карбида кремния (рис.9), т.е. получения топологически управляемой концентрационной неоднородности в кристалле SiC, могут быть использованы методы диффузии и ионной имплантации. Наибольшее распространение получило введение в SiC таких акцепторных примесей, как алюминий и бор. В методе ионной имплантации возможны различные варианты маскирующих слоев, известные из "кремниевой" интегральной технологии. При осуществлении локальной диффузии, требующей высокой температуры (более 2000 °C), невозможно применение масок из SiO<sub>2</sub>, вследствие чего в качестве диффузантов могут использоваться локальные слои, получаемые специальной обработкой углеродосодержащих составов, в которые вводятся легирующие добавки.

Другим направлением модифицирования карбида кремния, относящимся непосредственно к поверхности SiC, является его окисление. Известны три основных варианта окисления SiC: термическое, анодное и ионно-имплантационное. Реализация термического окисления не требует специальной технологической оснастки, отличной от используемой при получении SiO<sub>2</sub> на кремнии. Отмечается лишь значительное снижение скорости окисления карбида кремния по сравнению с кремнием, а также различие в скоростях окисления "кремниевой" и "углеродной" граней (0001) карбида кремния в пользу "углеродной" грани.

Использование ионной имплантации кислорода в карбид кремния создает предпосылки к получению структур со скрытыми изолирующими слоями - аналог кремниевой SIMOX-технологии.

Для получения определенного рисунка слоев SiO<sub>2</sub> могут быть использованы стандартные фотолитографический и технокимический процессы.

Легирование и модифицирование

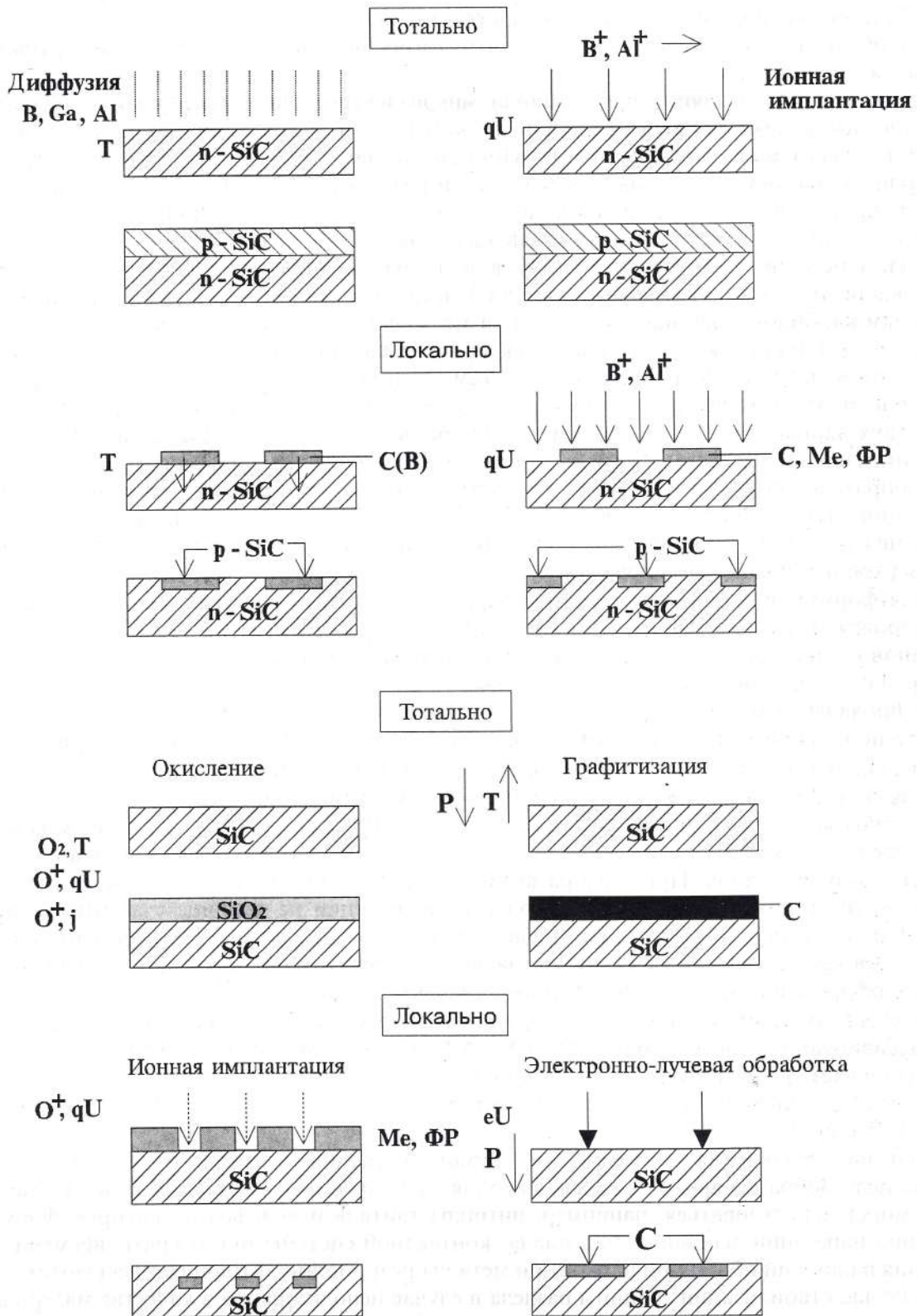


Рис. 9. Легирование и модифицирование SiC

Наряду с окислением SiC, исходя из его химической формулы и различий в упругости паров основных компонентов, по отношению к SiC могут быть реализованы процессы графитизации путем нагрева в вакууме при температуре порядка 2000 °C либо локальной электронно-лучевой обработки при плотностях мощности более  $10^6$  Вт·см<sup>-2</sup>. Графитизированные области представляют интерес в технологии SiC как собственные маскирующие покрытия.

**Коммутация и изоляция при создании микроэлектронных структур на основе SiC.** В микроэлектронике вопросы изоляции и коммутации элементов микроэлектронных структур являются фундаментальными. Постановка данных задач для SiC определяется необходимостью осуществления гальванической развязки или связи между элементами в объеме "кристалла" карбида кремния при создании на его основе устройств в интегральном исполнении, а также некоторых видов дискретных приборов.

В силу особенностей применения SiC в экстремальной электронике рационально использование двух основных направлений в области коммутации: коммутация сильнолегированным карбидом кремния и коммутация металлическими композициями, устойчивыми к воздействию экстремальных факторов. Практика показала, что сложность локализации диффузионных процессов в объеме кристалла SiC из-за высоких температур диффузии и отсутствия эффективных маскирующих покрытий предопределяет возможность двух вариантов создания объемной токоразводки в SiC: использование локальных ионно-имплантированных слоев и получение токопроводящих шин методом локальной или избирательной эпитаксии (см.рис.8). Ограниченность применения метода ионной имплантации связана со сложностью получения токопроводящих слоев с низким значением сопротивления из-за относительно малой их толщины и структурного разупорядочения при сверхбольших дозах легирования.

Для формирования в объеме карбидокремниевой структуры скрытых токопроводящих дорожек целесообразно использовать эпитаксию сильнолегированного SiC как n- так и p-типов на предварительно микропрофилированную кристалл - подложку SiC. Заращение профилей связано со смыканием боковых стенок "паза" вследствие избирательности роста, проявляющейся в превышении тангенциальной составляющей скорости роста над нормальной. Полученные авторами таким способом заглубленные сильнолегированные эпитаксиальные шины обладали удельным сопротивлением менее 0,005 Ом·см.

Для экстремальной электроники одной из основных проблем является надежность металлических контактных и коммутационных систем. Воздействию экстремальных факторов подвергается как внешняя поверхность металлической системы, так и граница раздела металл - полупроводник. При этом развиваются процессы трех основных типов: эрозия поверхности, взаимная диффузия и твердофазные реакции на границе с полупроводником. Используя обширный литературный материал и собственные экспериментальные данные, авторы делают следующие заключения относительно особенностей конструктивного оформления высокотемпературных контактных систем.

При эксплуатации контактов на воздухе в условиях температур порядка 400 °C наличие пассивирующих слоев в виде SiO<sub>2</sub>, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, AlN и алмазоподобного углерода значительно увеличивает эксплуатационную надежность любой системы металлизации, в том числе на основе тугоплавких металлов и их композиций: Ni, Ta, W, Mo, Ti, Ti/Au, Ti/W, Ni/Ti/W, Ta/W, Al/W.

С целью подавления ускоренной диффузии на границе контакта металл - полупроводник целесообразно введение слоев, выполняющих функцию барьера. В качестве таких слоев могут использоваться, например, нитриды тантала и вольфрама, которые формируют при нанесении основного материала контактной системы путем кратковременного введения в рабочий объем при напылении металла реакционно-активного газа (азота).

С целью стабилизации границы раздела в случае использования в качестве материала непосредственного контакта к SiC никеля целесообразна традиционная операция вжигания металла при температурах 1000 °C. При обычных уровнях легирования карбида кремния  $10^{17}$  -  $10^{18}$  см<sup>-3</sup> типичные значения переходного сопротивления для большинства кон-

тактных систем имеют величину порядка  $10^{-3} - 5 \cdot 10^{-6}$  Ом·см<sup>2</sup>. Изменение температурных условий нанесения металлов в ряде случаев позволяет перейти от "омических" контактов к барьерам Шотки.

Особым конструктивным элементом любой сложной микроэлектронной композиции является изоляция элементов. Известно, что основными критериями при выборе изоляции являются степень интеграции и стоимость изделия, режимы и условия эксплуатации. Обычные требования к изоляции элементов сводятся к минимизации размеров изолирующих областей, токов утечки, паразитных емкостей и обеспечению высокой теплопроводности композиции. Опыт кремниевой электроники показал, что изоляция обратносмещенным p-n-переходом неэффективна и практически невозможна в экстремальных режимах эксплуатации. С учетом планируемых областей использования SiC для приборов на его основе должен развиваться метод изоляции диэлектриком, аналог метода "кремний на изоляторе" (КНИ).

В настоящее время известны две основные модификации метода КНИ: технология "кремний на сапфире" (КНС) и SIMOX-метод, т.е. изоляция с использованием "глубинной" ионной имплантации кислорода в кремний с образованием после отжига заглубленного изолирующего слоя диоксида кремния в приповерхностном слое кремниевой пластины. Представляется, что с учетом наличия в технологии SiC структурно-изоморфной пары SiC-AlN с высокой кристаллохимической совместимостью (расхождение решеток 1 %) и близостью температурных коэффициентов линейного расширения ( $5 \cdot 10^{-6}$  K<sup>-1</sup>), а также в связи с ярко выраженными диэлектрическими свойствами AlN ( $E = 6,2$  эВ,  $\rho > 10^9$  Ом·см) для изоляции элементов в карбидокремниевой электронике целесообразно использование структур "карбид кремния на нитриде алюминия". Дополнительным достоинством данной композиции является то, что нитрид алюминия высокого структурного совершенства может быть нанесен на подложку кремния и сапфира. Данный подход определяет и возможность частичного решения проблемы "подложки" в технологии карбида кремния. Ограничение связано лишь с условиями нанесения SiC, при которых инородная подложка должна быть устойчива.

Особенностью реализации изоляции элементов с использованием AlN является и возможность нанесения нитрида алюминия на карбидокремниевую подложку, а также обеспечение полной изоляции SiC элементов за счет "погружения" карбида кремния в нитрид алюминия боковым зарастанием последним островков SiC. Это придает данной композиции сверхустойчивость к внешним воздействиям.

На рис.8, приведенном выше, представлен также вариант изоляции, реализованный совсем недавно, - осаждение слоев SiC на структуру SOI. По утверждению авторов этого способа, в данном случае имеет место рост 3C-SiC. Однако для обеспечения такого ориентированного роста под карбидом кремния должен находиться слой кремния, поэтому фактически базовой композицией будет структура SiC-Si-SiO<sub>2</sub>-Si, имеющая определенные ограничения для использования. По мнению авторов данной статьи, гетероэпитаксиальные структуры SiC на AlN более перспективны из-за многообразия возможностей в силу идеального сочетания материалов с различными свойствами.

**Композиция "карбид кремния - нитрид алюминия".** Интерес к композиции SiC-AlN определяется следующими особенностями:

- структурным изоморфизмом SiC и AlN, предопределяющим возможность направленного синтеза редкого, наиболее широкозонного политипа 2H-SiC на подложке AlN со структурой вюрцита, а также получением слоев SiC с нетрадиционными ориентациями, отличными от (0001);

- кристаллохимической совместимостью SiC и AlN, включая взаимное замещение атомов кремния и алюминия, углерода и азота, определяющее возможность образования твердых растворов с широкой областью гомогенности;

- сочетанием в рамках гетероэпитаксиальной композиции SiC–AlN материалов со значительным различием в ширине запрещенной зоны, что позволяет получать гетеропереходы на основе сверхширокозонных материалов.

Одновременно обращают на себя внимание и следующие особенности AlN:

- нитрид алюминия, как и SiC, устойчив к внешним воздействиям, в том числе радиационным, что предопределяет возможность его эксплуатации в экстремальных условиях;

- нитрид алюминия является хорошим диэлектриком, в связи с чем возможно его применение не только как изолирующего материала, но и в качестве подзатворного диэлектрика;

- нитрид алюминия обладает ярко выраженными пьезоэлектрическими свойствами (пьезоэлектрический коэффициент AlN варьируется в пределах 0,5 - 1,5 Кл·м<sup>-2</sup>), для него характерна высокая скорость распространения акустических волн (6 км/с) и малое затухание звука на сверхвысоких частотах.

С учетом ранее сказанного, система SiC–AlN чрезвычайно перспективна как для силовой высокотемпературной электроники, так и для сверхвысокочастотной, включая устройства обработки информации на основе акустоэлектронных компонентов.

В основе практического использования композиции SiC–AlN лежит выполненная авторами разработка метода ионно-химического осаждения SiC и AlN в единой технологической камере. Общая структура организации процесса и поставленные задачи приведены на рис.10. В настоящее время обеспечен устойчивый рост монокристаллического SiC и AlN на подложках из сапфира и кремния большой площади и ведутся работы по получению твердых растворов в системе SiC–AlN.

Результаты практического использования нитридов третьей группы в композиции с карбидом кремния достигнуты для системы GaN–SiC. При этом GaN выполняет функцию

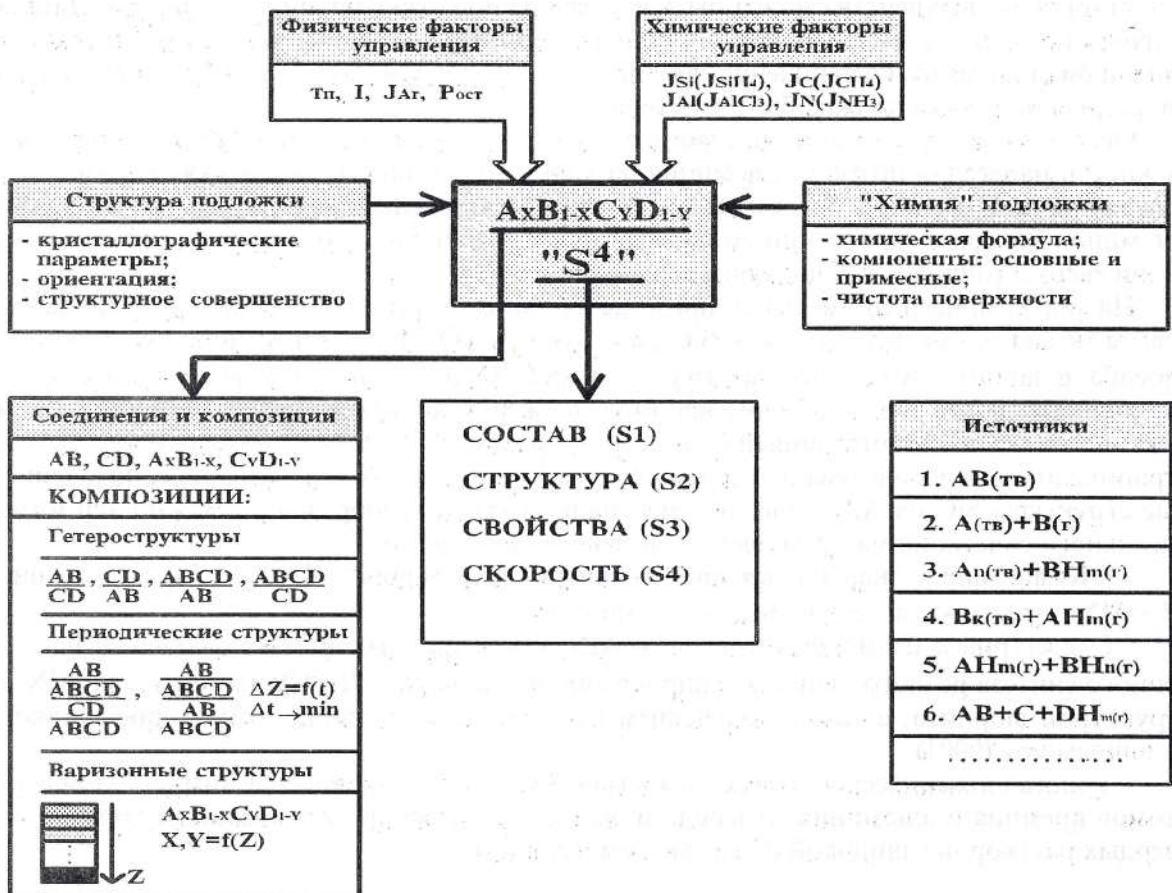


Рис.10. Общая схема управления процессом ионно-химического осаждения в системе SiC–AlN

широкозонного эмиттера в биполярном гетеропереходном транзисторе или же SiC выступает как подложка для эпитаксии GaN при формировании высокоэффективных ультрафиолетовых излучателей.

**Приборы на карбиде кремния.** В настоящее время в мировой практике сформировался ряд направлений развития электронной техники, которые могут быть отнесены к "критическим" - определяющим сохранение за государством, обладающим данной технологией, статуса потенциально независимого как с позиций обеспечения своей обороноспособности и безопасности (включая ядерную и экологическую), так и конкурентоспособности наиболее наукоемких отраслей промышленности.

Анализ современного состояния в области критических направлений электронной техники указывает на то, что наряду с бурным развитием элементной базы для систем обработки информации, целенаправленными исследованиями в области СВЧ и оптоэлектронных систем в настоящее время имеет место лавинообразный рост работ, относящихся к так называемой "экстремальной электронике".

В рамках данного понятия интегрированы приборы для экстремальных условий эксплуатации и приборы, обеспечивающие при эксплуатации экстремальные характеристики. Приборы экстремальной электроники могут быть условно объединены в три взаимосвязанные группы:

- для эксплуатации в условиях высоких температур, радиации и агрессивных сред;
- для эксплуатации в системах с повышенными значениями напряжений и плотностей тока;
- для эксплуатации в системах с повышенными значениями показателя "мощность - частота".

Интегрирующим фактором, определяющим возможность развития данных направлений в рамках единой концепции приборов экстремальной электроники, является использование в качестве их материаловедческого базиса широкозонных алмазоподобных материалов: карбида кремния, нитридов алюминия, галлия и бора, а также алмаза.

Известные фундаментальные ограничения элементной базы на кремнии (рис.11),

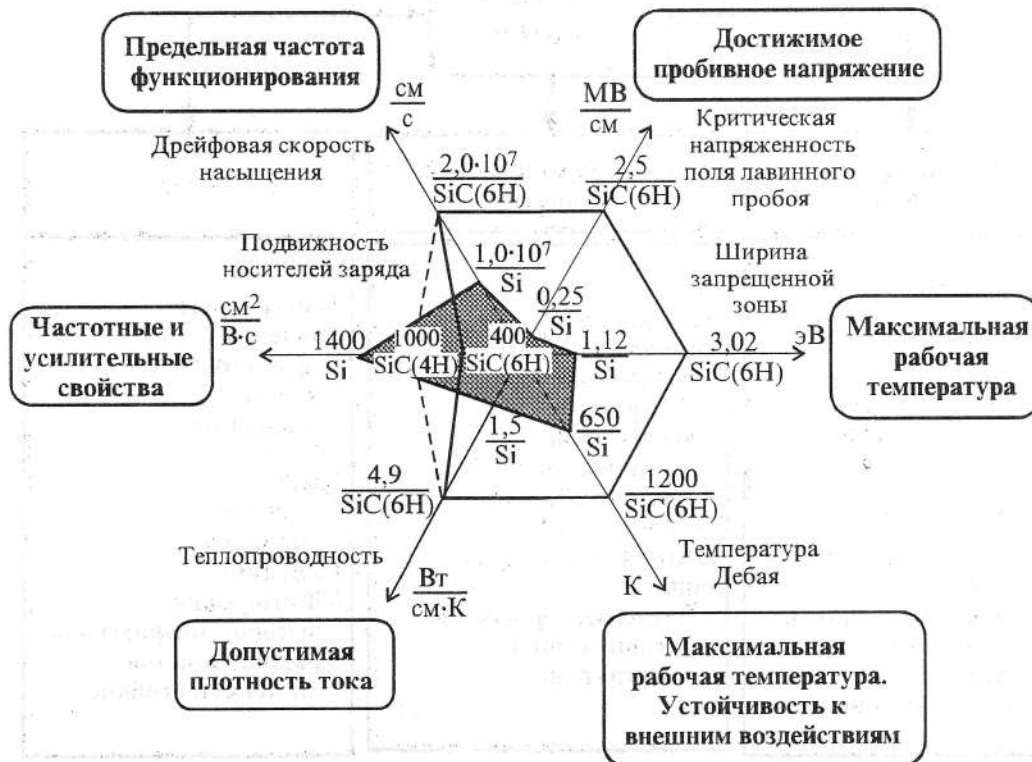


Рис.11. Сравнение важнейших функциональных свойств карбида кремния (светлое поле) и кремния (темное поле) и их влияние на экстремальные характеристики электронных приборов

а также возникший коммерческий интерес к экстремальной электронике стимулировали с конца 80-х начала 90-х годов лавинообразный рост числа работ в области карбидокремниевых приборов для экстремальных условий и режимов эксплуатации.

Проведенный анализ современного состояния в области разработок карбидокремниевых материалов и приборов представлен в обобщенном виде на рис.12.



Рис.12. Современное состояние в области разработок карбидокремниевых материалов и приборов

Учитывая, что в ранее упоминавшемся обзоре ФТИ приведены обширные данные по разработкам карбидокремниевой электроники, выполненным в различных фирмах, остановимся более подробно на некоторых приборах, разработанных в СПбГЭТУ. Семейство созданных и разрабатываемых в СПбГЭТУ карбидокремниевых приборов отражает табл.5. Выделим среди них полицветную светоизлучающую структуру, в основе которой лежит оригинальная технология синтеза гетерополитипных композиций карбида кремния из редких политипов SiC и политипной селективности в отношении спектрального состава излучения при введении в SiC примесей. Используя возможность получения у композиции политипов различных полос люминесценции при комплексном воздействии диффузией или ионной имплантацией, предложен вариант создания полицветной светоизлучающей структуры с широкой цветовой гаммой на базе гетерополитипной композиции (4H-21R). Поставленная цель достигается тем, что часть поверхности более узкозонного политипа (21R) легируется бором, после чего в узкозонный и широкозонный политипы одновременно проводят ионное внедрение алюминия. Данная схема формирования трехцветной электролюминесцентной структуры позволяет создавать инжекционные источники света, спектральный состав излучения которых включает красную, зеленую и голубую компоненты. Голубым излучением обладают электронно-дырочные переходы, полученные ионной имплантацией алюминия в широкозонный политип 4H-SiC. Достоинством рассмотренного способа создания полицветного излучателя следует считать использование во всей электролюминесцентной структуре материала с идентичным основным химическим составом, что предопределяет возможность совмещения в едином объеме группы элементарных излучателей.

Карбид кремния является перспективным материалом для сенсоров, работающих в экстремальных условиях эксплуатации при воздействии высоких температур (более 400 °С), радиации и агрессивных сред. Авторами была осуществлена разработка семейства датчиков температуры, давления и расхода (потока) жидкости и газов (табл.6).

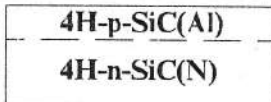
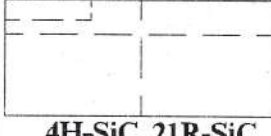
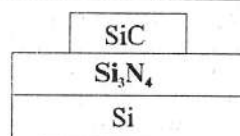
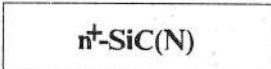
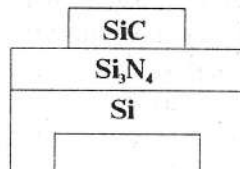
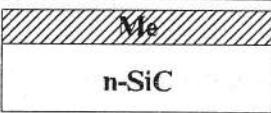
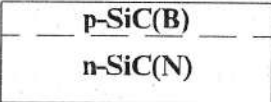
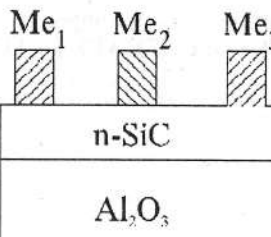
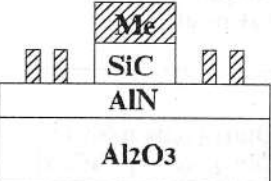
Для создания указанных карбидокремниевых датчиков был использован сформированный в СПбГЭТУ (ЛЭТИ) банк технологических операций, включающий ряд технологий:

- эпитаксиального осаждения слоев SiC n- и p-типов как на собственную, так и на инородную подложки;
- микропрофилирования SiC с целью формирования локальных областей с заданной топологией;
- создания металлических композиций для высокотемпературных барьеров Шотки, контактных и коммутационных систем;
- формирования изолирующих слоев для гальванической развязки элементов и линий коммутации;

Таблица 5

Семейство карбидокремниевых приборов, созданных и разрабатываемых в СПбГЭТУ (ЛЭТИ)

Тип прибора	Принцип формирования	Технология	Технические характеристики
<i>Светодиоды (СД)</i>			
СД желтого цвета свечения	6H-p-SiC(B) 6H-n-SiC(N)	Диффузия бора 6H-n-SiC	$h\nu_{\max} = 2,10 \text{ эВ}$ $B = 30 \text{ кД/м}^2$ $U = 3,0 \text{ В}$ $I = 3 - 5 \text{ мА}$
СД зеленого цвета свечения	6H-p-SiC(Al) 6H-n-SiC(Sc) 6H-n-SiC(N)	Эпитаксия n-SiC(Sc) Эпитаксия p-SiC(Al)	$h\nu_{\max} = 2,20 \text{ эВ}$ $B = 30 \text{ кД/м}^2$ $U = 3,0 \text{ В}$ $I = 10 \text{ мА}$

<i>Окончание</i>			
Тип прибора	Принцип формирования	Технология	Технические характеристики
<i>Светодиоды (СД)</i>			
СД голубого цвета свечения	 <p>4H-p-SiC(Al) 4H-n-SiC(N)</p>	Ионная имплантация алюминия в 4H-n-SiC	$h\nu_{\max} = 2,57 \text{ эВ}$ $B = 20 \text{ кД/м}^2$ $U = 3,0 \text{ В}$ $I = 10 \text{ мА}$
Полицветные СД	 <p>4H-p-SiC(Al) 21R-p-SiC(B) 4H-SiC 21R-SiC</p>	Диффузия бора в композицию 4H-SiC+21R-SiC. Ионная имплантация алюминия в 4H-SiC	$h\nu_{\max 1} = 1,95 \text{ эВ}$ $h\nu_{\max 2} = 2,20 \text{ эВ}$ $h\nu_{\max 3} = 2,57 \text{ эВ}$ $B = 20 \text{ кД/м}^2$ $U = 3,0 \text{ В}$ $I = 10 \text{ мА}$
<i>Датчики</i>			
Высокотемпературные датчики температуры	 <p>SiC Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Si</p>	Локальные слои SiC на изолирующей подложке	$\alpha_R = (3 - 5) \cdot 10^{-3} \text{ К}^{-1}$ $T_p = (-60 \dots +500) \text{ }^\circ\text{C}$
Широкодиапазонные датчики температуры	 <p>n<sup>+</sup>-SiC(N)</p>	Сильно легированный азотом SiC	$\alpha_R = 10^{-1} \text{ К}^{-1}$ $T_p = 100 \text{ мК} - 100 \text{ К}$
Датчики давления	 <p>SiC Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Si</p>	Кремниевая мембрана с локальными слоями SiC на Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	$S = 0,01 \text{ мВ/кПа} \cdot \text{В}$ $\Delta P = (1 - 5) \cdot 10^5 \text{ Па}$ $T_p = (-60 \dots +500) \text{ }^\circ\text{C}$
Датчики ультрафиолетового излучения	 <p>Me n-SiC</p>	Барьер Шотки Me-SiC	$\lambda_{\text{гр}} = 0,3 \text{ мкм}$ $K_{\Phi} = 0,5 \text{ А/Вт}$
Датчики ионизирующих излучений*	 <p>p-SiC(B) n-SiC(N)</p>	Продолжительная диффузия бора в n-SiC(N)	$\alpha$ -частицы сигнал/шум = 10:1 $U_{\text{обр}} = 30 \text{ В}$ $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$
<i>Усилители, преобразователи</i>			
Полевой транзистор с барьером Шотки*	 <p>Me<sub>1</sub> Me<sub>2</sub> Me<sub>3</sub> n-SiC Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></p>	Эпитаксия SiC на диэлектрическую подложку Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> . Барьер Шотки Me <sub>2</sub> -SiC	$S = (1 - 3) \text{ мА/В}$ $T_p > 250 \text{ }^\circ\text{C}$
Акустоэлектронный конвольвер*	 <p>Me SiC AlN Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></p>	Эпитаксия AlN на Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> и SiC на AlN. Микропрофилирование SiC на AlN	$F_p > 3 \text{ ГГц}$

\*В стадии разработки, созданы экспериментальные образцы

Таблица 6

## Семейство SiC датчиков, работающих в экстремальных условиях эксплуатации

Название	Физическая структура	Реальная топология
Датчик температуры		
Датчик давления		
Термоанемометр		

- литографической обработки и травления нетрадиционных диэлектриков (AlN) и высокотемпературных коммутационных систем (например, Ni, Mo, Ta, W);

- пассивации поверхности микроэлектронной структуры для повышения устойчивости к внешним воздействиям.

Для создания широкодиапазонных датчиков температуры как возможные варианты рассматривались эпитаксиальные, диффузионные и сплавные p-n-переходы, а также барьеры Шотки. В качестве датчиков температуры наиболее перспективным представляется использование структур на основе барьера Шотки и p-n-переходов. Они обладают практически линейной зависимостью прямого падения напряжения от температуры и чувствительностью не ниже 1,2 мВ/К в интервале температур от 20 до 400 °С, их рабочие температуры значительно выше, чем для их аналогов, изготовленных из других полупроводниковых материалов. Особенностью карбидокремниевых p-n-переходов является необходимость учета температурных изменений коэффициента инжекции и сопротивления эмиттера вследствие больших значений энергии активации акцепторных примесей.

В основе датчиков давления лежит структура "карбид кремния на изоляторе" (K<sup>2</sup>НИ или SCOI), функцию которого выполняют слои Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub> или AlN. В качестве подложки использовался кремний, подвергнутый глубинному микропрофилированию с целью формирования мембраны. Тензорезистивный мост в отличие от известных диффузионных

технологий формировался в виде мезаструктуры "карбид кремния на изоляторе", что обеспечивало устойчивость к воздействиям высоких температур. Нитрид алюминия является более предпочтительным материалом в силу его термомеханической и кристаллохимической совместимости с SiC.

Поскольку датчики давления предназначены для работы в условиях высоких температур, осуществлялась оптимизация значений тензочувствительности пленок и температурного коэффициента сопротивления тензорезисторов. Установлено, что увеличение уровня легирования азотом до  $10^{19}$  см<sup>-3</sup> понижает тензочувствительность. В то же время высокий уровень легирования уменьшает влияние температуры на сопротивление тензорезисторов. Показано, что могут быть достигнуты условия, когда температурный коэффициент сопротивления и температурный коэффициент тензочувствительности примерно равны, что благоприятно сказывается на осуществлении температурной компенсации в мостовой схеме измерения датчика давления. Достигнутые значения чувствительности датчиков давления не ниже 0,01 мВ/кПа·В.

В настоящее время актуально создание технических средств контроля скорости (от 0,1 до 10 м/с) потоков газов и жидкости при повышенных температурах. С целью унификации конструкторско-технологических решений при создании семейства датчиков для экстремальных условий эксплуатации, включающего датчик температуры, датчик давления и термоанемометрический датчик, в качестве базовой конструкции термоанемометра выбрана структура "SiC на изолирующей подложке".

Фактически функцию термоанемометра выполняют микропрофилированные по заданной топологии слои SiC, имеющие форму "меандра".

Высокая чувствительность SiC термоанемометров определяется температурной зависимостью сопротивления, высокой теплопроводностью и использованием тонких слоев SiC, которые размещаются на носителях мембранного типа.

Физическая структура и топология ранее рассмотренных и практически реализованных датчиков представлены в табл.6.

Созданное семейство датчиков температуры, давления и расхода обеспечивает характеристики приборов, сопоставимые с известными аналогами, но отличающиеся от последних устойчивостью к воздействию экстремальных факторов, в первую очередь высоких температур. Достигнутые параметры позволяют легко адаптировать чувствительные элементы к традиционным вторичным преобразователям сигналов в микроэлектронном исполнении.

По мнению авторов, в рамках сложившегося рынка потребностей в элементной базе экстремальной электроники для специальных областей применения в качестве основной целевой функции для реального использования карбидокремниевых приборов непосредственно в настоящее время должны стать объекты ядерной энергетики, аэрокосмического комплекса и технические средства, используемые для хранения и утилизации ядерных отходов. При этом приоритетными являются вопросы обеспечения надежности и стабильности работы таких систем, а следовательно, предпочтение следует отдавать контрольно-измерительной аппаратуре и контурам управления, что потребует развития различных типов датчиков, а также аналоговой и цифровой элементной базы для обработки и передачи сигналов в экстремальных условиях.

В рамках разработок перспективных образцов специальной техники с ранее не достижимыми техническими характеристиками, надежностью и условиями эксплуатации представляется, что наибольшее внимание следует уделить разработкам в области элементной базы силовой сильноточной и высоковольтной электроники, электроники с повышенными показателями "мощность - частота", а также сверхскоростным приборам, сочетающим элементную базу для реализации электрических и оптических принципов передачи и обработки информации. Последний вариант также положительно влияет на такую техническую характеристику изделия, как помехозащищенность функционирования.

Не детализируя весь возможный набор конструкторско-технологических решений, которые могут быть реализованы при переходе на карбидокремниевую элементную базу, выделим:

- минимизацию числа или полный отказ от искусственных принудительных систем охлаждения электронных блоков;
- использование локальных высокоэффективных систем контроля за работой базовой энергетической установки (турбина, дизель, реактор) и ряда исполнительных устройств, функционирующих в экстремальных условиях;
- повышение рабочих напряжений и как следствие сокращение масс-габаритных показателей систем энергоснабжения;
- внедрение новых видов систем с повышенными импульсно-энергетическими характеристиками.

Представляется, что широкое практическое использование разрабатываемых в настоящее время карбидокремниевых приборов по своему конечному влиянию на технические характеристики и в первую очередь энергетические, масс-габаритные показатели, а также надежность эксплуатации в условиях воздействия экстремальных факторов целой совокупности электротехнических и радиоэлектронных изделий нового поколения может стать техническим прорывом.

Итак, разработка и внедрение в практику приборостроения полупроводникового карбида кремния и широкозонных композиций на его основе позволит:

- расширить номенклатуру и функциональные возможности элементной базы электронной техники, включая создание приборов на основе интеграции электрических и оптических способов преобразования и хранения информации;
- обеспечить создание приборов для различных областей гражданского и специального применения с новыми ранее недоступными техническими характеристиками;
- повысить надежность изделий электронной техники и обеспечить экстремальные условия их эксплуатации.

При подготовке данного обзора, отражающего достижения в области применения и разработок SiC за длительный период времени, оказалось фактически невозможным составить полную библиографию и учесть при этом приоритеты различных исследователей, поэтому приведены ссылки лишь на некоторые обобщающие работы в этой области и труды последних международных конференций по проблемам SiC и высокотемпературной электроники.

В заключение авторы хотели бы отметить весь научно-педагогический коллектив научной школы в области карбида кремния, сформировавшийся в СПбГЭТУ (ЛЭТИ).

### Литература

1. Карбид кремния/ Под ред. Г.Хениша, Р.Роя . - М.: Мир, 1972. - 349 с.
2. Tairov Y.M., Vodakov Y.A. Materials topics in applied physics. - 1977. - Vol.17. - P. 31 - 61.
3. Проблемы физики и технологии широкозонных полупроводников// Тр. II Всес. сов. по широкозонным полупроводникам. - Л.: Изд. АН, 1979. - 278 с.
4. Second International High Temperature Electronics Conference, USA, JUNE, 1994. - Vol.2. - P.XI - XIV29.
5. Иванов П.А., Челюков В.Е. Полупроводниковый карбид кремния - технология и приборы// ФТП. - 1995. - Т.29, вып.11. - С.1921 - 1943.
6. High Temperature Electronics. France, May, 1994, Elsevier, 1995. - Vol.50. - 242 p.
7. International Conference On Silicon Carbide And Related Materials, Japan, september, 1995. - 619 p.
8. Полупроводниковый карбид кремния и приборы на его основе// Тез. докл. межд. сем. (Россия, Новгород, сентябрь). - 1995. - 81 с.
9. Third International High Temperature Electronics Conference, USA, JUNE, 1996. - Vol.1. - P.II - XIII31, Vol.2. - P.XIV1 - 286.

Статья поступила  
10 июня 1996 г.